

MODELAGEM DE CURVA TENSÃO-DEFORMAÇÃO DE AÇOS LIVRES DE INTERSTICIAIS¹

Roney Eduardo Lino²
Ronaldo Barbosa³

Resumo

A Aços Livres de Intersticiais, LI, são comumente utilizados na indústria automotiva. Essa classe de aços apresenta baixo nível de C e de N, na faixa de partes por milhão. Este trabalho apresenta coletânea de curvas tensão-deformação de aços LI microligados com Ti e com Ti e Nb e, como referência, curvas para ferro α . As curvas são modeladas levando-se em conta recuperação dinâmica e recristalização dinâmica, onde for apropriado. Corpos de prova de aços LI foram torcidos na faixa de temperaturas de 900 a 1200°C e taxas de deformação de 0,1 a 10s⁻¹. As deformações aplicadas em cada amostra levaram à ocorrência de recristalização dinâmica completa em todos os testes. Parte da curva onde apenas recuperação dinâmica ocorria foi simulada utilizando-se um modelo de Voce modificado, enquanto que na parte onde recuperação e recristalização dinâmica ocorreram simultaneamente, fez-se uso de um modelo de amaciamento dinâmico seguindo uma equação de JAMK. O modelamento de curva tensão-deformação, como o aqui apresentado, é importante porque propicia um melhor entendimento dos mecanismos de encruamento e de amaciamento atuantes durante deformação a quente. Os resultados obtidos indicam uma boa concordância entre valores medidos e calculados para todas as ligas. Uma discussão foi desenvolvida sobre o efeito das microadições nos mecanismos de amaciamento dinâmicos atuantes nos experimentos.

Palavras-chave: Curvas tensão-deformação; Aços livres de intersticiais; Deformação a quente; Torção a quente.

¹ 60º Congresso Anual da ABM – Internacional. 25 a 28 de julho de 2005 – Belo Horizonte – MG – Brasil

² Técnico em Instrumentação, Graduando em Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG

³ Membro da ABM, Engenheiro Mecânico, Mestre., Dr., Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG

1 INTRODUÇÃO

A deformação a quente, e particularmente a laminação a quente, vem atraindo muito a atenção de pesquisadores nos últimos anos. Mecanismos de amaciamento e de endurecimento relatados para este processo tais como recristalização estática (RXE), dinâmica (RXD) e metadinâmica (RXMD) já foram intensamente estudados (1). A laminação de chapas grossas é um processo onde moderadas deformações por passe são aplicadas ao aço, em longos intervalos de tempo com taxas de resfriamento moderadas e o mecanismo de amaciamento dominante durante os tempos entre passes é a RXE para aços C-Mn (2). A laminação de tiras, por outro lado, especialmente nos estágios finais, é conduzida freqüentemente em trens de laminadores. Nestes, a distância entre os laminadores são geralmente menores levando a tempos curtos entre as deformações, sem tempo suficiente para a ocorrência da RXE. Na ausência da RXE, deformações acumuladas de um passe para outro eventualmente iniciam a RXD seguida da RXMD nos curtos períodos entre passe.

Aços livres de intersticiais (LI), objeto do presente estudo, possuem teores de C e N muito baixos, necessário para melhorar a formabilidade desses aços, usados como chapas finas a frio em painéis na indústria automotiva. A laminação desses aços se dá, portanto, no LTQ onde, como mostrado acima, as deformações aplicadas são acumuladas de cadeia a cadeia levando à ocorrência de recristalização dinâmica e metadinâmica. Esses amaciamentos levam, por sua vez, à queda da tensão de escoamento e, conseqüentemente, à queda da carga de laminação, trazendo, em alguns casos, problemas de controle do laminador. A queda de tensão de conformação é resultado, largamente, da ocorrência de recristalização dinâmica em um ou vários dos passes do LTQ. A capacidade de prever a ocorrência de recristalização dinâmica e como esta afeta cargas de laminação torna-se, portanto, essencial.

