

MODELO FÍSICO DA DEFORMAÇÃO E ENCRUAMENTO DO AÇO TWIP COM ALTO TEOR DE MANGANÊS E BAIXO CARBONO

Mirelle Oliveira Spindola ¹
 Berenice Mendonça Gonzalez ²
 Dagoberto Brandão Santos ³

Resumo

A pesquisa por aços que combinem altos valores de resistência mecânica e conformabilidade, além de um baixo peso específico, é uma constante na indústria siderúrgica atual. É neste contexto que surge o aço alto Mn, Si e Al capaz de apresentar o efeito TWIP (*TWinning Induced Plasticity*) devido à baixa energia de falha de empilhamento na estrutura cristalina deste material. No trabalho atual desenvolve-se um modelo físico do encruamento de um aço C-0,06; Mn-25; Al-3; Si-2; Ni-1, apresentando o efeito TWIP, que foi inicialmente laminado a quente, a frio e recozido em temperaturas entre 600°C e 850°C. A fração volumétrica e o tamanho de grão recristalizado foram medidos através de microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV). Para tal modelo foram utilizados resultados de ensaios de tração do material nas várias condições de recozimento. Um modelo considerando a liga policristalina e baseado no comportamento mecânico do aço sob carregamento em tração foi aplicado. Foram utilizadas equações constitutivas formuladas a partir da teoria da plasticidade. Os resultados do modelo mostraram boa compatibilidade com a curva de fluxo obtida no ensaio de tração.

Palavras-chave: Efeito TWIP; Recozimento; Modelagem matemática; Simulação.

PHYSICAL MODEL OF DEFORMATION AND WORK HARDENING OF HIGH MANGANESE AND LOW CARBON TWIP STEEL

Abstract

The new concepts for building automotive structures with impact resistance, formability, and low specific weight lead to increase in the research for materials with high strength and toughness, combined with low density. The TWIP steel (*Twinning Induced Plasticity*) can meet these needs and therefore it is essential its development. The material of this work, 0.06C-25Mn-3Al-2Si-1Ni steel, with TWIP effect, was hot and cold rolled and then annealed at temperatures between 600°C and 850°C. The microstructural examination was focused in the recrystallization during annealing for different temperatures through optical and scanning electron microscopy (SEM). For mechanical evaluation tensile tests were performed. A polycrystalline model, based on micromechanics and working hardening theory, developed by Bouaziz *et al.*, to predict the behavior of TWIP steels under tensile tests was applied to current steel. The results from the model are in good agreement.

Key words: TWIP effect; Annealing; Modeling; Simulation.

I INTRODUÇÃO

Uma das características importante dos aços austeníticos é a sua alta capacidade de encruamento, que lhes possibilita atingir altos valores de limite de resistência com grandes deformações plásticas. Os aços austeníticos de alto teor de Mn, contendo ainda Al e Si, além dessas propriedades, possuem menor densidade. É exatamente esta característica que torna este tipo de aço tão interessante para a

indústria automobilística, pois permite uma maior capacidade de estampagem e ao mesmo tempo é capaz de absorver alto nível de energia em eventos de colisão do veículo.⁽¹⁾

Os mecanismos responsáveis por esta alta capacidade de encruamento estão relacionados com a baixa energia de falha de empilhamento (EFE) apresentada pela fase austenítica. O valor da EFE controla

¹Sócio da ABM, Aluno de Graduação em Engenharia Metalúrgica, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG. Av. Antonio Carlos, 6627, Pampulha, Cep 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: mirellespindola@hotmail.com

²Sócio da ABM, Professor Associado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG. Av. Antonio Carlos, 6627, Pampulha, Cep 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: gonzalez@demet.ufmg.br

³Sócio da ABM, Professor Associado, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG. Av. Antonio Carlos, 6627, Pampulha, Cep 31270-901, Belo Horizonte, MG, Brasil. E-mail: dsantos@demet.ufmg.br

a facilidade com que as deslocções realizam escorregamento cruzado, de modo que quanto menor a EFE, mais facilmente se formam as falhas de empilhamento e mais difícil se torna o escorregamento cruzado. Isso favorece a maclação mecânica em relação ao movimento de deslocções como mecanismo de deformação plástica do material.^(1,2)

O aumento da fração volumétrica de maclas com a deformação cria obstáculos para o movimento das deslocções, promovendo um rápido encruamento do material. Esse fenômeno é conhecido como efeito TWIP (*Twinning Induced Plasticity*).

