

# EFEITO DA LAMINAÇÃO A FRIO NA FORMAÇÃO DE MARTENSITA, RECRISTALIZAÇÃO E COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO TRIP/TWIP 17Mn0.06C<sup>1</sup>

Sara Silva Ferreira de Dafé<sup>2</sup>

Débora Rezende Moreira<sup>3</sup>

Patrícia Bertolini Valadão<sup>4</sup>

Dagoberto Brandão Santos<sup>5</sup>

## Resumo

Aços com altos teores de Mn, Si e Al apresentam grande plasticidade quando deformados devido aos efeitos TWIP e/ou TRIP. Este trabalho avaliou a evolução microestrutural e sua influência sobre o comportamento mecânico de um aço contendo 17% de Mn e 0,06%C após laminação a quente a 1100°C, laminação a frio com reduções de 45% e 90%, e recozimento a 700°C durante tempos diferentes. A microestrutura foi analisada por microscopia óptica e eletrônica de varredura e por EBSD. A fração volumétrica das fases  $\gamma$ , martensita  $\varepsilon$  e  $\alpha'$  foram medidas por difração de raios X. Verificou-se que a redução a frio favorece a formação das martensitas  $\varepsilon$  e  $\alpha'$ . A amostra recozida por mais tempo, 7200 s, apresentaram martensitas  $\varepsilon$  e  $\alpha'$ . O limite de escoamento e de resistência à tração do aço recozido alcançaram valores de 750 e 950 MPa, respectivamente, com o alongamento total de 45 %, demonstrando a alta taxa de encruamento do aço.

**Palavras-chave:** Aço alto manganês; Laminação a quente; Laminação a frio; Aço TWIP.

## EFFECT OF COLD ROLLING ON THE MARTENSITE FORMATION, RECRYSTALLIZATION AND MECHANICAL BEHAVIOR OF 17Mn0.06C TRIP/TWIP STEEL

### Abstract

Steels containing high contents of Mn, Si and Al have great plasticity when deformed due to TWIP or TRIP effects. This work evaluated the microstructural evolution and its influence on the mechanical behavior of a steel containing 17 %Mn and 0.06%C after hot rolling at 1100°C, cold rolling with 45% and 90% of reduction and annealing at 700°C for different times. The microstructures were analyzed by optical and scanning electron microscopy. Volume fraction of the phases  $\gamma$ ,  $\varepsilon$  and  $\alpha'$  martensites were measured by X-ray diffraction and EBSD technique. It was found that cold reduction provides an increase in  $\alpha'$  martensite volume fraction. The relative phase amounts showed that the sample annealed for the longest time, 7200 s, still has  $\varepsilon$  and  $\alpha'$  martensite. The yield and tensile strength for annealing condition reach 750 and 950 MPa, respectively, with total elongation of 48%, which confirms the high work hardening rate of the analyzed steel.

**Keywords:** Manganese steel; Hot rolling; Cold rolling; TWIP steel.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 50° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 18 a 21 de novembro de 2013, Ouro Preto, MG, Brasil.

<sup>2</sup> Doutoranda, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, UFMG. Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>3</sup> Aluna de Graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG. Belo Horizonte, MG, Brasil.

<sup>4</sup> Aluna de Graduação em Física do Instituto de Ciências Exatas da UFMG. Belo Horizonte, MG, Brasil. Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG. Belo Horizonte, MG, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

Os aços contendo teores elevados de Mn, Si e Al, exibem plasticidade elevada quando submetidos à deformação devido à maclação mecânica, conhecido como efeito TWIP (*Twinning Induced Plasticity*), ou à transformação martensítica, denominado efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*).<sup>(1-3)</sup> Os aços TWIP/TRIP são uma alternativa promissora para atender a demanda na construção de peças automotivas que exigem um material com alta resistência, alta conformabilidade, boa tenacidade e menor densidade. A absorção de choque desses aços é o dobro da verificada em aço de alta resistência convencional usado para estampagem profunda.<sup>(1,3)</sup> Estas características levaram, principalmente, as indústrias automotivas a se interessarem pela aplicação desse produto com vistas a economia de combustível, a segurança dos passageiros, redução de peso e diminuição da emissão de gases poluentes no meio ambiente.<sup>(4,5)</sup>

Um dos principais parâmetros que determina o mecanismo de deformação plástica nesses aços é a energia de falha de empilhamento, EFE.<sup>(6-9)</sup> Segundo Dumay et al.,<sup>(10)</sup> para valores de EFE superiores a 18 mJ/m<sup>2</sup> o efeito TWIP tende a ocorrer, enquanto que para valores inferiores o efeito TRIP é predominante, enquanto a formação de martensitas dos tipos  $\epsilon$  e  $\alpha'$  acontece para EFE inferior a 12 mJ/m<sup>2</sup>. A morfologia e fração volumétrica da martensita  $\alpha'$  é fortemente influenciada pela presença da martensita  $\epsilon$ , uma vez que a martensita  $\alpha'$  é formada a partir da martensita  $\epsilon$ , a qual nucleia nas falhas de empilhamento.<sup>(11)</sup> Em contrapartida a EFE depende fortemente da composição química e da temperatura de deformação. Sabe-se que a EFE em ligas de Fe-Mn-C é relativamente baixa, e para ligas com o teor de Mn entre 15 % e 25 %, os efeitos TRIP e TWIP coexistem.<sup>(3)</sup> Entretanto, a adição de elementos de liga tais como o Al e Ni elevam a EFE e tendem a inibir a transformação martensítica ( $\gamma_{\text{fc}} \rightarrow \epsilon_{\text{hc}} \rightarrow \alpha'_{\text{ccc}}$ ), enquanto que o Si, por sua vez, diminui a EFE, favorecendo a formação da martensita.<sup>(3,11-13)</sup>