Apesar da importância da RXD como um mecanismo de amaciamento e da relevância de como esse mecanismo pode provocar instabilidades no controle de laminadores devido à queda súbita nas cargas de laminação, pouco tem sido estudado sobre o assunto, do ponto de vista do modelamento de curvas-tensão-deformação. Este trabalho, portanto, apresenta uma coleção de curvas tensão-deformação de aços LI estabilizados ao Ti ou ao Ti-Nb e mostra como essas curvas podem ser modeladas utilizando-se um conjunto de equações relativamente simples. As equações aqui relatadas podem ser utilizadas no cálculo de cargas de laminação mesmo onde RXD esteja ocorrendo.

2 METODOLOGIA

A composição química dos aços LIs utilizados nos experimentos está apresentada na Tabela 1. Dois tipos de ensaios de torção foram realizados. O primeiro, um ensaio com resfriamento contínuo da amostra à taxa de $1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ para determinação de T_{nr} e A_{r3} (3), e o segundo, um ensaio a temperatura e taxa de deformação constante para obtenção de curva tensão-deformação sobre condições isotérmicas,

ambos em equipamento de torção servo-hidráulico computadorizado. As temperaturas foram medidas empregando-se termopares tipo cromel-alumel revestido com tubos de 1,5mm de diâmetro de aço inoxidável ABNT 316 com isolamento mineral.

O procedimento de ensaio consistiu em aquecer o corpo de prova à temperatura de 1473K (1200°C) por 900s (15min) e em seguida resfriá-lo até a temperatura de ensaio, a uma taxa de 1K/s (1°C/s). A amostra permaneceu, nessa temperatura, por 600s (10min) com o objetivo de se promover sua homogeneização. Em seguida, os corpos de prova foram torcidos nas temperaturas de 1123, 1173, 1223, 1273, 1323 e 1373K (850, 900, 950, 1000, 1050 e 1100°C) e taxa de deformação de 0.1, 1, 3 e 10s⁻¹. Todas as amostras foram até uma deformação equivalente de 7, mostrando a ocorrência total da RXD e atingindo o estado estacionário em todos os casos.

Tabela 1. Composição química dos aços utilizados neste trabalho. Todos os números são dados em % do peso, exceto para C e N cujos números são dados em ppm.

Liga	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Nb	N2	Tnr, °C	Ar ₃ , °C
Ti-Nb	24	1.70	0.17	0.006	0.002	0.021	0.014	0.11	9	945	850
Ti	28	0.15	0.01	0.013	0.009	0.058	0.083	-	38	-	875
Fe α	89	0.13	0.01	0.008	0.010	0.058	-	-	22	-	910

Sinais de torque e de deformação angular foram convertidos em curva tensão-deformação equivalente utilizando (4):

$$\sigma = \frac{3.3\sqrt{3}}{2\pi} \frac{\Gamma}{R^3} \quad (1)$$

e

$$\varepsilon = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{R}{L} \theta \quad (2)$$

sendo R e L o raio e o comprimento da amostra, respectivamente e Γ e θ o valor medido do torque e da deformação angular.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 mostra uma série de curva tensão-deformação para as três ligas usadas neste trabalho. De um modo geral, não importando composição química ou taxa de deformação, todas as curvas têm formas muito similares. A tensão, em todas elas cresce até um valor máximo, tensão de pico, e depois começa a cair progressivamente até atingir um valor de equilíbrio, independente da continuidade da deformação, tensão de estado estacionário. Essas duas tensões são características de um processo de deformação a quente onde há ocorrência de recristalização dinâmica, lembrando que o termo "dinâmico" quer dizer "simultâneo ou concomitante com a aplicação de tensão". Desse modo, curvas com o formato apresentando um pico de tensão seguida por uma tensão de estado estacionário claramente indicam

que, em certo momento da deformação, uma transformação com nucleação e crescimento de novos grãos deu-se início, substituindo a matriz encruada anterior. Entretanto, por ser diferente de sua contraparte, a recristalização estática, aqui se entendendo por “estática” aquela recristalização que ocorre “sem a aplicação de tensão”, os grãos resultantes da recristalização dinâmica são progressivamente deformados ao mesmo tempo em que outros se iniciam no processo de recristalização. Por esta razão, a tensão não retorna ao seu valor de metal recozido alcançando, porém, um valor intermediário entre tensão de pico e de escoamento devido ao equilíbrio interno entre grãos recristalizados sendo continuamente deformados e aqueles que se encontram recristalizando.

