

MODELO FÍSICO DO COMPORTAMENTO MECÂNICO DE UM AÇO BAIXO CARBONO ALTO MANGANÊS APRESENTANDO EFEITO TWIP ¹

*Erick Ribeiro de Faria*²
*Berenice Mendonça Gonzalez*³
*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 automobilística 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 deste material. No presente trabalho 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 e 850°C. Para tal modelo foram utilizados resultados de ensaios de tração 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 os resultados da curva de fluxo obtida no ensaio de tração.

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

PHYSICAL MODEL OF MECHANICAL BEHAVIOUR OF HIGH Mn AND LOW C STEEL WITH TWIP EFFECT

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 400 and 900°C. The volume fraction and recrystallized grain size measurements was performed 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 and Guelton, to predict the behavior of TWIP steels after tensile tests was applied to current steel. The results from the model are in good agreement with mechanical test and show a total elongation of more than 50% and a tensile strength up to 600 MPa, which highlights the potential of steel for its various applications.

Key words: Twinning; Annealing; Cold rolling; Recrystallization,; Modeling.

¹ *Contribuição técnica ao 46º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 27 a 30 de outubro de 2009, Santos, SP.*

² *Aluno de graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG.*

³ *Sócio da ABM - Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais Escola de Engenharia da UFMG.*

1 INTRODUÇÃO

Uma das características mais importantes 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 taxa de encruamento estão relacionados com a baixa energia de falha de empilhamento (EFE) apresentada pela fase austenítica. O valor da EFE controla a facilidade com que as deslocações realizam escorregamento cruzado, de modo que quanto menor a EFE, mais facilmente se formam as falhas de empilhamento e mais difíceis se tornam os escorregamentos cruzados. Isso favorece a maclação mecânica em relação ao movimento de deslocações 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 deslocações, promovendo um rápido encruamento do material. Esse fenômeno é conhecido como efeito TWIP (*Twinnig Induced Plasticity*).

A maioria dos aços austeníticos, como os aços inoxidáveis 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. O manganês é um elemento estabilizador da austenita que inibe a formação da ferrita. Já o alumínio, que também está presente em pequena quantidade em relação ao manganês, aumenta a energia de falha de empilhamento 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⁾

É exatamente nesta faixa de composição que se apresenta o material estudado neste trabalho (C-0,06; Mn-25; Al-3; Si-2; Ni-1).

Para alcançar um 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.

Ao longo dos anos, vários modelos matemáticos têm sido desenvolvidos e aprimorados na tentativa de descrever fisicamente o encruamento dos aços, e mais recentemente de aços que apresentam efeito TWIP. No presente trabalho, um modelo físico do efeito TWIP desenvolvido por Bouaziz e Guelton⁽⁶⁾ e Allain, Chateau e Bouaziz⁽⁷⁾ foi utilizado para descrever o comportamento mecânico em tração de um aço TWIP experimental. Assim, torna-se essencial a modelagem do comportamento mecânico material 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

O procedimento para produção deste aço inicia-se com a fusão em um forno a indução, modelo Power Trak 250-10 R, marca Inductotherm. A composição química do aço investigado é listada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química do aço utilizado (% peso)

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

A partir de placas fundidas foram cortadas amostras com dimensões de 100x80x30 mm e em seguida austenitizadas a 1.100°C para homogeneização durante 2 h. Essas mesmas placas menores foram reaquecidas 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, proveniente da laminação a quente, e dividida em duas partes iguais para laminação a frio. A partir daí, promoveu-se uma seqüência de 11 passes de forma a obter uma redução total de espessura de 45%.

O recozimento na 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, após recozimento, foi caracterizada por microscopia óptica, 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.

