

# PREVISÃO DE CURVAS DE FLUXO SOB COMPRESSÃO NA REGIÃO INTERCRÍTICA PARA UM AÇO SILICIOSO <sup>1</sup>

Kleiner Marques Marra <sup>2</sup>  
Túlio Magno Fuzessy de Melo <sup>3</sup>

## Resumo

Com o uso de um simulador termomecânico Gleeble realizaram-se ensaios de compressão axial-simétrica a quente com deformação verdadeira de 0,7. Foi empregado um aço ultrabaixo carbono, ligado ao silício e alumínio. Nestes ensaios, a taxa de deformação (1, 10 e 30 s<sup>-1</sup>) e a temperatura (1050 e 1000°C-fase austenítica; 975 e 950°C-região intercrítica e 925, 800 e 775°C-fase ferrítica) foram variadas. A partir das curvas de fluxo experimentais obtidas na região austenítica e na ferrítica, foi ajustada estatisticamente uma equação de literatura que permite modelar o comportamento de aços sob deformação compressiva, sendo obtidos valores de coeficiente de determinação entre 0,96 e 0,99. As “equações ajustadas” foram então utilizadas para estabelecer uma expressão de previsão de curvas de fluxo na região intercrítica levando-se em consideração a regra da mistura das fases ferrita e austenita. A equação para previsão das curvas de fluxo intercríticas se mostrou eficaz, tendo sido observada uma grande semelhança entre as curvas previstas e aquelas obtidas nos ensaios de compressão.

**Palavras-chave:** Aço silicioso; Ensaio de compressão cilíndrica; Curvas de fluxo; Região intercrítica.

## PREDITION OF FLOW STRESS CURVES IN AUSTENITE/FERRITE REGION FOR A SILICON STEEL

### Abstract

With the aid of a Gleeble thermal-mechanical simulator hot axissimetric compression tests were conducted with a true strain of 0.7. An ultra-low carbon silicon and aluminum alloyed steel was used. The test conditions involved different strain rates (1, 10 e 30 s<sup>-1</sup>) and temperatures (1050 and 1000°C- austenite phase; 975 and 950°C- intercritical region and 925, 800 and 775°C- ferrite phase). From the experimental flow curves obtained for the austenite and ferrite an equation from the literature was fitted which models the behavior of steels under compressive deformation. The results showed good correlation to the data, with R<sup>2</sup> values between 0.96 e 0.99. The adjusted equations were used for establishing prediction of the flow curves in the intercritical region based on the mixture law for the austenite and ferrite phases. The equation for the prediction of flow curves in the intercritical region showed a good correlation with the curves obtained in the compression tests.

**Key words:** Silicon steel; Compression test; Flow curves; Two-phase range.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 44º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 16 a 19 de outubro de 2007, Campos do Jordão – SP, Brasil.

<sup>2</sup> Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, Dr., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

<sup>3</sup> Membro da ABM; Engenheiro Mecânico, Dr.-Ing., Superintendência do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas; Ipatinga, MG.

## 1 INTRODUÇÃO

As características de plasticidade dos aços em altas temperaturas podem ser estudadas pela aplicação de testes mecânicos de tração, compressão e torção. Especialmente no estudo da conformabilidade a quente direcionada para a laminação, o ensaio de compressão tem-se mostrado atraente por reproduzir o estado de deformação plana.<sup>(1)</sup> No entanto, a fricção entre material e matriz da máquina de ensaio é um fator limitante uma vez que pode causar distúrbios nos resultados com o abaulamento dos corpos de prova, especialmente no ensaio de compressão axial-simétrica (corpos-de-prova cilíndricos)<sup>(2)</sup> e, conseqüentemente, o estabelecimento de um complicado estado de tensões/deformações. Para não ocorrer isto, a máxima quantidade de deformação verdadeira que se recomenda efetuar nesse tipo de teste é de 0,7.<sup>(1)</sup>

As curvas de fluxo, ou curvas de tensão versus deformação verdadeiras ( $\sigma$ - $\epsilon$ ), obtidas nos ensaios de compressão seriam retas oblíquas se o metal aquecido fosse um material elástico perfeito, ou então uma reta horizontal no caso do mesmo se comportar como um material essencialmente plástico.<sup>(3)</sup> Na realidade isto não acontece. Assim, um material metálico sob compressão a quente apresenta um comportamento misto, ou seja, as curvas de fluxo exibem inclinação progressivamente decrescente com a deformação.