Outra característica importante apresentada nas curvas mostradas na Figura 1 é que os valores da tensão de pico e da deformação de pico crescem tanto com o teor de elementos microligantes presentes como com a taxa de deformação. A recristalização dinâmica, como já mencionado, é um mecanismo de amaciamento ocorrendo através das reações de nucleação e de crescimento. A presença de elementos microligantes atrasa o início da nucleação de recristalização dinâmica porque esses elementos se encontram em solução sólida dificultando, de certo modo, a ocorrência de recuperação dinâmica sem a qual torna-se impossível a formação de núcleos de recristalização. A presença desses elementos também atrasa o crescimento dos núcleos de recristalização, como pode ser observado da Figura, pois a diferença entre a deformação de tensão de pico a deformação para início do estado estacionário cresce com a adição desses elementos. Claramente, o aumento da taxa de deformação apresenta também o mesmo efeito apesar de o mesmo se originar de causa diferente; a diminuição de tempo necessário à reação de nucleação e de crescimento dos grãos.

A austenita dos aços LI utilizados neste trabalho transforma-se em ferrita no resfriamento, independentemente da taxa de resfriamento utilizada. Por essa razão, a recristalização dinâmica pode ser acompanhada somente por meios indiretos, sendo o valor do volume da fração recristalizada retirado do formato da curva tensão-deformação. RXD se inicia num valor particular de deformação, ϵ_c , a deformação crítica para o início da RXD, e termina em ϵ_{ss} , a deformação mínima para o início da tensão de estado estacionário. O início de RXD, porém, não fica claramente definido na curva tensão-deformação porque a transição da região onde há ocorrência apenas de recuperação dinâmica, RVD, à região onde passam a ocorrerem RVD e RXD é muito suave. Desse modo, o valor de ϵ_c foi medido da primeira e segunda derivada da tensão com relação a tensão, como descrito por Poliak e Jonas (5).

A Figura 2(a) mostra a maneira como o volume da fração de RXD foi estimado no presente trabalho. Primeiro uma curva tensão-deformação “extrapolada”, σ_e - ϵ , foi calculada para valores de deformação maiores que ϵ_c . A expressão utilizada nessa extrapolação é uma equação tipo Voce modificada, previamente empregada para modelos de curvas tensão-deformação de austenita deformada a quente na região de RVD (6).

$$\sigma_e = \sigma_0 + D(1 - \exp(-C\epsilon))^p \quad (3a)$$

$$\text{sendo } D = \sigma_{ss^*} - \sigma_0 \quad \text{e} \quad C = \frac{1}{\varepsilon_x} \ln \left[1 - \left[\frac{(\sigma_x - \sigma_0)}{D} \right]^{\frac{1}{p}} \right] \quad (3b)$$

No presente trabalho, ε_x foi tomado como a metade da deformação de pico, p é uma constante, σ_0 é a tensão inicial e σ_{ss^*} é a tensão de estado estacionário “extrapolada”, a tensão que seria alcançada na ausência de RXD, isto é, se a recuperação dinâmica fosse o único mecanismo de amaciamento. Além disso, σ_x é a tensão a determinado valor de deformação ε_x , no caso 0,10.