Através da 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 na referência ⁽⁸⁾. 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 sub-tamanho (25 mm de comprimento por 4 mm de diâmetro) 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^(6,7) 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 (1) entre a tensão verdadeira e a densidade de deslocamentos do material:

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

M é o fator de Taylor e vale:

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

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

O resultado líquido da competição entre a geração de deslocações e a eliminação das mesmas devidas à recuperação é dada por:

$$\frac{d\rho}{d\gamma_g} = \frac{1}{b\Lambda} - f \cdot \rho \quad (3)$$

Onde 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 escrever que:

$$\frac{1}{\Lambda} = \frac{1}{d} + \frac{1}{t} + k \cdot \sqrt{\rho} \quad (4)$$

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 que:

$$t = 2e \frac{(1-F)}{F} \quad (5)$$

Onde F é a fração de maclas e e é a espessura média das maclas.

A contribuição devida a maclação à deformação plástica cisalhante é dada por:

$$d\gamma = (1-F)\gamma_g + \gamma_t dF \quad (6)$$

Onde γ_g é a deformação de cisalhamento por escorregamento de deslocações e γ_t é a deformação de cisalhamento por maclação. A fração volumétrica de maclas é F .

Para simular o comportamento do material durante o ensaio de tração, é utilizada a equação (7), que determina a derivada da concentração de deslocações em função de γ , deformação cisalhante acumulada.

$$\frac{d\rho}{d\gamma_g} = \frac{1}{b} \left(\frac{1}{d} + \frac{1}{2e} * \frac{F}{(1-F)} + k \sqrt{\rho} \right) - f * \rho \quad (7)$$

Na equação (2) ε é a deformação verdadeira o que leva a $d\gamma/d\varepsilon = M$.

Assim, multiplicando-se a equação (7) por M, obtém-se a equação (8), que fornece a variação da concentração de deslocações ρ em função da deformação ε .

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = \frac{M}{b} \left(\frac{1}{d} + \frac{1}{2e} * \frac{F}{(1-F)} + k\sqrt{\rho} \right) - f * \rho \quad (8)$$

Nestas equações, assume-se que F, a fração volumétrica de maclas, é dada pela expressão empírica:

$$F = 1 - e^{-m\varepsilon} \quad (9)$$

Onde m é função da energia de falha de empilhamento. O seu valor deve aumentar à medida que se diminui o valor de EFE.

De posse então de uma função $\rho(\varepsilon)$, pode-se resolver a equação (1) e determinar finalmente $\sigma(\varepsilon)$, que é 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 física

Parâmetro	Significado	Valor
b	Vetor de Burgers	$2,5 \cdot 10^{-10}$ m
d	Tamanho de grão	2 μ m
f	Recuperação Dinâmica	3
ρ	Densidade de deslocações	10^{10} m ⁻¹
μ	Módulo de Cisalhamento	65 GPa
m	Constante (proporcional a EFE)	1,95
k	Constante	0,011
e	Espessura média de macla	15 nm
M	Fator de Taylor	3

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Alguns exemplos de resultados dos ensaios de tração no material estão ilustrados nas Figuras 1 e 2(a,b). O tamanho de grão nesses casos situa-se entre 3,5 μ m; 3,7 μ m e 7,0 μ m, respectivamente para as temperaturas de 700°C, 750°C e 800°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 das curvas de tração, resultados referentes ao alongamento total, expoente de encruamento e limite de resistência são também listados nas Figuras 2 e 3(a,b).

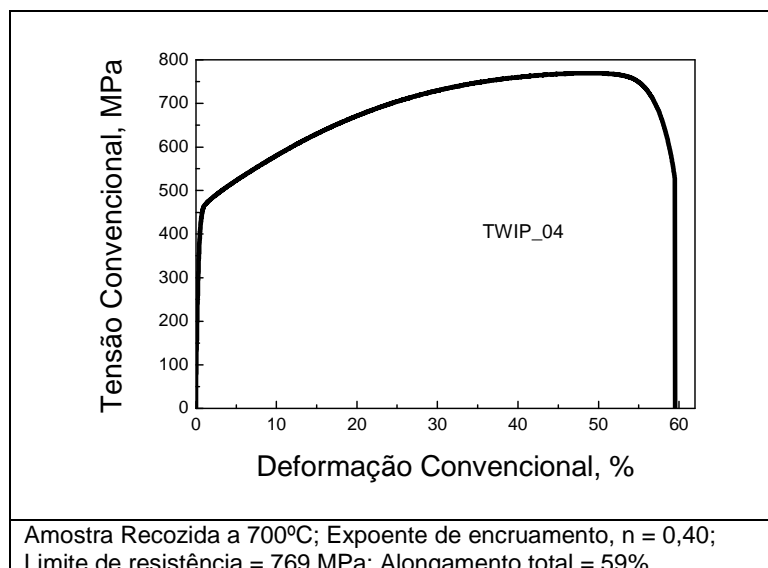


Figura 1. Curva de tensão versus deformação convencional para amostra recozida a 700°C.