Durante a deformação plástica de metais há uma contínua criação de imperfeições cristalinas, principalmente deslocamentos, e à medida que a densidade destes defeitos cresce, a resistência mecânica é também incrementada. Em ensaios em altas temperaturas existe, ao mesmo tempo, a atuação de mecanismos restaurativos (recuperação/recristalização) que produzem a redução parcial dos defeitos gerados.<sup>(4)</sup>

A tensão de fluxo ( $\sigma$ ) em compressão, após uma certa quantidade de deformação, pode ser definida em função da densidade de deslocamentos ( $\rho$ ),<sup>(4,5)</sup> como indicado na equação (1).

$$\sigma = \sigma_0 + k\rho^{1/2} \quad (1)$$

onde  $k$  e  $\sigma_0$  são constantes inerentes ao material metálico e à temperatura de deformação.

Para metais com alta energia de falha de empilhamento (AEFE), como o titânio e o ferro  $\alpha$  (ferrita), onde as deslocamentos possuem alta mobilidade, há a criação de contornos de células de deformação e subgrãos bem definidos, nos quais as deslocamentos se agrupam, se combinam ou se anulam no sentido de reduzir a energia de distorção da rede cristalina. Este é o processo de recuperação.<sup>(4,6)</sup>

Contrariamente, para metais de baixa energia de falha de empilhamento (BEFE), como cobre e ferro  $\gamma$  (austenita), em razão da reduzida mobilidade de suas deslocamentos, há um acúmulo de deformação na matriz metálica, com a tensão de fluxo crescendo mais intensamente que para os materiais com AEFE. Isto ocorre em razão da atenuação dos defeitos lineares se dar de forma pouco efetiva durante a deformação. Com isto, atinge-se um nível de energia de distorção capaz de desencadear o processo de recristalização, caracterizado pela movimentação de contornos de alto ângulo, com uma subsequente redução substancial da tensão de fluxo.<sup>(4,6)</sup>

Desta maneira, nos metais de AEFE, a recuperação é o processo de amaciamento predominante, atuando simultaneamente com o processo de encruamento. Com isto, para estes metais há baixa tendência à recristalização, seja durante a deformação (amaciamento dinâmico) ou após a sua atuação (amaciamento estático/metadinâmico). A taxa líquida de deslocamentos, assim, tende a ficar inferior ao valor limite para disparar a recristalização dinâmica.<sup>(7)</sup>

Análises de curvas de fluxo em metais de AEFE permitem observar a competição entre o processo de encruamento e de amaciamento. Neste caso, a partir de uma quantidade característica de deformação ( $\epsilon_m$ , deformação de máximo) o encruamento é totalmente contrabalançado pela recuperação. Após o atingimento de  $\epsilon_m$ , a tensão de fluxo fica praticamente constante (tensão estacionária) (Figura 1).

