

ANÁLISE DO EFEITO DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA NO COMPORTAMENTO A QUENTE DOS AÇOS MA340 E AP04 POR REDES NEURAIIS¹

*Renata Neves Penha²
Lauralice Franceschini Canale³
José Maria Cabrera⁴*

Resumo

Uma rede neural foi construída para prever a tensão de pico obtida em ensaios de tração, torção e compressão, a partir de dados publicados de aços carbono no estado austenítico e deformados a velocidades menores que $1s^{-1}$. A rede foi construída para que fosse possível obter dados da curva tensão-deformação sem a realização de testes experimentais. A máxima tensão alcançada é calculada a partir da composição química, temperatura de teste, velocidade de deformação e tipo de teste. Sabe-se, por exemplo, que a quantidade de carbono provoca alterações na tensão de escoamento. Em altas temperaturas e a baixas velocidades de deformação, quanto maior o teor de carbono, menor a tensão de fluência. O objetivo deste trabalho é utilizar esta rede para avaliar o efeito da composição química de diferentes tipos de aço carbono na tensão de pico, considerando o parâmetro de Zener-Hollomon (Z) constante.

Palavras-chave: Simulação; Tensão de pico; Deformação a quente; Redes neurais.

ANALYSIS OF THE CHEMICAL COMPOSITION EFFECT OF MA304 AND AP04 STEELS HOT BEHAVIOR BY MEANS OF NEURAL NETWORKS

Abstract

A neural network was constructed to predict the peak stress obtained from tensile, torsion and compressive tests, from published data of plain carbon steels on austenitic state and deformed at rates lower than $1s^{-1}$. The network was made to obtain experimental data from stress-strain curve without doing experimental tests. The higher stress reached is calculated by means of chemical composition, test temperature, deformation rate and kind of test. It is known, for example, that high level of carbon promotes changes on tensile stress. At high temperatures, higher the carbon content, lower is the flow stress. The goal of this work is to use this neural network to evaluate the effect of chemical composition of different kinds of carbon steels on peak stress, considering the Zener-Hollomon (Z) parameter as a constant.

Key words: Simulation; Peak stress; Hot deformation; Neural networks.

¹ *Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

² *Doutoranda da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC-USP).*

³ *Profª Drª do Depto de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da EESC-USP.*

⁴ *Prof Dr do Depto de Ciencia de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica da Universidad Politécnica de Cataluña e do CTM Centro Tecnológico de Manresa.*

1 INTRODUÇÃO

Uma descrição completa do mecanismo de recristalização dinâmica (o principal mecanismo de amolecimento controlado por altas temperaturas de deformação dos aços) envolve a derivação da equação de taxa a qual se caracteriza pela máxima tensão (ou tensão de pico σ_p) alcançada durante a deformação (veja a Figura 1). Pode-se observar⁽¹⁾ que a tensão de pico, σ_p , depende da taxa de deformação e da temperatura como mostra a equação a seguir:

$$\dot{\epsilon} = A_1 (\sinh \alpha_1 \sigma)^{n_1} \exp\left(\frac{-Q_1}{RT}\right) \quad (\text{A})$$

onde A_1 e n_1 são constantes, α_1 é o inverso da tensão associada com a decomposição da lei de potencia, Q_1 é a energia de ativação para trabalho a quente, R a constante universal dos gases, e σ a tensão considerada (σ_p , σ_s ou σ_{ss}). Embora as constantes A_1 , α_1 , n_1 e Q_1 dependam do material sendo considerado, elas são geralmente reportadas como valores aparentes, porque geralmente não é considerado o estado microestrutural interno. As pesquisas recentes em aços carbono mostram que quando o módulo de Young é considerado função da temperatura, um expoente de fluência constante $n=5$ e a energia de ativação de autodifusão podem ser usados para descrever a tensão apropriada. Assim expressão unificada é dada por:

$$\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)} = A \left(\sinh \frac{\alpha \cdot \sigma}{E(T)} \right)^5 \quad (\text{B})$$

Aqui $E(T)$ é o módulo de Young e $D(T)$ é o coeficiente de autodifusão da austenita. A equação (B) agora é dada por:

$$D(T) = D_o \exp\left(\frac{-Q_{sd}}{RT}\right) \quad (\text{C})$$

Também se encontram na literatura expressões mais simplificadas que relacionam a tensão de pico e o parâmetro de Zener-Hollomon, como mostra a equação (D):

$$\sigma_p = K \sigma \cdot d_o^{n\sigma} \cdot Z^{m\sigma} \quad (\text{D})$$

Onde $K\sigma$, $n\sigma$ e $m\sigma$ são constantes dos materiais, d_o o tamanho de grão inicial (em μm) e Z o parâmetro de Zener-Hollomon, o qual pode se definido como:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (\text{E})$$

Onde Q é a energia de ativação aparente. No entanto, ainda há controvérsias em aceitar uma equação universal para a derivação da tensão de pico, e o efeito da composição química nesta tensão também não foi completamente explicado.