O volume da fração dos grãos recristalizados foi calculado supondo que esse volume fosse proporcional a $(\sigma_e - \sigma)/(\sigma_{ss^*} - \sigma_{ss})$, como mostra a Figura 2a. O valor de X_{RDX} como função do tempo pode ser então ajustado por uma equação do tipo Avrami, isto é, $X_{RDX} = 1 - \exp(-\beta t^k)$ sendo β e k constantes e $t = (\varepsilon - \varepsilon_c)/\dot{\varepsilon}$. A Figura 2b apresenta a dependência da fração recristalizada com a taxa de deformação do teste. Dentro dos limites práticos da questão, isto é, tendo por objetivo modelar curvas tensão-deformação considerando os erros intrínsecos na obtenção dessas mesmas curvas, o ajuste entre frações medidas e frações calculadas são bastante razoáveis, mostrando-se uma pequena diferença entre esses valores no início dessas curvas, isto é, quando as frações são menores que 10 a 15%. Isto pode ser causado pela imprecisão inerente à determinação da deformação crítica para início de recristalização dinâmica, uma vez que esta é indiretamente inferida de curva da segunda derivada da tensão com relação a própria tensão.

Embora haja, reconhecidamente, alguma imprecisão na modelagem do início da recristalização dinâmica, essa, aparentemente, não afetou intensamente o grau de eficiência com que as curvas tensão-deformação puderam ser calculadas, conforme pode ser visto na Figura 3(a). Aqui, exceto no caso da curva para a temperatura de 900°C, as diferenças de valores medidos e calculados tornaram-se desprezíveis na porção inicial das curvas, isto é, aquelas relativas a deformações menores que as do pico. De fato, uma análise mais quantitativa, como a mostrada na Figura 3(b), leva à conclusão que a maior parte dos pontos ali apresentados se encontram dentro de uma faixa de erro relativo menor que $\pm 5\%$, consideravelmente menor que o usualmente encontrado neste tipo de modelagem.

5 CONCLUSÕES

A modelagem de curvas tensão-deformação de aços LI deformados a temperaturas elevadas pode ser realizada de maneira relativamente simples se forem considerados os mecanismos principais de amaciamento dinâmicos presentes na obtenção de curvas dessa natureza.

São, portanto, conclusões específicas desse trabalho as que se seguem:

- 1- Curvas tensão-deformação de aços LI apresentam formato típico de metais que sofrem recristalização dinâmica, com presença de pico e tensão de estado

estacionário. Essas curvas, apesar de complexas na forma, podem ser modeladas por equações simples considerando-se dois mecanismos básicos de amaciamento: a recuperação dinâmica durante toda a deformação e a recristalização dinâmica a deformações maiores que a necessária para o início dessa recristalização;

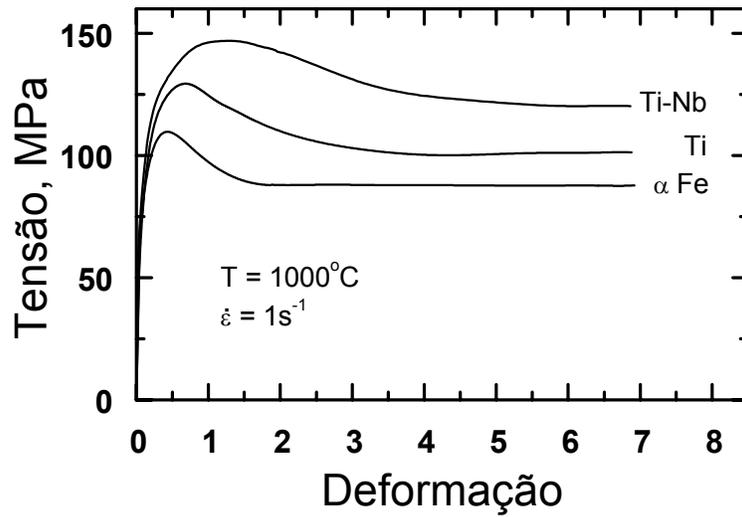
- 2- A modelagem aqui apresentada somente pode ser obtida caso a cinética de recristalização dinâmica possa ser prevista como função dos parâmetros de teste pois a mesma leva a decréscimo significativo de tensão após o pico alcançando após certa deformação um estado estacionário;
- 3- Comparações qualitativas e quantitativas revelam uma concordância razoavelmente boa entre valores medidos e calculados de tensão com um índice de correlação, $R^2 \approx 0,99$ sendo que a maior parte dos pontos se encontra dentro de um erro relativo menor que 5%.