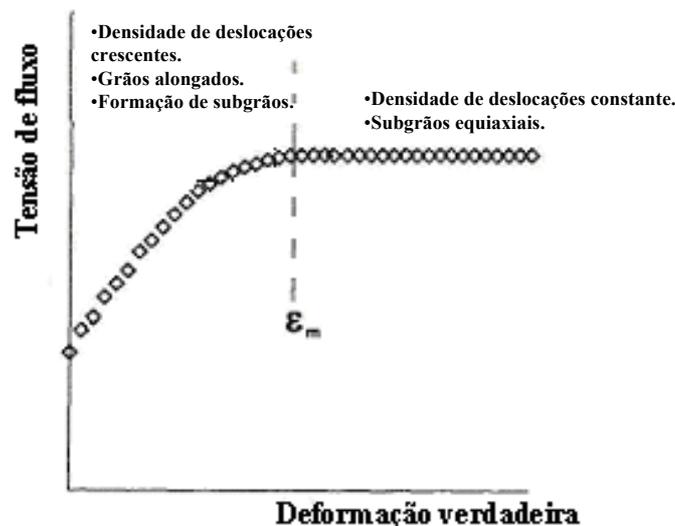


Figura 1 – Curva de fluxo típica de metais com AEFE.<sup>(4)</sup>

Por outro lado, para metais com BEFE há um valor crítico de deformação ( $\epsilon_c$ ) a partir do qual é iniciado o fenômeno da recristalização dinâmica, havendo, com isto, uma destacada redução da taxa de encruamento. No entanto, com a continuação da deformação, há ainda um aumento da tensão de fluxo até um valor máximo, correspondente à deformação de pico ( $\epsilon_p$ ). Após  $\epsilon_p$ , a tensão vai reduzindo continuamente, pela ação mais intensa da recristalização, até que se atinge um valor praticamente constante da tensão (tensão estacionária), a partir de  $\epsilon_{ss}$  (Figura 2).

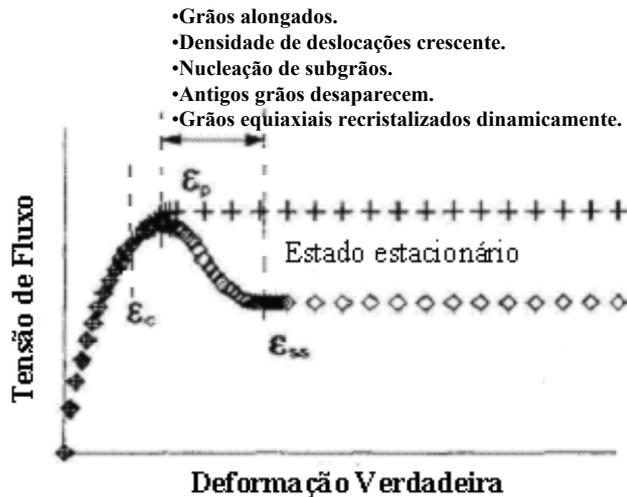


Figura 2 – Curva de fluxo típica de metais com BEFE.<sup>(4)</sup>

A temperatura e a taxa de deformação são dois parâmetros muito sensíveis no estabelecimento das curvas de fluxo, por terem influência direta na geração dos defeitos cristalinos (taxa de deformação) e na aniquilação dos mesmos (temperatura). O tamanho de grão é também outra variável de grande influência.

Xu et al.<sup>(8)</sup> sugerem uma expressão capaz de prever a tensão de fluxo para aços, equação (2). Esta expressão envolve, além da quantidade de deformação ( $\epsilon$ ), a taxa de deformação ( $\dot{\epsilon}$ , em  $s^{-1}$ ) e a temperatura ( $T$ , em K). A equação (2) é válida para o aço nas regiões austenítica e ferrítica, com as constantes  $A_0$ ,  $A_1$ ,  $A_2$  e  $A_3$  assumindo valores característicos para cada uma das fases. O efeito do tamanho de grão fica embutido em  $A_0$ .

$$\sigma = A_0 \epsilon^{A_1} \cdot (\dot{\epsilon})^{A_2} \exp\left(\frac{A_3}{RT}\right) \quad (2)$$

Esta expressão é estritamente utilizável onde não há a ocorrência de recristalização dinâmica, ou seja, é mais aplicável para metais com AEFE. No entanto, para os metais com BEFE esta expressão pode ser também usada quando se opera com baixas quantidades de deformação, sob altas taxas de deformação ou para ensaios de compressão. Neste casos, a recristalização dinâmica ou não ocorre ou acontece de modo discreto.<sup>(9)</sup>

Este trabalho visou a verificação da capacidade de predição de curvas de fluxo da equação de Xu et al.<sup>(8)</sup> para um aço silicioso processado a quente nas regiões austenítica e ferrítica. Com estas equações foi realizada adicionalmente uma modelagem do comportamento do aço na região intercrítica, considerando-se uma participação ponderada de cada uma das fases (“regra da mistura”).