A maioria dos aços austeníticos e aços Hadfield de alto teor de manganês (aproximadamente 15% a 25% peso de Mn) apresentam maclação mecânica durante a deformação a frio,⁽²⁻⁴⁾ porém este mecanismo de deformação só se torna dominante em ligas com teores de manganês da ordem de 25%, teores de alumínio e silício da ordem de 2% a 3%, além do elemento carbono.^(1,2) O efeito TWIP ocorre em uma austenita estável, onde a energia livre de Gibbs da reação martensítica é positiva (110 J/mol a 250 J/mol) e a energia de falha de empilhamento é aproximadamente 25 mJ/m². O aumento da EFE deve-se ao alto teor de manganês na presença de alumínio e silício. O alumínio, que também está presente em pequena quantidade em relação ao manganês, aumenta a energia de falha de empilhamento da austenita e suprime a transformação martensítica $\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp}^{Ms}$, enquanto que o silício diminui a EFE e sustenta a fase martensítica, resultando na formação de maclas durante a deformação.⁽⁵⁾ Por outro lado, a austenita com EFE menor que 20 mJ/m² tende a se transformar em martensita ϵ (HC) quando deformada.⁽²⁾

Para alcançar uma limite de resistência de 700 MPa e um alongamento uniforme de 50%, característicos do aço TWIP, é requerido uma microestrutura de grãos finos obtidos pelos processos de laminação e recristalização.

Vários modelos matemáticos têm sido desenvolvidos e aprimorados na tentativa de descrever fisicamente o encruamento dos aços, incluindo os aços que apresentam efeito TWIP.⁽⁶⁻¹⁰⁾ No presente trabalho, um modelo físico do encruamento do aço TWIP (0.06C-25Mn-3Al-2Si-1Ni, desenvolvido por Bouaziz e Guelton⁽⁹⁾ e Allain, Chateu e Bouaziz^(9,10)) foi utilizado para descrever o comportamento mecânico em tração deste material experimental. Assim, torna-se essencial a modelagem do comportamento mecânico do aço através do conhecimento de sua microestrutura e desempenho mecânico não somente para o entendimento da fenomenologia envolvida, como também a redução de uma série de experimentos laboratoriais e industriais.

2 MATERIAL E MÉTODOS

A composição química do aço investigado é listada na Tabela I a seguir.

Tabela I. Composição química do aço utilizado (% peso)

Elemento	C	Mn	Si	Al	Ni
Teor	0,06	25	2	3	1

Amostras com dimensões de 100 x 80 x 30 mm foram austenitizadas a 1.100°C para homogeneização durante 2 h. Essas mesmas placas foram reaquentadas a temperatura de 1.100°C para laminação a quente, em quatro passes de mesma redução, até alcançar 50%

de redução em sua espessura. A tira laminada a quente foi usinada até a espessura em que não se encontrou mais vestígios de carepa e dividida em duas partes iguais para laminação a frio. Em seguida, promoveu-se uma sequência de 11 passes de forma a obter uma redução total de 45%.

O recozimento da tira laminada a frio ocorreu em temperaturas de 600°C a 850°C. O tempo total de encharque foi definido como 300 s para cada temperatura, sendo cerca de 600 s o tempo de aquecimento.