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 Ding *et al.*⁽⁹⁾ O aumento do teor de carbono para 0,6% implica também no aumento de resistência, atingindo-se valores da ordem de 1000 MPa^(4,5,9). No caso presente, o teor de carbono é muito mais baixo, daí a resistência alcançar 700 MPa, também em concordância com Mi *et al.*⁽¹⁰⁾ A redução no tamanho de grão austenítico leva ao incremento na resistência, porém o alongamento total diminui.⁽³⁾

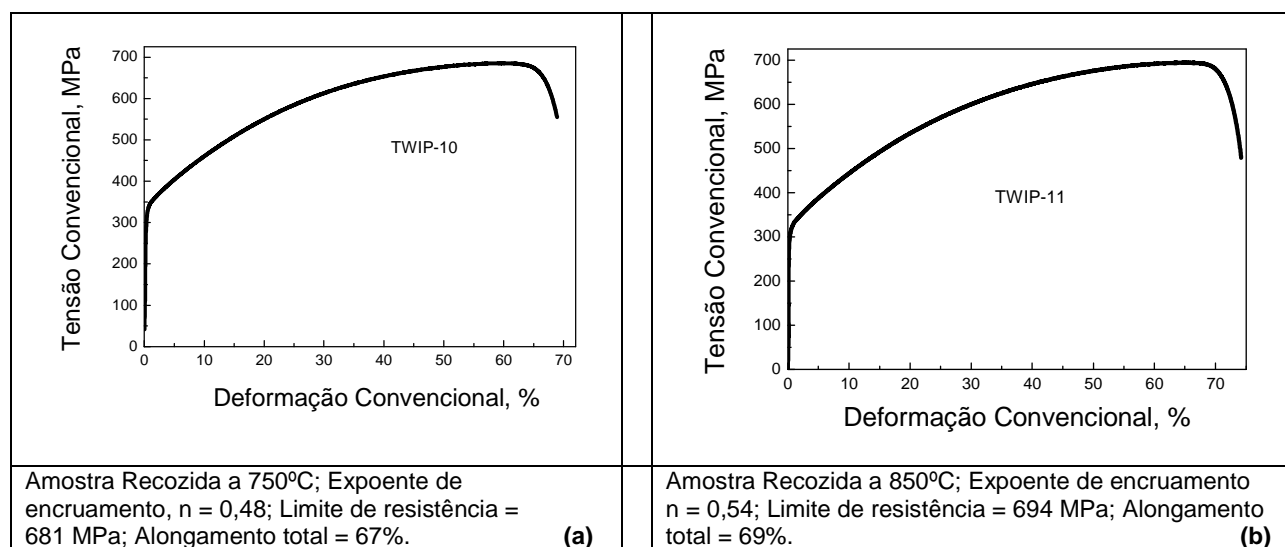


Figura 2. Curvas de tensão versus deformação convencionais para amostras recozidas a 750°C (a) e 850°C (b).

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 estricção e a fratura do corpo de prova.

Aplicando-se o modelo em questão aos resultados de tração mostrados acima, obtêm-se as curvas resultantes (Figuras 3 a 5).