Agradecimentos

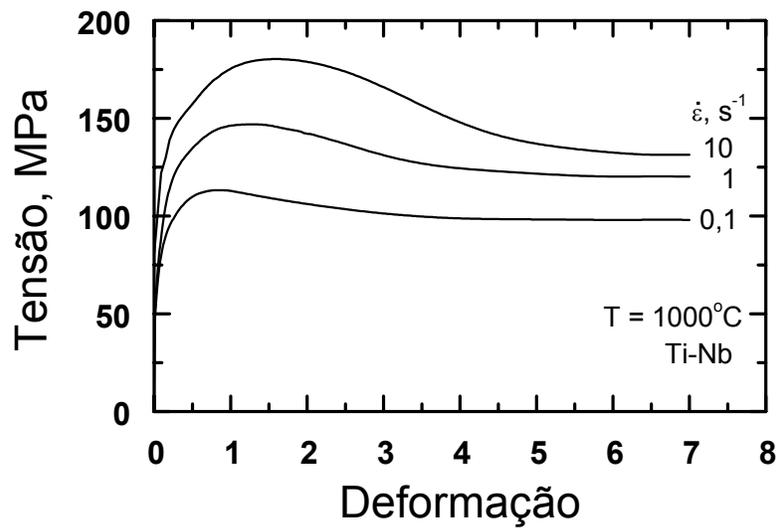
Os autores agradecem ao CNPq, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico Tecnológico, e à PRPq-UFMG, Pró-Reitoria de Pesquisa da UFMG, pelo apoio financeiro a este trabalho.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1- J.J. Jonas, The hot strip mill as an experimental tool, *ISIJ International*, 40, no.8 (2000), pp. 731-738.
- 2- F. Siciliano Jr., K. Minami, T.M. Maccagno e J.J. Jonas, Mathematical modeling of the mean flow stress, fractional softening and grain size during the hot strip rolling of C-Mn steels, *ISIJ International*, 36, no.12 (1996), pp. 1500-1506.
- 3- F. Boratto, S. Yue, J.J. Jonas, T. Lawrence, Projeto de Esquemas de Laminação Controlada através de Ensaio de torção Computadorizado. *Seminário Laminação-ABM SP*, Brasil, Set. 1987, pp. 65-81.
- 4- D.S. Fields e W.A. Backofen, Determination of strain-hardening characteristics by torsion testing, *American Society for Testing and Materials*, 57 (1957), pp. 1259-1272
- 5- J.J. Jonas e E. I. Poliak, The Critical Strain for Dynamic Recrystallization in Rolling Mills, *Mat. Sci. Forum*, 426-432 (2003), pp. 57-66.
- 6- C.M. Sellars, The Kinetics of Softening Processes during Hot Working of Austenite, *Czech. J. Phys.*, 35 (1985), pp. 239-248.
- 7- S-H Cho, K-B Kang e J.J. Jonas, Mathematical Medeling of the Recrystallization Kinetics of Nb Microalloyed Steels, *ISIJ International*, 41 (2001), pp. 766-773.