## 2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foi utilizado um aço ultrabaixo carbono, com adição de silício e de alumínio [silício equivalente,<sup>(10)</sup> %Si+(2).%Al, igual a 1,5%]. Esse material é industrialmente submetido, na laminação a quente, a uma etapa de desbaste que promove uma

redução de espessura de 89% ( $\varepsilon=2,2$ ) e uma etapa acabamento, na qual a espessura é diminuída de 90% ( $\varepsilon=2,3$ ).

As temperaturas de transformação deste aço, determinadas via ensaio mecânico de torção, segundo método proposto por Boratto et al.,<sup>(11)</sup> são  $A_{r3}=980^{\circ}\text{C}$  e  $A_{r1}=930^{\circ}\text{C}$ .

Para a obtenção das curvas de fluxo do material sob estudo, foram realizados ensaios de compressão axial-simétrica em um simulador termomecânico Gleeble 3500, com corpos-de-prova cilíndricos de diâmetro de 10 mm e altura de 15 mm. Os ensaios foram executados em 7 temperaturas: (i) fase austenítica (1050 e 1000°C), (ii) região intercrítica (975 e 950°C) e fase ferrítica (925, 800 e 775°C). Empregou-se uma quantidade de deformação verdadeira de 0,7, em três níveis de taxas de deformação (1, 10 e 30 s<sup>-1</sup>).

As curvas de fluxo obtidas,  $\sigma$  versus  $\varepsilon$ , foram então objeto de investigação neste trabalho. Os parâmetros  $\sigma$  e  $\varepsilon$  foram determinados segundo as equações (3) e (4), dadas a seguir.

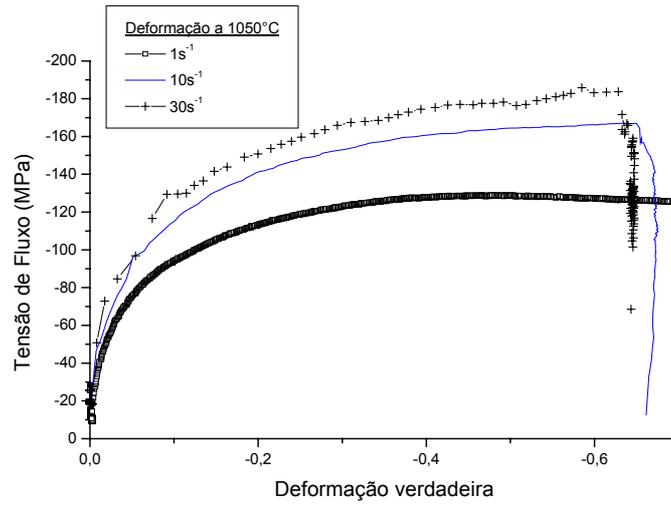
$$\sigma = \frac{F_i}{\left[ \frac{\pi \cdot (d_o)^2 \cdot l_o}{4} \cdot \frac{1}{l_i} \right]} \quad (3)$$