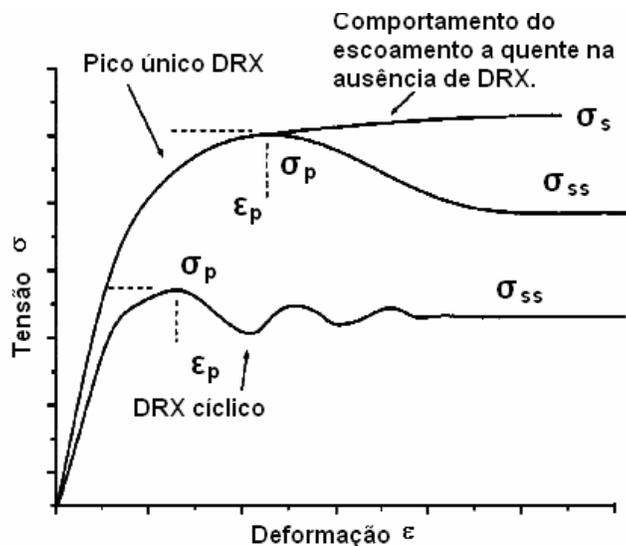


Figura 1: Comportamento da deformação plástica do γ -Fe sob condições de alta temperatura e deformação.⁽¹⁾

As redes neurais representam um método de regressão mais generalizada, o qual gera melhores resultados que a regressão linear. É uma ferramenta poderosa especialmente para problemas que ainda não têm um modelo físico, como a maioria dos problemas encontrados nas ciências dos materiais.

O objetivo deste trabalho é calcular a tensão de pico de aços carbono e microligados em função da composição química, temperatura de teste, taxa de deformação e tipo de teste. Um grande conjunto de dados experimentais foi obtido da literatura, e uma rede neural foi treinada para prever a tensão máxima alcançada pelos materiais no estado austenítico. Os resultados apresentados neste trabalho se referem a um aço carbono e um microligado, AP04 e MA340 respectivamente, ambos de acordo com a norma espanhola.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Procedimento Experimental

De acordo com a proposta deste trabalho, uma rede neural foi treinada para prever a tensão de pico de aços carbono. A rede foi validada pela comparação de dados experimentais obtidos para o aço carbono AP04 e o aço microligado MA340 (ambos de acordo com norma espanhola), e dados calculados pela rede considerando as mesmas condições.

Para obtenção das curvas experimentais de deformação a quente foram utilizados os aços AP04 e MA340, cujas composições químicas podem ser observadas na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química dos materiais ensaiados.

	%C	%Si	%Mn	%Al	%Nb	%P	%S
AP04	0,11	0,17	0,57	-	-	0,007	0,011
MA340	0,08	0,03	0,5	0,027	0,03	0,011	0,011

Para o aço AP04 foram utilizadas amostras cilíndricas com 7,6mm de diâmetro e 11,4 mm de altura. Os testes foram feitos a 900°C, 950°C, 1.000°C e

1.050°C. Três diferentes taxas de deformação ($0,001 \text{ s}^{-1}$, $0,01 \text{ s}^{-1}$ e $0,1 \text{ s}^{-1}$) foram testadas para cada temperatura. As amostras foram austenitizadas a 1.100°C por 900 s para que a microestrutura estivesse homogeneizada antes da compressão. Os corpos de prova foram então resfriados a até a temperatura de teste e achatados até a deformação de 0,8. O conjunto destas curvas experimentais pode ser visto na Figura 2.

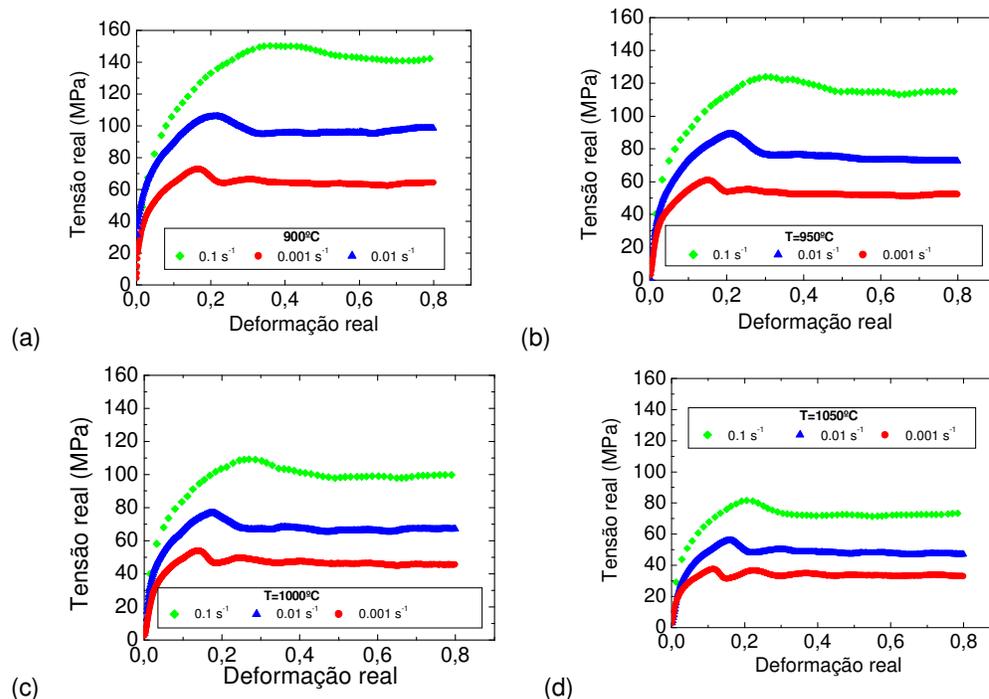


Figura 2: Curvas tensão-deformação obtidas para o aço carbono AP04.