A microestrutura das amostras foi caracterizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Para esses exames, usou-se o ataque com reativo nital 2%. A análise da seção polida foi feita na seção perpendicular à direção de laminação ao longo da espessura. Por microscopia óptica foi avaliada a fração volumétrica recristalizada pelo método da contagem por pontos. O tamanho de grão foi avaliado no analisador de imagens através da medição da área de cada grão em micrografias obtidas no microscópio eletrônico de varredura (MEV). Foram medidos duzentos grãos por amostra. A raiz quadrada do valor médio obtido corresponde ao tamanho médio de grão austenítico. Maiores detalhes desta caracterização microestrutural são encontrados em Duarte, Ribeiro e Santos.⁽¹¹⁾ Após o recozimento, as amostras foram submetidas a testes de tração a temperatura ambiente a uma taxa de deformação de 10⁻³ s⁻¹ em uma máquina Instron, modelo 5582, equipada com extensômetro. Os corpos de prova foram usinados de acordo com a norma ASTM A-370.

3 MODELAGEM

O modelo para o encruamento dos aços com efeito TWIP está bem descrito na literatura^(9,10) e foi utilizado neste trabalho para modelar o comportamento do material em estudo durante sua deformação nos ensaios de tração.

Em resumo, o modelo parte da Equação clássica I entre a tensão verdadeira, σ , e a densidade de deslocções do material, ρ :

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \cdot M \cdot \mu \cdot b \cdot \sqrt{\rho} \quad (1)$$

M é o fator de Taylor e vale (Equação 2):

$$\gamma = M \cdot \epsilon \quad (2)$$

Portanto, tem-se a Equação 3:

$$M = \frac{d\gamma}{d\epsilon} \quad (3)$$

onde γ é a deformação cisalhante, ϵ é a deformação plástica normal verdadeira, α é uma constante igual a 0,4; μ é o módulo de cisalhamento e b é o vetor de Burgers.

O resultado líquido da competição entre a geração de deslocações e a eliminação das mesmas devidas à recuperação é dada pela Equação 4:^(6,9)

$$\frac{d\rho}{d\gamma_g} = \frac{1}{b \cdot \Lambda} - f \cdot \rho \quad (4)$$

em que Λ é o caminho livre médio das deslocações, f é uma constante e γ_g é a deformação de cisalhamento por escorregamento. Se as maclas podem ser consideradas como obstáculos intransponíveis pode-se afirmar que (Equação 5):⁽⁹⁾

$$\frac{1}{\Lambda} = \frac{1}{d} + \frac{1}{t} + k \cdot \sqrt{\rho} \quad (5)$$

onde d é o tamanho de grão da austenita, t é o espaçamento médio entre as maclas e k é uma constante. Por seu turno, tem-se a Equação 6:⁽¹²⁾

$$t = 2e \frac{(1-F)}{F} \quad (6)$$

onde F é a fração de maclas e e é a espessura média das maclas. A contribuição devida à maclação à deformação plástica cisalhante é dada pela Equação 7:^(7,9)

$$d\gamma = (1-F)\gamma_g + \gamma_t dF \quad (7)$$

onde γ_g é a deformação de cisalhamento por escorregamento de deslocações e γ_t é a deformação de cisalhamento por maclação e igual a $1/\sqrt{2}$. Utilizando as Equações 3, 5 e 7, pode-se deduzir que (Equação 8):

$$\frac{d\gamma_g}{d\varepsilon} = Me^{m\varepsilon} - \gamma_t m \quad (8)$$

Combinando as Equações 4, 5 e 6, pode-se expressar a evolução da densidade de deslocação em função da deformação de cisalhamento (Equação 9):

$$\frac{d\rho}{d\gamma_g} = \frac{1}{b} \left(\frac{1}{d} + \frac{F}{2e \cdot (1-F)} + k\sqrt{\rho} \right) - f \cdot \rho \quad (9)$$

Assim, multiplicando-se a Equação 9 pela Equação 8, obtém-se a Equação 10, que fornece a variação da concentração de deslocações ρ em função da deformação ε .