$$\varepsilon = \ln \frac{l_i}{l_o} \quad (4)$$

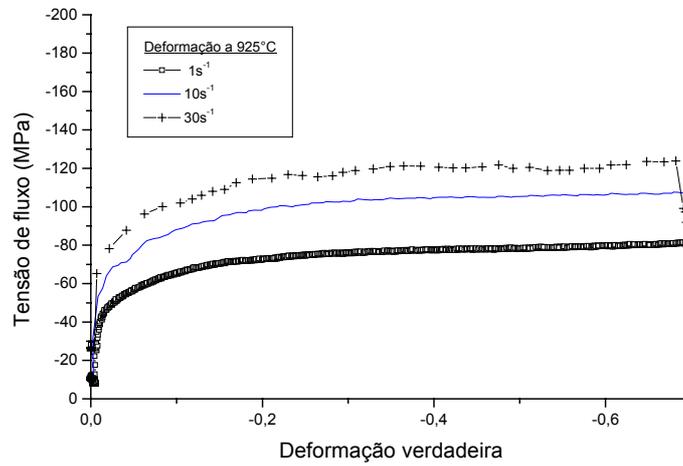
onde  $F_i$  é a força instantânea agindo sobre os punções,  $d_o$  é o diâmetro inicial (10 mm),  $l_o$  é o comprimento inicial (15 mm) e  $l_i$  é o comprimento instantâneo.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

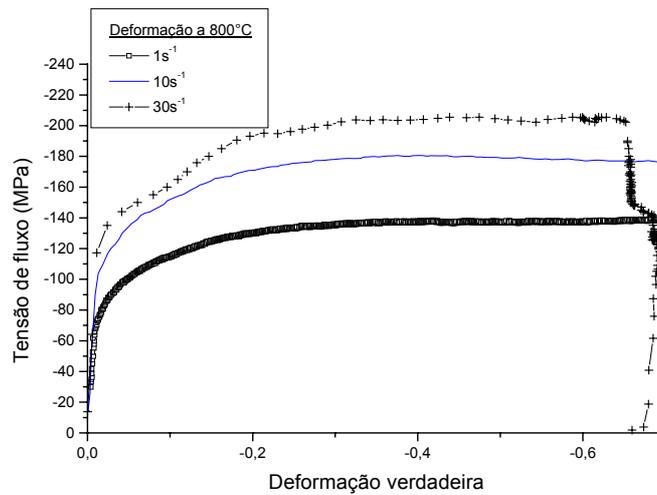
As Figuras 3 a 5 mostram, como exemplo, curvas de fluxo obtidas em três temperaturas: 1050°C (fase austenítica), 925°C e 800°C (fase ferrítica), para as taxas de deformação empregadas. Das curvas apresentadas depreende-se que o aumento da taxa provocou a elevação da resistência mecânica do aço, como esperado. Percebe-se também um substancial amaciamento do material no início da região ferrítica, a 925°C, pelo aparecimento da ferrita a alta temperatura (fase mais macia).



**Figura 3** - Curvas tensão-deformação a 1050°C.



**Figura 4** - Curvas tensão-deformação a 925°C.



**Figura 5** - Curvas tensão-deformação a 800°C.

Em relação às fases austenita e ferrita foi verificado, por meio da derivada da tensão de fluxo em relação à própria tensão, conforme recomendado por Poliak e Jonas,<sup>(9)</sup> a possibilidade da ocorrência de recristalização dinâmica. Os resultados desta verificação estão mostrados na Tabela 1, onde pode ser visto que, para a fase austenita, em algumas condições houve recristalização dinâmica (RDN) e para outras não. O aumento da taxa de deformação tendeu a suprimir o aparecimento da RDN. Pode ser observado também que na região ferrítica este fenômeno não se manifestou, certamente devido a grande capacidade de recuperação da matriz metálica. Neste caso só houve recuperação dinâmica (RD).

**Tabela 1** – Valores de deformação de pico ( $\epsilon_p$ ) e tensão de pico ( $\sigma_p$ ) nas várias condições de deformação. RDN: recristalização dinâmica. RD: Recuperação dinâmica.