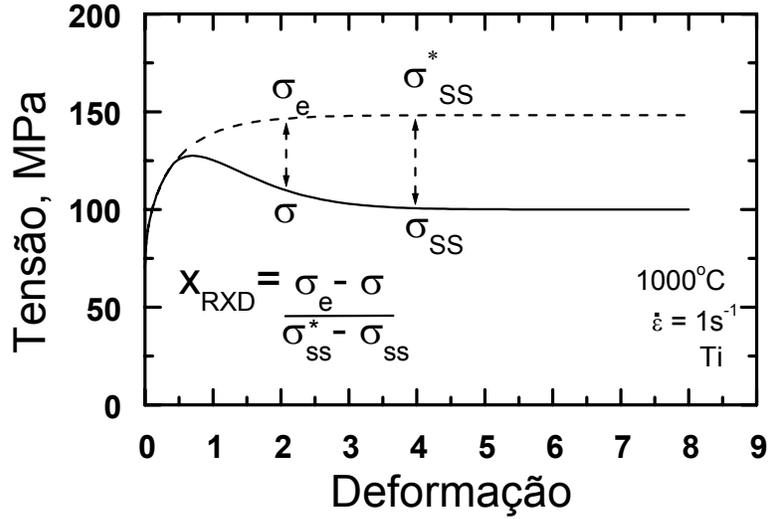


(a)

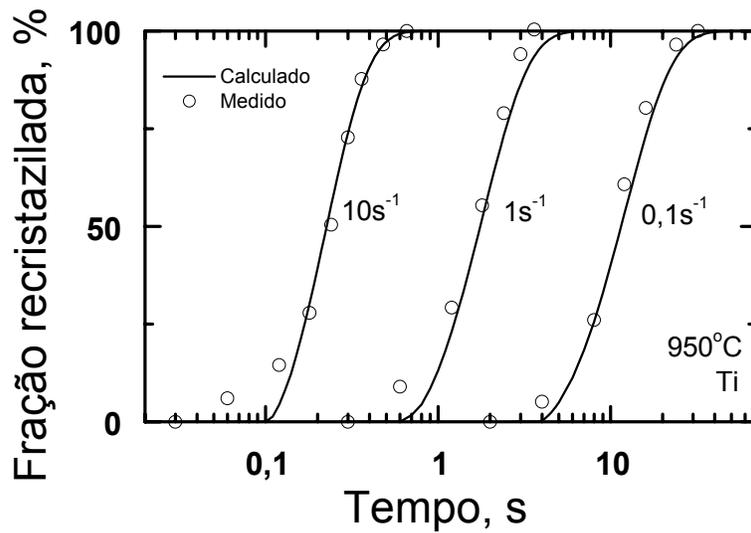


(b)

Figura 1. Curvas tensão-deformação de ensaios isotérmicos de torção a quente: (a) efeito da adição de microligantes na resistência de deformação a quente de aços LI e (b) efeito da variação da taxa de deformação em amostra de aço LI duplamente estabilizado ao Ti e ao Nb deformado a 1000°C . Observa-se que no caso de todas as amostras, deformação aplicada foi suficiente para se atingir 100% de recristalização dinâmica.

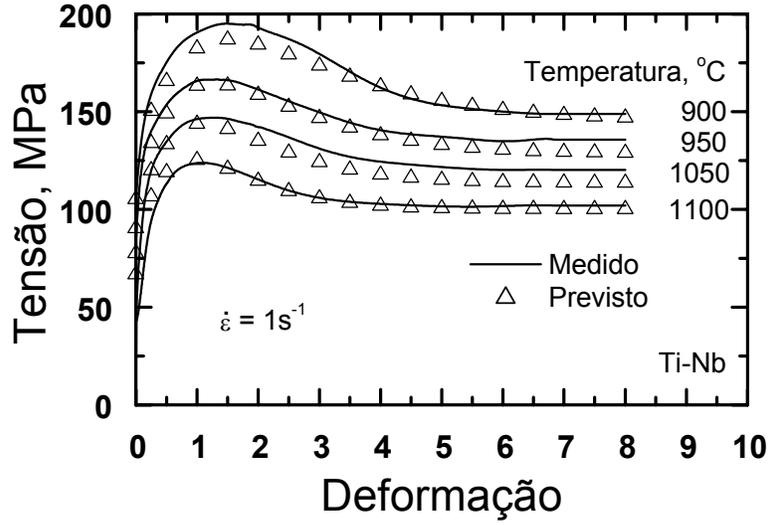


(a)