Para o aço microligado MA340 foram realizados testes de tração em corpos de prova com 6 mm de diâmetro e 30 mm de comprimento, cuja composição química está na Tabela 1. Todos os testes foram realizados em atmosfera de argônio a fim evitar a oxidação. Primeiro as amostras eram aquecidas até 1.100°C e mantidas nesta temperatura por 15 minutos para homogeneizar a microestrutura, e obter um tamanho de grão inicial similar. Então as amostras eram resfriadas até as temperaturas de teste (900°C , 950°C , 1.000°C e 1.050°C) e mantidas por 5 minutos. Os ensaios foram realizados até a ruptura a uma taxa de deformação constante de $0,001 \text{ s}^{-1}$; $0,01 \text{ s}^{-1}$ e $0,1 \text{ s}^{-1}$. A Figura 3 mostra as curvas obtidas para cada condição ensaiada.

2.2 Treinamento da Rede

Um grande conjunto de dados de medidos de testes de tração, compressão e torção obtidos de aços carbono e aços microligados foram compilados de trabalhos publicados.⁽¹⁻⁴⁹⁾ Todos estes testes foram realizados no estado austenítico. Resultando ao final 18 variáveis de entrada: taxa de deformação (até 1 s^{-1}), temperatura de teste, composição química (%C, %Mn, %Si, %Nb, %V, %Ti, %Al, %N, %Cr, %Cu, %Mo, %S, %P, %Ni e %B) e o tipo de teste. O intervalo, a média e o desvio padrão dos dados de entrada estão listados na Tabela 2.

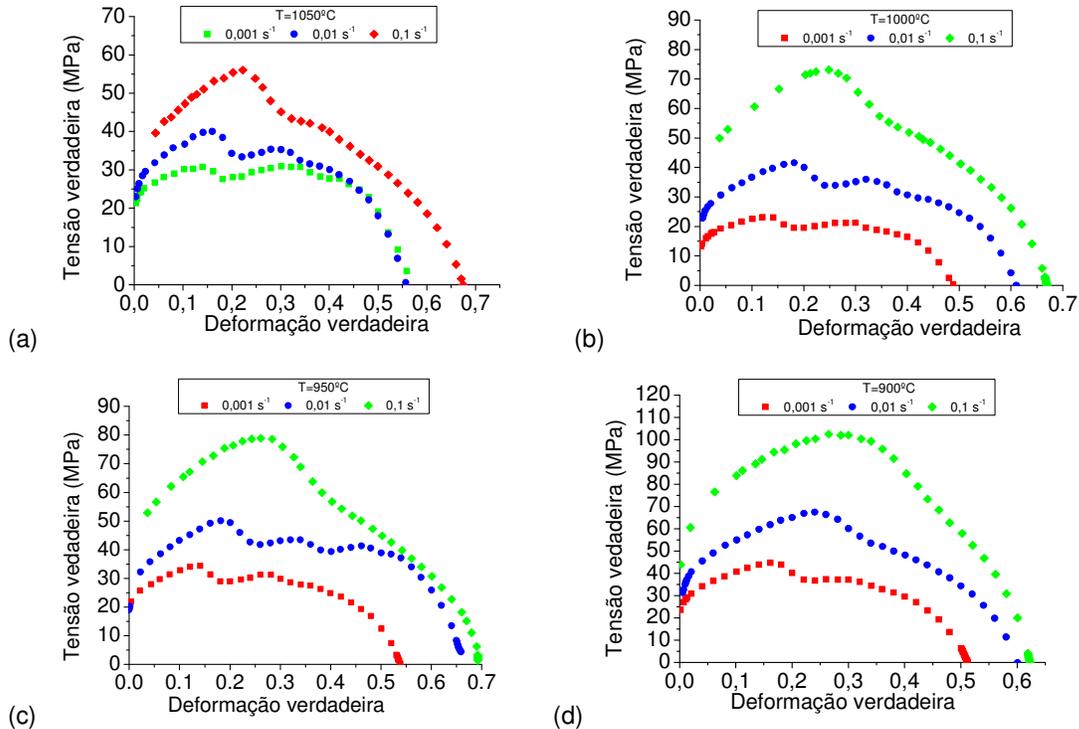


Figura 3: Curvas tensão-deformação obtidas para um aço microligado MA340.

Tabela 2: Dados de entrada da rede.