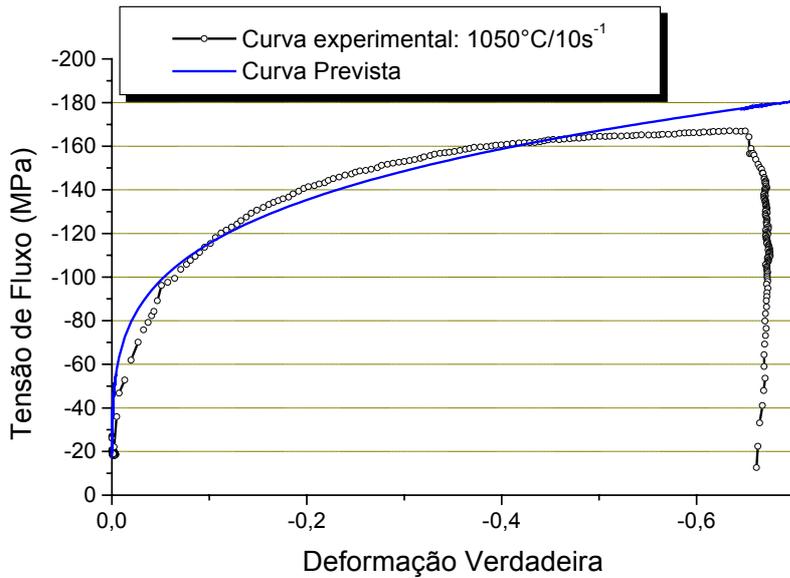
Temperatura (°C)	Taxa de deformação(s <sup>-1</sup> )	Amaciamento	$\epsilon_p$ ou $\epsilon_m$	$\sigma_p$ (MPa)
1050 (Austenita)	1	RDN	0,44	129
	10		0,60	166
	30	Não ocorreu	Não apresentou	Não apresentou
1000 (Austenita)	1	RDN	0,51	149
	10		0,63	184
	30	Não ocorreu	Não apresentou	Não apresentou
925 (Ferrita)	1	RD	0,47	78
	10		0,52	105
	30		0,55	120
800 (Ferrita)	1		0,33	134
	10		0,37	179
	30		0,40	204
775 (Ferrita)	1		0,36	164
	10		0,42	208
	30		0,49	227

De posse dos resultados das curvas de fluxo experimentais, ajustou-se estatisticamente, por regressão múltipla, a equação (2). Isto foi feito na região austenítica e na região ferrítica, sendo obtidas as duas expressões dadas abaixo.

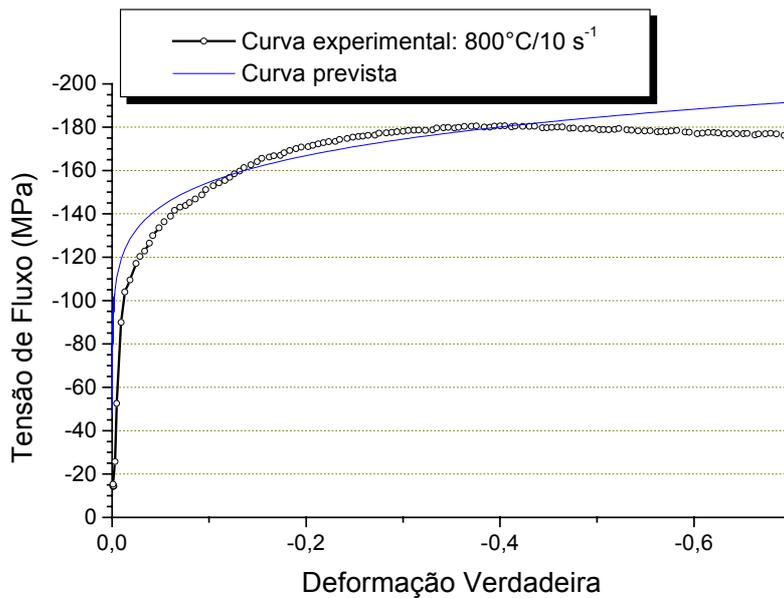
- Região austenítica: ( $T > 980^\circ\text{C}$ ):  $\sigma_A = 35,92 \cdot \epsilon^{0,23} \cdot (\dot{\epsilon})^{0,08} \cdot \exp\left(\frac{2001}{T}\right)$ , com  $r^2=96\%$  (5)