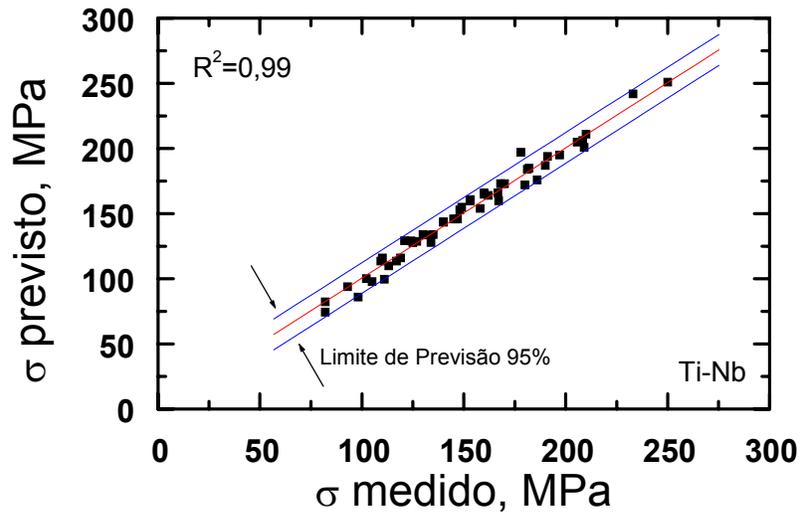


(b)

Figura 2. (a) Representação esquemática de curva tensão-deformação calculada, linha cheia, a partir de curva tracejada que representa aquela caso recristalização dinâmica não houvesse ocorrido. A tensão real é calculada subtraindo-se da curva tracejada a porção de amaciamento devido a recristalização dinâmica, conforme se mostra no inserto da figura. (b) Valores medidos e calculados das frações recristalizadas dinamicamente do aço LI microligado ao Ti. O cálculo dessas frações é essencial na simulação da curva cheia mostrada em (a). Em ambos os casos, (a) e (b), detalhes da modelagem se encontram no corpo do texto.



(a)



(b)

Figura 3. Comparação entre tensões medidas e calculadas na modelagem aqui apresentada. (a) Comparação qualitativa entre valores medidos e calculados no caso da deformação de aço LI duplamente estabilizado ao Ti e ao Nb e (b) comparação quantitativa entre esses mesmos valores.

MODELING OF STRESS-STRAIN CURVES OF INTERSTITIAL FREE STEELS¹

Roney Eduardo Lino²
Ronaldo Barbosa³

Abstract

Interstitial free steels are commonly used in the automotive industry. This class of steels present low levels of C and N, in the range of parts per million. This work presents a collection of stress-strain curves for IF steels microalloyed with Ti or Nb and, as a reference material, an α Fe alloy. The curves were modeled taking into account both dynamic recovery and dynamic recrystallization, where appropriate. Specimens of IF steels were twisted in the temperature range of 900 to 1200°C at strain rates in between 0,1 and 10s⁻¹. Deformation were applied in such a way that full dynamic recrystallization was achieved in all tests. Part of the curve where only dynamic recovery occurred was fitted by a Voce type equation whereas in the region where dynamic recovery and recrystallization occurred simultaneously, a JAMK model was used. Modeling of the stress-strain curves, as here presented, is important since it promotes a better understanding of the hardening and softening mechanisms acting during hot deformation. The results reported indicated reasonable agreement between measured and calculated values for all alloys tested. A discussion was then presented on the effect of microalloying additions on the prevailing dynamic softening mechanisms present during the experiments.

Key-words: Modeling of stress- strain curves; Interstitial free steels; Hot deformation; Hot torsion.

¹ 60° Annual Conference of the Brazilian Metallurgical and Materials Association. July, 25- 28, 2005 – Belo Horizonte – MG – Brazil

² Metallurgical Engineer, Master Degree on Metallurgy, Process Development Corporation do Brasil.

³ Member of the Brazilian Metallurgical and Materials Association, Mechanical Engineer, Master Degree on Metallurgical Engineering, Dr., Associate Professor the Department of Metallurgical and Materials Engineering, Federal University of Minas Gerais.