Variável de entrada	Min.	Max.	Média	Desvio Padrão
Taxa de deformação [1/s]	0.0001	1	0.192	0.3223
Temperatura de teste [°C]	840	1300	1004.2036	88.7014
Composição Química [%]				
C	0.0019	1.1	0.2398	0.2561
Mn	0.057	2	0.9116	0.4987
Si	0	1.2	0.2481	0.2438
Nb	0	0.124	0.005	0.0152
V	0	0.26	0.0138	0.0357
Ti	0	0.16	0.008	0.0216
Al	0	0.063	0.011	0.0147
N	0	0.025	0.0042	0.0045
Cr	0	1.9	0.1142	0.3186
Cu	0	0.33	0.0354	0.0786
Mo	0	0.97	0.1091	0.0385
S	0	0.08	0.0139	0.0114
P	0	0.1	0.0127	0.0128
Ni	0	1	0.034	0.1201
B	0	0.016	0.0007	0.0024
Tipo de Teste	Tração, compressão e torção.			

2.3 Rede Neural

Uma rede neural de retro-propagação foi construída com a composição química, taxa de deformação e temperatura como dados de entrada e a tensão de pico como saída. A função de ativação escolhida foi a tangente hiperbólica (eq. F)

para as camadas ocultas e na camada de saída foi utilizada uma função linear (eq. G):

$$h_i = \tanh\left(\sum w_{ij}x_j + \theta_i\right) \quad (F)$$

$$y = \sum w_i h_j + \theta_i \quad (G)$$

onde x_j são as entradas e w_{ij} são os pesos, os quais definem a rede neural. As polarizações θ_j foram tratadas internamente como pesos associados como uma constante igual a uma unidade.

Centenas de arquiteturas de redes foram testadas até encontrar a melhor configuração. Verificou-se que uma rede com duas camadas ocultas e quinze neurônios em cada foi a que gerou o melhor ajuste para a camada de saída.

O algoritmo usado para treinar a rede foi baseado na retro-propagação de erros com taxa de aprendizagem variável e *momentum*. A taxa de aprendizagem inicial foi de 0,01 e o momentum de 0,9. A rede foi treinada até 100.000 épocas.

Para prevenir o problema de sobre ajustamento dos dados utilizou-se a regularização bayesiana. Este método consiste em modificar a função de desempenho, eq. H, a qual normalmente é a soma dos erros quadráticos dos dados de treinamento. A função é modificada adicionando um termo (eq. I) que consiste na média da soma dos pesos quadráticos (*msw*) e polarizações da função original. Isto faz com que a rede tenha pesos e polarizações menores e, isto força a resposta da rede a ser mais suave e menos propensa ao sobre ajustamento. A nova função de desempenho corresponde a eq. J.

$$mse = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (t_i - a_i)^2 \quad (H)$$

$$msw = \frac{1}{N} \sum_{j=1}^N w_j^2 \quad (I)$$

$$msereg = \gamma mse + (1 - \gamma) msw \quad (J)$$

3 RESULTADOS

Depois da seção de treinamento o erro final, calculado pela eq. J, foi igual a 0,031. A Figura 4 mostra as tensões de pico medidas experimentalmente e as tensões calculadas pela rede para o conjunto de teste. O conjunto de teste corresponde às curvas experimentais obtidas para os aços AP04 e MA340, e pode ser observada uma pequena diferença entre os dados medidos e simulados o que mostra que a rede é robusta.

3.1. Efeito da Composição Química

Agora a rede treinada pode ser usada para prever a tensão de pico sem fazer novos testes. Uma proposta desta rede pode ser avaliar o efeito da composição química. Para simular o efeito da quantidade de cada elemento o parâmetro de Zener-Hollomon (*Z*) foi estabelecido como constante. Na Tabela 3 pode-se observar a temperatura de teste, a taxa de deformação e o valor de *Z* que foram utilizados na simulação.

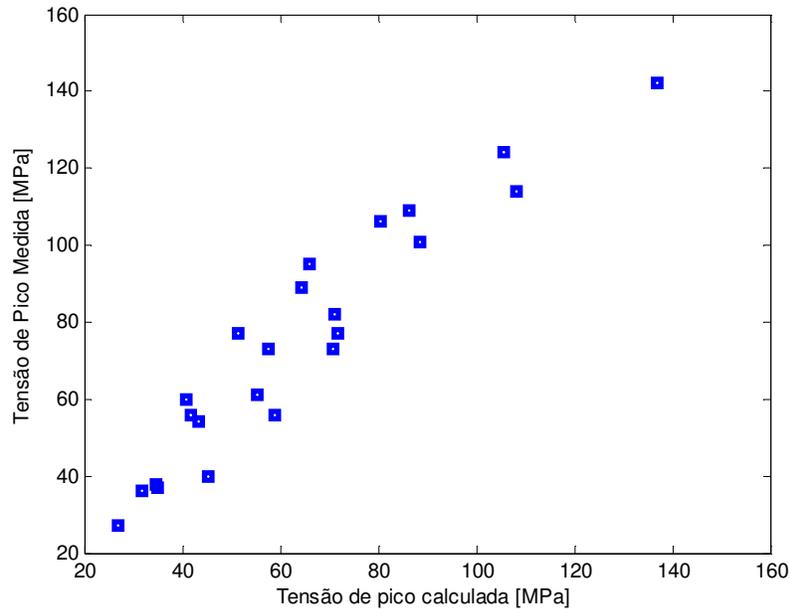


Figura 4: Comparação entre a tensão de pico calculada e medida para os aços AP04 e MA340.