Região ferrítica: ( $T < 930^\circ\text{C}$ ):  $\sigma_F = 0,74 \cdot \epsilon^{0,11} \cdot (\dot{\epsilon})^{0,11} \cdot \exp\left(\frac{5732}{T}\right)$ , com  $r^2=99\%$  (6)

Observa-se que houve adequado ajuste ( $r^2$  variando de 0,96 a 0,99) para as equações anteriores. Isto pode ser visualizado nas Figuras 6 e 7.



**Figura 6** – Curvas de fluxo experimental e prevista. Região austenítica ( $1050^{\circ}\text{C}/10\text{ s}^{-1}$ ).



**Figura 7** – Curvas de fluxo experimental e prevista. Região ferrítica ( $800^{\circ}\text{C}/10\text{ s}^{-1}$ ).

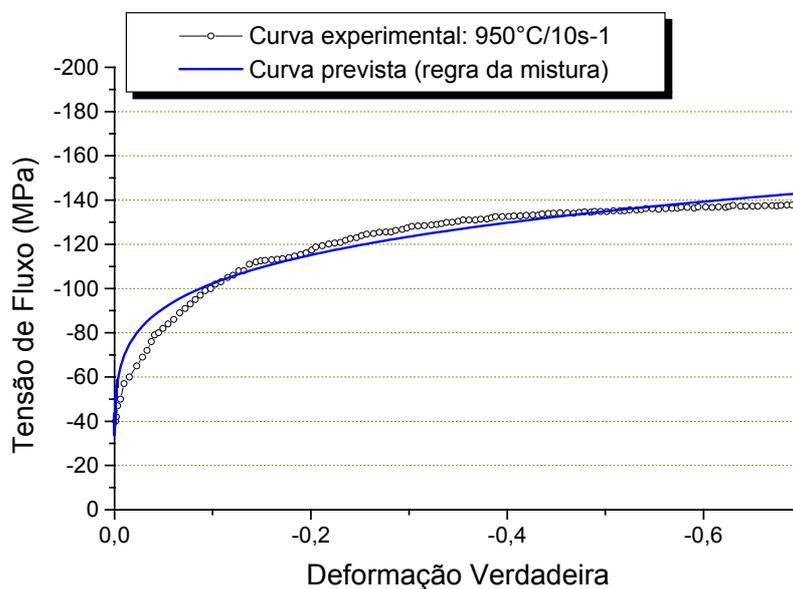
Para a região intercrítica foi usada a regra da mistura, dada pela equação (7). Esta regra pressupõe, para a tensão de fluxo na zona bifásica, uma participação ponderada das fases austenita e ferrita, ou seja,  $\sigma$  na região intercrítica pode ser obtida por uma interpolação linear em relação à temperatura.

$$\sigma = \sigma_f + (\sigma_A - \sigma_f) \left( \frac{T - A_{r1}}{A_{r3} - A_{r1}} \right) \quad (7)$$

Aplicando-se os valores de  $A_{r1}$  e  $A_{r3}$ , tem-se  $\sigma$  para a região intercrítica. Chama-se a atenção que  $\sigma_A$  é a tensão de fluxo da austenita em  $A_{r3}$  (980°C), dada pela equação (5). Já  $\sigma_f$  é a tensão de fluxo da ferrita, dada pela equação (6), em  $A_{r1}$ (930°C), ou seja

$$\sigma = \sigma_f + (\sigma_A - \sigma_f) \left( \frac{T - 930}{50} \right) \quad (8)$$

De maneira geral, pôde ser constatado que as curvas modeladas pela equação (8) representam bem os resultados experimentais na região intercrítica. A Figura 8 mostra, como exemplo, que realmente há uma boa concordância entre a curva de fluxo prevista por esta equação e a obtida experimentalmente na temperatura de 950°C, para uma taxa de deformação de  $10 \text{ s}^{-1}$ .