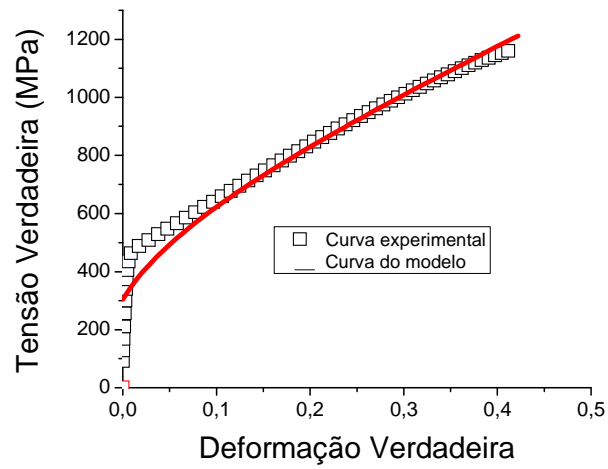


Figura 3. Curvas de tensão versus deformação verdadeiras para amostra recozida a 700°C.

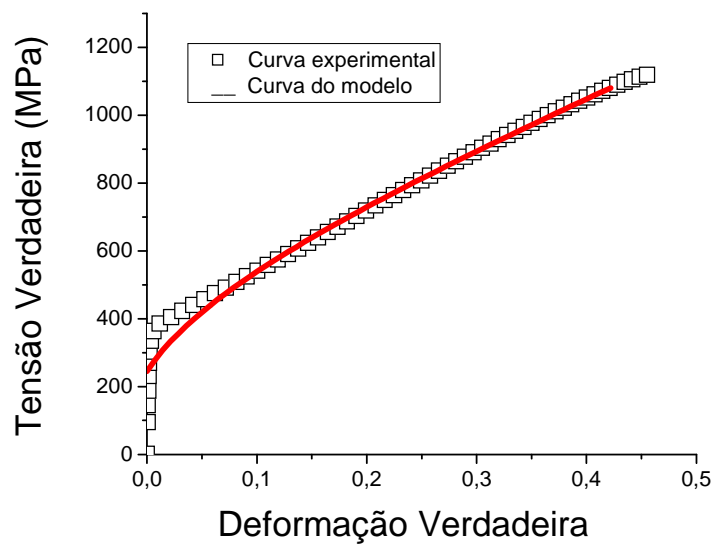


Figura 4. Curvas de tensão versus deformação verdadeiras para amostra recozida a 750°C.

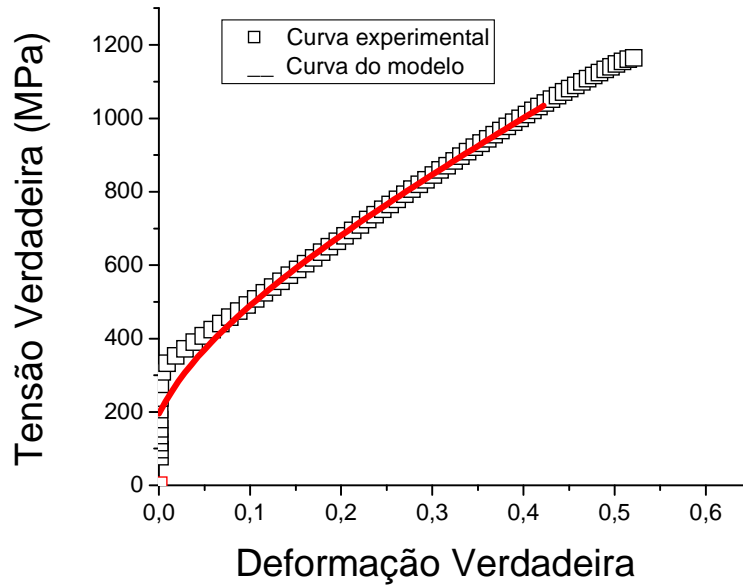


Figura 5. Curvas de tensão versus deformação verdadeira para amostra recozida a 850°C.

As Figuras 3 a 5 mostram claramente uma boa concordância entre o modelo e os resultados experimentais, sendo esta mais representativa para os materiais recozidos a temperaturas mais altas. Visto que o modelo leva em conta o estado inicial recristalizado do material, tal observação é explicada pela maior fração recristalizada nestas amostras. A fração recristalizada em função da temperatura do aço TWIP utilizado é ilustrada na Figura 6 a seguir.