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = \left[\frac{1}{b} \left(\frac{1}{d} + \frac{F}{2e \cdot (1-F)} + k\sqrt{\rho} \right) - f \cdot \rho \right] * (Me^{m\varepsilon} - \gamma_t m) \quad (10)$$

Nestas equações, assume-se que F , a fração volumétrica de maclas, é dada pela expressão empírica (Equação 11):⁽⁸⁾

$$F = 1 - e^{-m\varepsilon} \quad (11)$$

onde m é função da energia de falha de empilhamento. O seu valor deve aumentar à medida que se diminui o valor da EFE e está relacionado apenas com a composição química do material e com a temperatura de deformação.^(1,3)

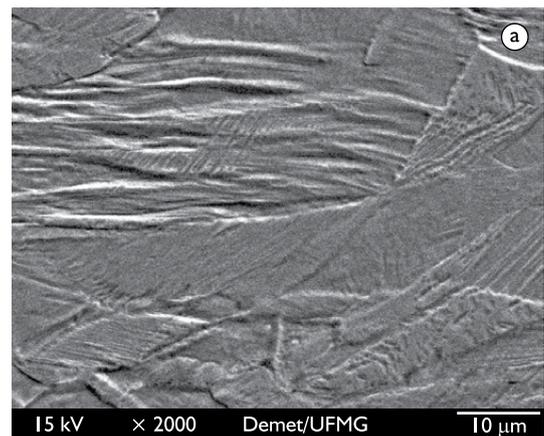
Resolvendo numericamente a Equação 10, com o auxílio de um sistema de álgebra computacional, pode-se obter uma função $\rho(\varepsilon)$, e finalmente resolver a Equação 1 e determinar $\sigma(\varepsilon)$, correspondente a simulação do ensaio de tração. Os valores e significados dos demais parâmetros são listados na Tabela 2.

Tabela 2. Valores usados para a modelagem

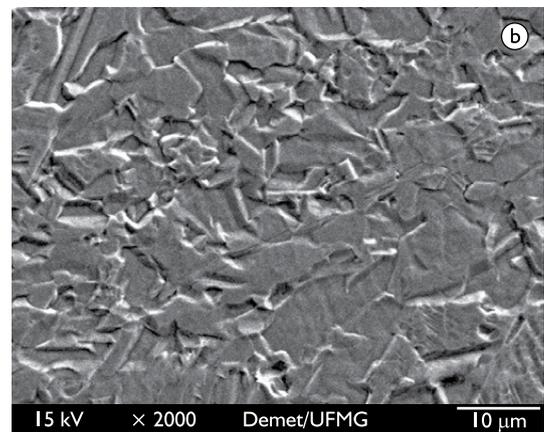
Parâmetro	Significado	Valor
b	Vetor de Burgers	$2,5 \cdot 10^{-10}$ m
d	Tamanho de grão	3,5 - 7 μ m
f	Recuperação Dinâmica	2 - 3
ρ	Densidade de deslocações	10^{12} m ⁻²
μ	Módulo de Cisalhamento	72 GPa
m	Constante (proporcional a EFE)	1,95
k	Constante	0,001 - 0,01
e	Espessura média de macla	1,0 μ m
M	Fator de Taylor	3

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A microestrutura do aço é ilustrada na Figura 1 para as condições de laminado a frio, recozido a 775°C e 850°C.



Aço laminado a frio



Aço recozido a 850°C

Figura 1. a) Microestrutura do aço após laminação a frio; b) após recozimento a 850°C. Ataque com o reativo nital 2%.

Alguns exemplos de resultados dos ensaios de tração no material estão ilustrados nas Figuras 2a e b. O tamanho de grão nesses casos situa-se entre $3,7 \mu\text{m}$ e $7,0 \mu\text{m}$, respectivamente para as temperaturas de 700°C a 850°C . As curvas de tração mostram a boa capacidade de encruamento, combinada com um alto nível de resistência mecânica, características especiais desse tipo de aço. Além disso, os resultados referentes ao alongamento total, expoente de encruamento, limite de resistência e tamanho de grão são listados na Tabela 3.