**Figura 8** – Curvas de fluxo experimental e prevista pela regra da mistura. Região intercrítica (950°C/10 s<sup>-1</sup>).

#### 4 CONCLUSÕES

A possibilidade de se prever o comportamento de aços sob deformação compressiva por meio de equações constitutivas do tipo tensão versus deformação ( $\sigma$ - $\varepsilon$  ou curva de fluxo) tem grande importância em razão de proporcionar boa compreensão do comportamento de aços na laminação a quente. Estas equações envolvem normalmente a quantidade e a taxa de deformação e a temperatura, que são parâmetros bastante sensíveis no estabelecimento da resistência mecânica.

Neste trabalho, obteve-se um ajuste estatístico da equação constitutiva de Xu et al.<sup>(8)</sup> com elevado coeficiente de determinação, sendo empregado um aço ultrabaixo carbono e com adições de Si e Al. Isto foi feito nas fases austenita e ferrita. No ajuste foram usados dados experimentais gerados por ensaios mecânicos de compressão axial-simétrica. As duas equações assim obtidas foram posteriormente utilizadas com sucesso para a modelagem do comportamento do aço

na região intercrítica, considerando uma participação ponderada de cada uma das fases (regra da mistura).

## REFERÊNCIAS

- 1 1 WONG, S. F.; HODGSON, P. D.; THOMSON, P. F. Comparison of Torsion and Plane-strain Compression for Predicting Mean Strength in Single and Multiple-pass Flat Rolling Using Lead to Model Hot Steel. *Journal of Materials Processing Technology*, No 53, p.: 601-616, 1995.
- 2 CHANDRA, T.; YUE, S.; JONAS, J. J.; ACKERT, R. J. Strip Mill Simulation Using High Strain Rate Torsion Testing. *Proceedings of Steel Rolling Conference, France*, p.: F18.1-F18.8, 1987.
- 3 HAYDEN, H. W.; MOFATT, W. G.; WULFF, J. *The Structure and Properties of Materials. Mechanical Behavior*, V III, John Willey & Sons, New York, 247p, 1965.
- 4 LENARD J. G.; PIETRZYK, M.; CSER, L. *Mathematical and Physical Simulation of the Properties of Hot Rolled Products*. Elsevier Science Ltd, Oxford (UK), 363p, 1999.
- 5 REED-HILL, R. E. *Princípios de Metalurgia Física* Editora Guanabara Dois S.A., Rio de Janeiro (Brasil), 768p, 1982.
- 6 PADILHA, A. F. & SICILIANO Jr., F. *Encruamento, Recristalização e Textura*. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, 158p, 1996.
- 7 JORGE, A. M. et alli Effect of Competing Hardening and Softening Mechanisms on the Flow Stress Curves Modeling of Ultra-Low Carbon Steel at High Temperatures. *Materials Processing Technology*, No 142, p.: 415-421, 2003.
- 8 XU, G. et alli Flow Stress Constitutive Model of Ultra Low Carbon Steel in Warm Deformation. *ISIJ International*, V. 46, No 1, p.: 166-168, 2006.
- 9 POLIAK, E. I. & JONAS, J. J. Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation. *ISIJ International*, V. 43, No 5, p.: 684-691, 2003.
- 10 FISCHER, O.; SCHNEIDER, J., S. Influence of Deformation Process on the Improvement of Non-Oriented Steel. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, No 254-255, p.: 302-306, 2003.
- 11 BORATTO, F.; BARBOSA, R.; YUE, S.; JONAS; J. J. Efeito da composição Química nas Temperaturas Críticas para a Laminação de Aços Microligados. 43º Congresso da ABM, Belo Horizonte (Brasil), V 4, p.: 183-196, 1988.