Tabela 3: Parâmetro de Zener-Hollomon para as condições simuladas

Temperatura de teste [°C]	Taxa de deformação [1/s]	Z [1/s]
1.100	0,1	$1,9 \cdot 10^9$
1.100	0,01	$1,9 \cdot 10^8$
1.100	0,001	$1,9 \cdot 10^7$

Três situações foram simuladas para os aços AP04 e MA340, uma variando a quantidade de carbono, outra a quantidade de manganês e por último a quantidade de silício. A Tabela 4 mostra a composição química utilizada em cada um dos casos. Como pode ser constatado que apenas um elemento foi variado por vez e que os demais elementos conservaram o mesmo percentual dos aços testados experimentalmente.

Tabela 4: Composição química dos aços simulados

	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Al	%Nb
AP04 ₁	0,07-0,13	0,57	0,17	0,007	0,011	-	-
AP04 ₂	0,11	0,2-0,8	0,17	0,007	0,011	-	-
AP04 ₃	0,11	0,57	0,05-0,5	0,007	0,011	-	-
MA340 ₁	0,02-0,12	0,5	0,03	0,011	0,011	0,027	0,03
MA340 ₂	0,08	0,2-1,1	0,03	0,011	0,011	0,027	0,03
MA340 ₃	0,08	0,5	0,01-0,09	0,011	0,011	0,027	0,03

Para avaliar o efeito do carbono nos dois aços, primeiro foi variada a quantidade deste elemento no aço AP04 entre 0,07% e 0,13% e, em seguida fez-se o mesmo para o aço MA340 para o intervalo de 0,02% a 0,12% de carbono. O resultado pode ser observado na Figura 5 (a) para o aço AP04 e na Figura 5(b) para o aço MA340, e o que se nota é que há um ligeiro decréscimo da tensão máxima quando se aumenta a quantidade de carbono.

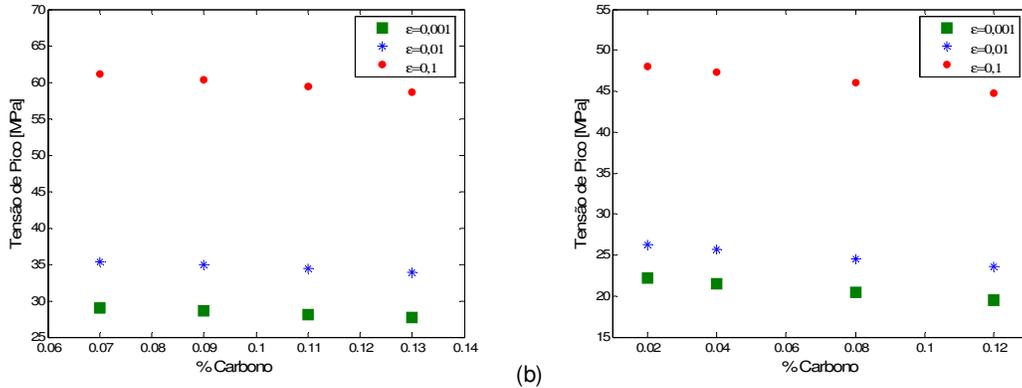


Figura 5: Efeito da quantidade de carbono na tensão de pico para o aço (a) AP04₁ e (b) MA340₁, considerando Z constante.

A Figura 6(a) ilustra a seguinte situação: a quantidade de carbono foi fixada em 0,11%, a de silício em 0,17%, fósforo e enxofre foram mantidos em 0,007% e 0,011% respectivamente. Apenas a quantidade de manganês foi variada de 0,2% a 0,8% e pode-se dizer que o efeito da variação deste elemento é quase imperceptível. Já a Figura 6(b) mostra o efeito da quantidade de manganês para o aço MA340, onde fica claro que quando há um aumento de manganês há também um acréscimo na tensão máxima.

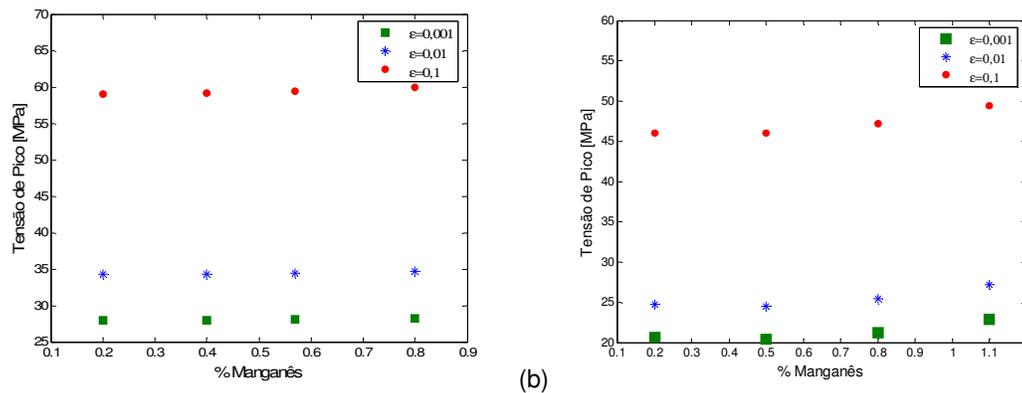
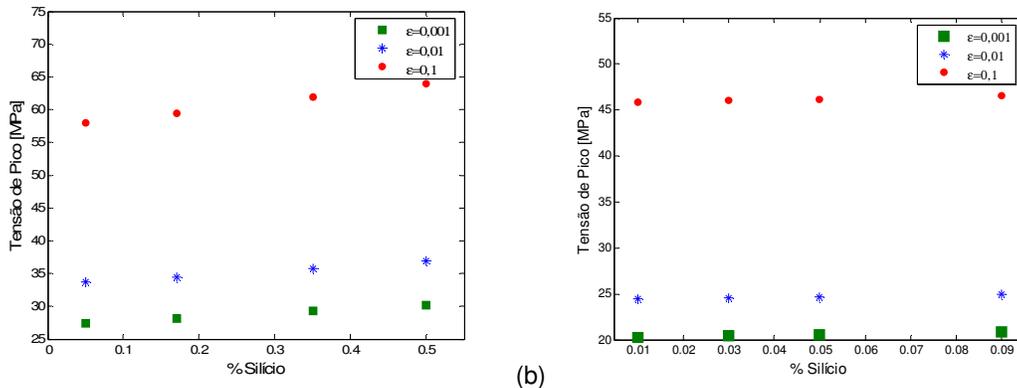