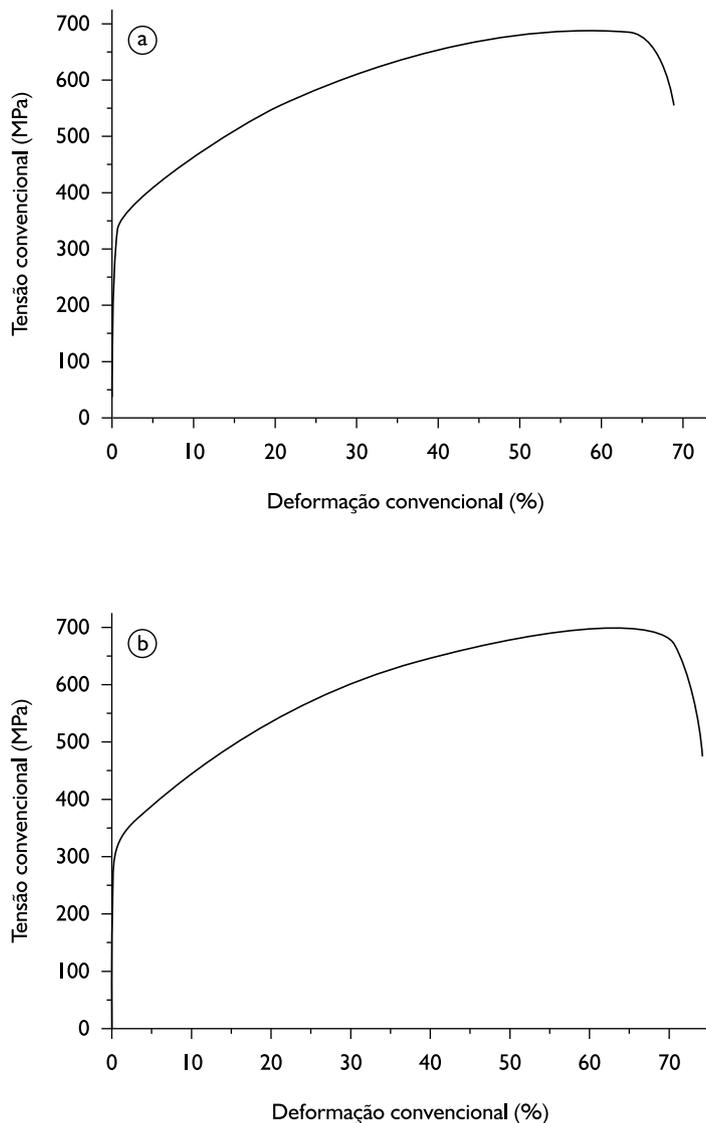


Figura 2. Curvas de tensão versus deformação convencionais para amostras recozidas; a) 750°C e b) 850°C .

Tabela 3. Valores experimentais obtidos após o ensaio de tração

Temperatura de recozimento ($^\circ\text{C}$)	Expoente de encruamento	Límite de resistência (MPa)	Alongamento total (%)	Tamanho de grão (μm)
750	0,48	681	67	3,7
850	0,54	694	69	7

Comparando-se os resultados aqui obtidos com outros da literatura, para a mesma faixa de composição de Mn, verifica-se a similaridade. Por exemplo, os trabalhos de Kim *et al.*⁽⁵⁾ e Mi *et al.*⁽¹³⁾ O aumento do teor de carbono para 0,6% implica também no aumento de resistência, atingindo-se valores da ordem de 1.000 MPa.^(4,5,9,10) No caso presente, o teor de carbono é muito mais baixo, por isso a resistência alcança 700 MPa, também em concordância com Mi *et al.*⁽¹³⁾ A redução no tamanho de grão austenítico leva ao incremento na resistência, porém o alongamento total diminui.⁽⁴⁾ Entretanto, observando as Figuras 2a e b e analisando os dados da Tabela 3, percebe-se que o limite de resistência das amostras recozidas a 750°C e 850°C é muito próximo, apesar de o tamanho de grão ter aumentado quando se elevou a temperatura. Isso pode ser justificado pelo fato de a amostra recozida a 750°C não ter se recristalizado totalmente, como é apresentado na Figura 3.