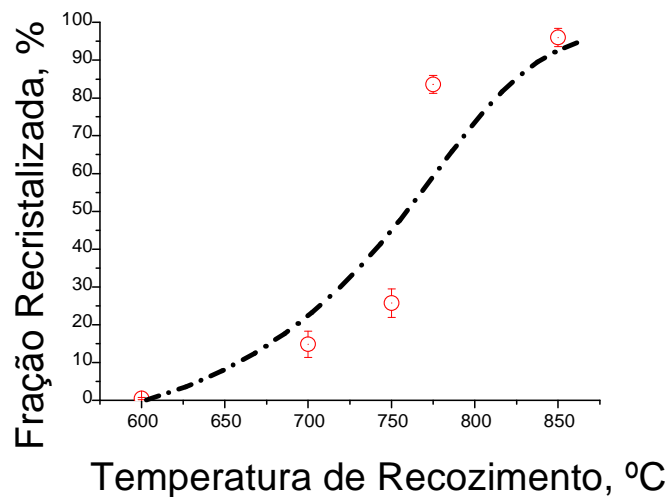


Figura 6. Fração recristalizada versus temperatura de recozimento para amostras recozidas entre 600°C e 850°C. ⁽⁸⁾

O exame da Figura 6 revela que a recristalização está completa para temperaturas superiores a 800°C. Esse resultados são plenamente condizentes com aqueles obtidos por Bracke *et al.*,⁽¹¹⁾ apesar de 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) quando comparada ao material em estudo.⁽¹¹⁾

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:

Obteve-se uma boa descrição do comportamento de um aço TWIP em tração com a utilização do modelo apresentado.

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. Essa diferença continua sendo pesquisada para aprimoramento da modelagem matemática.

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. 438–446, 2003.
- 2 GRASSEL, O.; KRUGER, L.; FROMMEYER, G.; MEYER, L. W. High strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP Steels development – properties – application. *International Journal of Plasticity*, v. 16, p. 1391-1409, 2000.
- 3 VERCAMMEN, S.; BLANPAIN, B.; DECOOMAN, B.C.; WOLLANTS, P. Cold rolling behavior of an austenitic Fe–30Mn–3Al–3Si TWIP-steel: the importance of deformation twinning. *Acta Materialia*, v. 52, p. 2005–2012, 2004.
- 4 SCOTT, C.; ALLAIN, S.; FARAL, M.; GUELTON, N. The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications. *Revue de Metallurgie*, n. 6, p. 293-302, 2006.
- 5 KIM, Y. G.; KIM, T. W.; HAN, J. K.; CHANG, R. W. Development of New Austenitic Fe-Mn-Al-C Steels for Automotive Applications. *Key Engineering Materials*, v. 84-85, p. 461-472, 1993.
- 6 BOUAZIZ, O.; GUELTON, N. Modeling of TWIP Effect on the work-hardening. *Materials Science Engineering A*, v. 319-312, p. 246-249, 2001.
- 7 ALLAIN, S.; CHATEU, J. P.; BOUAZIZ, O. A physical model of twinning-induced plasticity effect in high manganese austenitic steel. *Materials Science Engineering A*, v. 387-389, p. 143-147, 2004.
- 8 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. 64º. Congresso Anual da ABM, Belo Horizonte, MG, 2009. A ser apresentado.
- 9 DING H.; TANG Z.-Y.; LI W.; WANG M.; SONG D. Microstructures and mechanical properties of Fe-Mn-(Al-Si) TRIP/TWIP steels. *Journal of Iron and Steel Research International*. v. 13, n.6, p. 66-70, 2006.
- 10 MI, Z. L.; TANG, D.; DAI, Y. J.; WANG, H. Q.; LI, S.S. Influence of Cold Rolling Reduction on Microstructure and Mechanical Properties of TWIP Steel. *Acta Metallurgica Sinica*, v. 20, p. 441-447, December, 2007.
- 11 BRACKE, L.; VERBEKEN, K.; KESTENS, L.; PENNING, J. Recrystallization behavior of an austenitic high Mn steel. *Materials Science Forum*, v. 558-559, p. 137-142, 2007.