Figura 6: Efeito da quantidade de manganês na tensão de pico para os aços (a) AP04₂ e (b) MA340₂, considerando Z como uma constante.

A Figura 7 traz a mesma análise só que para o silício que foi variado de 0,05% a 0,5% para o aço AP04 e de 0,01% a 0,09% para o aço MA340. Observa-se que a variação da tensão de pico é mais sensível a este elemento nos aços carbono, em especial a altas velocidades de deformação. Já o aço microligado mostrou-se pouco sensível ao acréscimo deste elemento, mas é importante ressaltar que o aço MA340 contém uma quantidade muito pequena de silício.



(a) (b)
Figura 7: Efeito da quantidade de silício na tensão de pico para os aços (a) AP04₃ e (b) MA340₃ considerando Z como uma constante.

4 DISCUSSÃO

Sabe-se que atualmente há uma forte tendência em se buscar aços com maiores níveis de resistência. A pesquisa destes novos aços ou a forma de processamento dos aços já existentes tem de se focado muito na simulação. Isto se deve principalmente a redução dos altos custos que o trabalho experimental impõe, e aos excelentes resultados que se pode alcançar simulando. As redes neurais em especial vêm sendo muito utilizada por diversos autores. Capdevilla,⁽⁵⁰⁾ por exemplo, estudou o efeito do processamento e da quantidade de carbono nos aços de baixo carbono. Jalham⁽⁵¹⁾ focou seus resultados em materiais compósitos, Serajzadeh⁽³³⁾ nos aços de baixa liga.

Esta rede se difere das outras já construídas para a mesma finalidade pelo fato de prever dados de uma curva de fluência para mais de um tipo de aço, ou seja, microligados, baixo e médio carbono.

Como pode ser observado nas Figuras 5, 6 e 7 de fato pequenas alterações na composição química podem alterar a resistência do material. A Figura 5 mostrou que a tensão diminui com o aumento de carbono, este resultado está de acordo com as conclusões encontradas por Escobar, Cabrera e Prado.⁽¹⁾ Quanto ao manganês, Figura 6, verificou-se que há um aumento na tensão máxima atingida pelo material à medida que se aumenta a quantidade deste elemento, e que o aço microligado é mais sensível a variações na quantidade deste elemento. E por último o efeito do silício, a Figura 7 mostra que o aço carbono é mais sensível a variações deste elemento, em comparação ao aço microligado.

5 CONCLUSÃO

Uma rede neural foi utilizada para calcular a tensão máxima a quente como função da composição química, temperatura de teste e taxa de deformação. Para este propósito foi utilizada uma enorme quantidade de dados publicados e um pequeno conjunto de teste. Verificou-se que a rede neural é uma boa ferramenta para analisar e prever o comportamento de deformação a quente e os resultados obtidos neste trabalho encorajam mais esforços nesta área. O grande potencial de usar redes neurais são os benefícios econômicos que ela pode proporcionar para a indústria, reduzindo a necessidade de pesquisas experimentais de alto custo para desenvolver novos aços e obter as propriedades mecânicas dos mesmos.

Agradecimientos

Os autores agradecem a CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) e ao Ministério de Trabalhos Públicos da Espanha pelo projeto aprovado N^o 80032/A04.