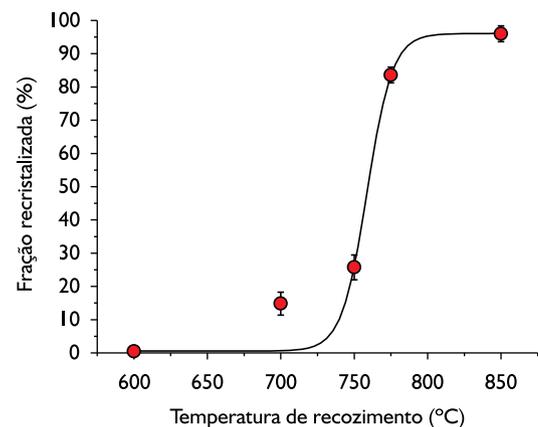


Figura 3. Fração recristalizada versus temperatura de recozimento para amostras recozidas entre 600°C e 850°C .

Observa-se um aumento no alongamento total do corpo de prova à medida que a temperatura de recozimento aumenta. Isto ocorre devido a uma maior fração de grãos recristalizados nas amostras recozidas a temperaturas mais altas, reduzindo a densidade inicial de deslocamentos, o que permite maior grau de encruamento com o resultante atraso na formação da estrição e a fratura do corpo de prova.

Aplicando-se o modelo aos resultados de tração, obtêm-se as curvas resultantes (Figura 4), que mostram claramente uma boa concordância entre o modelo e os resultados experimentais. Entretanto, o resultado é mais representativo para os materiais recozidos a temperaturas mais altas, visto que o modelo leva em conta o estado inicial recristalizado do material. A fração recristalizada em função da temperatura do aço TWIP, ilustrada na Figura 3, indica que a recristalização se completa

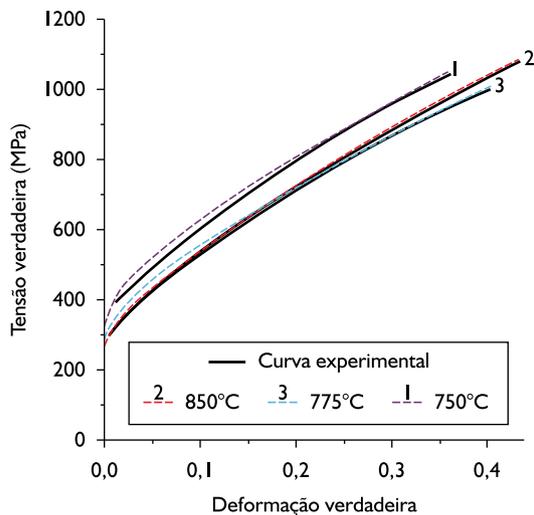


Figura 4. Curvas de tensão verdadeira versus deformação verdadeira. Aço recozido a 750°C (1), 775°C (3) e 850°C (2).

para temperaturas superiores a 800°C. Esses resultados são coerentes com aqueles obtidos por Bracke *et al.*⁽¹²⁾ ($T_{rec} = 700^{\circ}\text{C}$), apesar de que os autores trabalharam com uma liga laminada a frio com 50% de redução de maior teor de carbono (Fe-22Mn-0,6C), porém com menores concentrações de elementos de liga (Mn, Si e Al, além de Ni) i.e., quando comparada ao material do presente estudo.⁽¹¹⁾ Nesse sentido, Mi *et al.*⁽¹³⁾ e Dini *et al.*⁽¹⁴⁾ utilizaram ligas de composição

química similar (Fe-31Mn-3Al-3Si) e encontraram temperatura de recristalização da ordem de 700°C e 800°C, respectivamente, enquanto o crescimento de grão já acontece acima de 800°C.

5 CONCLUSÕES

Um modelo físico foi utilizado para a simulação do comportamento mecânico de um aço TWIP sob tração. A partir dos resultados obtidos seguem-se as seguintes conclusões: a) obteve-se uma boa descrição do comportamento de um aço TWIP em tração com a utilização do modelo apresentado; b) em função da recristalização parcial do material, ocorre um pequeno desvio entre o modelo e o resultado experimental nos estágios iniciais do encruamento, ou seja, no início do regime plástico.

Agradecimentos

Os autores agradecem a FAPEMIG, processo número TEC APQ-3318-5.07/07 e ao CNPq, processo número 476377/2007-2, pelo apoio financeiro à execução desta pesquisa e concessão de bolsas de pesquisa aos autores.

REFERÊNCIAS

- 1 FROMMEYER, G.; BRÜX, U.; NEUMANN, P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. *ISIJ International*, v. 43, n. 3, p. 438-46, Mar. 2003.
- 2 GRASSEL, O. *et al.* High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP Steels development – properties – application. *International Journal of Plasticity*, v. 16, n. 10-11, p. 1391-409, 2000.
- 3 VERCAMMEN, S. *et al.* Cold rolling behavior of an austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP-steel: the importance of deformation twinning. *Acta Materialia*, v. 52, n. 7, p. 2005-12, Apr. 2004.
- 4 SCOTT, C. *et al.* The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications. *Revue de Metallurgie*, v. 103, n. 6, p. 293-302, June 2006.
- 5 KIM, Y. G. *et al.* Development of new austenitic Fe-Mn-Al-C steels for automotive applications. *Key Engineering Materials*, v. 84-85, p. 461-472, 1993.
- 6 MECKING, H.; KOCKS, U. F. Kinetics of flow and strain-hardening. *Acta Metallurgica*, v. 29, n. 11, p. 1865-75, Nov. 1981.
- 7 REMY, L. Kinetics of F. C. C. deformation twinning and its relationship to stress-strain behaviour. *Acta Metallurgica*, v. 26, n. 3, p. 443-51, Mar. 1977.
- 8 OLSON, G.B.; COHEN, M. Kinetics of strain-induced martensite nucleation. *Metallurgical Transactions A*, v. 6A, n. 4, p. 791-795, April 1975.
- 9 BOUAZIZ, O.; GUELTON, N. Modeling of TWIP Effect on the work-hardening. *Materials Science Engineering A*, v. 319-321, p. 246-9, Dec., 2001.
- 10 ALLAIN, S.; CHATEAU, J. P.; BOUAZIZ, O. A physical model of twinning-induced plasticity effect in high manganese austenitic steel. *Materials Science Engineering A*, v. 387-9, p. 143-7, Dec. 2004.
- 11 DUARTE, D. M.; RIBEIRO, E. A. S.; SANTOS, D. B. Comportamento mecânico do aço alto Mn e baixo C laminado a frio e recozido apresentando efeito TWIP. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 64., 2009, Belo Horizonte, MG. *Anais...* São Paulo: ABM, 2009. 10 p.
- 12 BRACKE, L. *et al.* Recrystallization behavior of an austenitic high Mn steel. *Materials Science Forum*, v. 558-589, p. 137-142, Oct. 2007.
- 13 MI, Z. L. *et al.* Influence of cold rolling reduction on microstructure and mechanical properties of TWIP steel. *Acta Metallurgica Sinica*, v. 20, n. 6, p. 441-447, Dec. 2007.
- 14 DINI, G. *et al.* Improved tensile properties of partially recrystallized submicron grained TWIP steel. *Materials Letters*, v. 64, n. 1, p. 15-18, Jan. 2010.

Recebido em: 15/12/2009

Aceito em: 24/07/2010