REFERÊNCIAS

- 1 F. ESCOBAR, J. M. CABRERA, J. M. PRADO. Effect of carbon content on plastic flow behaviour of plain carbon steels at elevated temperature. *Mat.Sci & Tech*, v19, (2003), p1137-1147.
- 2 C. ROUCOULES, S. YUE, J. J. JONAS, Effect of metadynamic recrystallization on rolling load and microstructure. August (1992), McGill University.
- 3 K. P. RAO, et al. Constitutive relationships for hot deformation of a carbon steel: a comparison study of compression tests and torsion tests. *Canadian Metallurgical Quarterly*, v32,n2, (1993), p165-175.
- 4 A. LAASRAOUI, J. J. JONAS Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates. *Metallurgical Transactions*, v22A, (1992), p1545-1558.
- 5 C.M. SELLARS, The Physical Metallurgy of Hot Working Proc. Int. Conf. on Hot Working and Forging Process, Sheffield (1979), p3-15.
- 6 E. DORERTUS, et.al. A new device for upsetting tests of steels at high temperatures *Journal of Materials Processing Technology*, v26, (1991), p.257-266.
- 7 C. ROSSARD and P. BLAIN, Evolution de la structure de l'acier sous l'effet de la déformation plastique à chaud. *Mem. Scientifiques da la Rev. De Metallurgie*, v.LVI, n.3, (1959), p285-300.
- 8 S. F. MEDINA, C. A. HERNANDEZ. General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels. *Acta Materialia*, v44, n1, (1996), p137-145.
- 9 J. SANKAR, et.al. Behaviour of Low-Carbon and HSLA Steels During Torsion-Simulated Continuous and Interrupted Hot-Rolling Practice *Metals Technology*, (1979), p.325-331.
- 10 J. G. ANDERSON and R. W. EVANS. Modelling flow stress evolution during elevated temperature deformation of two low carbon steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v23, (1996), p130-135.
- 11 J.JAIPAL et. al. Effect of Carbon Content on the Hot Flow Stress and Dynamic Recrystallisation Behaviour of Plain Carbon Steels. *Thermec-97, Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials*, Wollongong, v.I, (1997), p.539-545.
- 12 C. OUCHI, T. OKITA. Dynamic recrystallization behavior of austenite in Nb-bearing high strength low alloy steels and stainless steel. *Transactions ISIJ*, v22, (1982), p543-551.
- 13 J. M. CABRERA, I.MEJÍA, J. M. PRADO. Effect of rare-earth metals on the hot strength of HSLA steels. *Zeitschrift fuer Metallkunde/Materials Research and Advanced Techniques*, v 93, n 11, Nov, (2002), p 1132-1139.
- 14 K. TAFZI, J. M. CABRERA, J.M.PRADO. Dynamic recrystallization during hot deformation of an armco steel (La recristalización dinámica durante la deformación en caliente de un acero calidad armco). *Revista de Metalurgia (Madrid)*, v 37, n 2, March/April, (2001), p 184-189.
- 15 V. FERNANDEZ. Efecto del contenido de silício en el comportamiento a fluencia de un acero al carbono. (2004) *Proyecto de Fi de Carrera. Escola Tècnica Superior d'Enginyeria Industrial de Barcelona*.
- 16 E. HURTADO. Tesis. Ductilidad en Caliente de los aceros microaleados y su influencia en los procesos de colada continua. *Instituto Politécnico Nacional. Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas. Ciudad de México*. (2001) 172p.

- 17 K. TAFZI, J. M. CABRERA Y J.M. PRADO. Caracterización de la deformación en caliente de un acero calidad ARMCO. A: VI Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos. A. Pajares, F.L. Cumbreira y F. Guiberteau, (1998), p. 99-104.
- 18 E. LOPEZ-CHIPRES, et. al. Hot ductility behavior of boron microalloyed steels. *Materials Science and Engineering A*, v 460-461, Jul 15, (2007), p 464-470.
- 19 J.M. CABRERA, Caracterización mecánico-metalúrgica de la conformación en caliente del acero microaleado de medio carbono 38MnSiV5. Universidad Politécnica da Catalunya, PhD. (1995), Tesis.
- 20 C.M.BAE, et. al. Dynamic recrystallization behavior in hypereutectoid steels with different carbon content. *ISIJ International*, v47 (2007), n11, p1633-1637.
- 21 J. L. FERREIRA, et. al. Influence of Thermomechanical Parameters on the Competition between Dynamic Recrystallization and Dynamic Strain Induced Transformation in C–Mn and C–Mn–Nb Steels Deformed by Hot Torsion. *ISIJ International*, v47 (2007), n11, p1638-1646.
- 22 N. J. LOURENÇO, et. al. Plastic behavior of medium carbon vanadium microalloyed steel at temperatures near $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation. *Mat Research*, v4, (2001), n3, p149-156.
- 23 F. ZARANDI AND S. YUE. The effect of boron on hot ductility of Nb-microalloyed steels. *ISIJ International*, v46, (2006), n4, p591-598.
- 24 A. M. ELWAZRI, et. al. Dynamic recrystallization of austenite in microalloyed high carbon steels. *Mat.Sc.and Eng. A*, v339A, (2003), p209-115.
- 25 M. UEKI, et. al. High Temperature Deformation and Thermomechanical Treatment of Low Carbon Steel and Vanadium-Niobium Microalloyed Steel. *Transactions of ISIJ*, v27, (1987), p453-549.
- 26 H. G. SUZUKI, et. al. Embrittlement of Steels Occurring in the Temperature Range from 1 000 to 600 °C. *Transactions of ISIJ*, v24, (1984), p169-177.
- 27 S. H. CHO, et. al. Mathematical modeling of the recrystallization kinetics of Nb microalloyed steels. *ISIJ International*, v41, (2001), n7, p766-773.
- 28 I. P. PINHEIRO, et.al. Effect of strain path on the dynamic restoration of interstitial free steel in the austenitic temperature range. *Scripta Materialia*, v52 (2005), p639-644.
- 29 N. FUJITA, et.al. Austenitic Grain Refinement in As Cast HSLA Steels by Dynamic Recrystallization *Mat Sc Forum*, v426-432, (2003), p1095-1100.
- 30 S. I. KIM, et.al. Influence of boron on dynamic recrystallization and continuous cooling transformation of high strength interstitial free steels. *Mat.Sc.Forum*, v500-501, (2005), p321-328.
- 31 P. J. WRAY. Effect of carbon content on the plastic flow of plain carbon steels at elevated temperatures. *Met.Trans A*, v13A, (1982), p125-134.
- 32 A. I. FERNANDEZ, et.al. Effect of coarse γ grain size on the dynamic and static recrystallization during hot working in microalloyed Nb and Nb-Ti steels. *Mat Sc Forum*, v284-286, (1998), p135-142.
- 33 S. SERAJZADEH, A.KARIMI TAHERI. An investigation on the effect of carbon and silicon on flow behavior of steel. *Materials and Design*, v.23 (2002) p. 271-276.
- 34 M. G. AKBEN, et.al. Effect of vanadium and molybdenum addition on high temperature recovery, recrystallization and precipitation behavior of niobium-based microalloyed steels. *Acta Metall.*, v31, (1983) p161-174.
- 35 L. X. KONG, et.al. Modelling the effect of carbon content on hot strength of steels using a modified artificial neural network. *ISIJ Int*, v38, (1998), n10, p1121-1129.
- 36 C. SRIKUNWONG. Hot Deformation Behaviors of Low Carbon Steels. The 20th Conference of Mechanical Engineering Network of Thailand, (2006). Accessed on 01/11/2007 in: http://vishnu.sut.ac.th/menett/FULL_E/AMM048%20LAST%20UPDATED%2015%20Sept.%202006_c9m7s.pdf
- 37 C. A. HERNÁNDEZ AND J. E. MANCILLA. Effect of low carbon contents on the activation energy for plastic deformation upon steels. *Mat Sc Forum*, v426-432 (2003) p1331-1336.
- 38 D. YU, T. CHANDRA, AND F.J. BARBARO. Deformation Behaviour and Austenite Recrystallization of Ti Treated HSLA Steels Containing Bimodal Particle Size

- Distributions. Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Steels & Other Materials, Wollongong, v1, (1997), p499-505.
- 39 W. BLECK AND H. LANGNER. Softening Behaviour of Mild Steels During Hot Deformation in the Austenite and Ferrite Range. Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Steels & Other Materials, The Minerals, Metals & Materials Society, Wollongong, v1, (1997), p611-619.
- 40 G. T. VELARDE, et.al. "Hot Deformation Behavior of Several Microalloyed Forging Steels". In: Microalloyed Bar and Forging. Ed by C. J. Van Tyne, G. Krauss and D. K. Matlock. TMS, Warrendale, (1996), p209-224.
- 41 Y. XU, et. al. Advances in Hot Deformation Textures and Microstructures, Ed. J. J. Jonas, T. R. Bieler and K. J. Bowman, (1994), p.183-194.
- 42 D. C. COLLINSON, et.al. Modelling of metal rolling processing, The Institute of Metals, London (1993), p283-295.
- 43 A. M. HEY, et. al. Technical Report from Instituto Argentino de Siderurgia, Deformación plástica de aceros utilizando ensayos de torsion en caliente, (1981/1982), p13-23.
- 44 T. MAKI, K. AKASAKA AND I. TAMURA: Thermomechanical Processing of Microalloyed Austenite, ed. by A. J. DeArdo *et al.*, TMS-AIME (1982), p217-235.
- 45 R. H. WU, et.al. Prediction of the flow stress of 0.4C–1.9Cr–1.5Mn–1.0Ni–0.2Mo steel during hot deformation J Mat Proc Tech, v.116, (2001), p.211-218.
- 46 T. SANS. Efecto del boro en la deformación en caliente de un acero al carbono. Project Fi de Carrera, Escola Tècnica Superior d'Enginyeria de Barcelona, (2005).
- 47 E. RUIBAL, J. J. Urcola, M. Fuentes. Transition from regular oscillations in flow stress to single peak during high-temperature torsional deformation of a low-alloy steel. Metals Technology, v.11, (1984), p.189-195.
- 48 A. KIRIHATA, et.al. Mathematical Modelling of Mean Flow Stress during the Hot Strip Rolling of Multiply-alloyed Medium Carbon Steels ISIJ Int v.38, (1998), n.2, p.187-195.
- 49 S. VERDAGUER, Simulació de la fluència en calent d'un acer F-1252 (40CrMo4). Project Fi de Carrera, (1999).
- 50 C. CAPDEVILA, et. al. Neural network analysis of the influence of processing on strength and ductility of automotive low carbon sheet steels Computational Materials Science, v38 (2006), n1, p192-201.
- 51 I. JALHAM. Network modeling approach to predict the effect of the reinforcement content on the hot strength of al-based composites. Journal of Composite Materials, v.39 (2005), p1769-1780.