Outro parâmetro que controla a estabilidade da austenita é o tamanho de grão austenítico, uma vez que a formação de martensita é reduzida em função de uma elevada área superficial por unidade de volume de contornos de grão.<sup>(14)</sup> Por sua vez, o aumento do tamanho de grão austenítico eleva o número de sítios potenciais à nucleação da martensita, formada na sobreposição de falhas de empilhamento.<sup>(11)</sup> A microestrutura austenítica mantém certa estabilidade durante todo o processo de deformação plástica,<sup>(15)</sup> à medida que a deformação prossegue, maclas mecânicas são formadas no interior dos grãos bem como discordâncias planares na estrutura. Estas maclas agem semelhantemente aos contornos dos grãos, atuando como barreiras ao deslizamento das discordâncias, refinando a microestrutura e, permitindo assim alcançar, apesar da alta resistência, altos valores de alongamento e elevada capacidade de absorção de energia.<sup>(5,16,17)</sup>

A elevada taxa de encruamento do aço alto Mn durante a deformação contribui consideravelmente para sua rápida recristalização. A baixa energia de falha de empilhamento favorece o escorregamento cruzado e a formação de subgrãos devido à deformação, que facilitam este processo.<sup>(16,18)</sup> A maioria dos aços austeníticos tais como os aços inoxidáveis e alto manganês, tem de baixa a moderada energia de falha de empilhamento, entretanto tendem a formar falhas de empilhamento e maclas. Estes diferentes defeitos de rede influenciam a textura durante a laminação a frio.<sup>(19,20)</sup> Para alcançar um limite de resistência de 700 MPa e um alongamento

uniforme de 50 %, é requerida uma estrutura preferencialmente orientada e de grãos finos obtidos pelos processos de laminação e recristalização.<sup>(16)</sup>

O presente trabalho teve como finalidade avaliar o efeito da laminação a frio na formação de martensita  $\varepsilon$  e  $\alpha'$ , bem como o comportamento da recristalização do aço TRIP/TWIP 17 %Mn e 0.06 %C recozido a 700 °C durante tempos diferentes. Durante as etapas de processamento ocorre a formação de martensita  $\varepsilon$ , que em seguida se transforma em  $\alpha'$ , alterando significativamente o comportamento mecânico da liga. A composição química da liga aqui utilizada, especialmente seu baixo teor de carbono, bem como seu processamento tem sido pouco relatada pela literatura. Contudo, os resultados alcançados são promissores para aplicação do aço.

## 2 MATERIAL E MÉTODOS

A composição química do aço fundido neste estudo é apresentada na Tabela 1. O aço foi fundido em forma de bloco Keel, ASTM A370, ao ar natural em um forno de indução (Power Trak 250-10 R Inductotherm®). O vazamento e fundição ocorreram a 1558°C e 1510°C, respectivamente. Placas foram removidas dos blocos Keel, austenitizadas a 1100°C durante 2 h e depois resfriadas em água para homogeneizar a sua microestrutura e composição química. Após a homogeneização, as amostras foram cortadas para laminação a quente a 1070°C, com quatro passes de igual redução, levando a uma redução da espessura total de 50 %. A espessura resultante foi de 10,2 mm.

**Tabela 1.** Composição química (%peso)

Elemento	Mn	Al	Si	Ni	C
Teor	17,0	3,0	2,0	1,0	0,06

Para laminação a frio, usinou-se o material até o desaparecimento da carepa e, a partir daí, promoveu-se uma sequência de 7 passes de forma a ocorrer uma redução total em espessura de 44 %, atingindo 7 mm de espessura final. Outra sequência de 32 passes foi aplicada para se obter 90 % de redução com espessura final de 1,05 mm. O aço foi recozido na temperatura de 700 °C, nos tempos de 10, 60, 100, 200, 500, 700, 1000, 1800, 3600 e 7200 s e resfriado em água logo após o encharque para avaliar a recristalização.

Após o recozimento, as amostras foram embutidas a quente e preparadas de maneira convencional até o polimento com pasta de diamante de 0,25  $\mu\text{m}$ . Posteriormente, foi realizado o polimento automático com uma mistura de OP-S por 90 min. A seção examinada corresponde à espessura, plano DL-DN. A microestrutura das amostras foi caracterizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV) após ataque com reativo nital 10 % seguido do reativo Klemm I. A difratometria de raios X foi realizada à temperatura ambiente em um difratômetro Philips PW 1710. Para quantificação das fases austenita, martensitas  $\varepsilon$  e  $\alpha'$ , foi utilizado o método de integração da área abaixo dos principais picos de difração. A integração das intensidades foi feita com o auxílio do software gráfico, seguindo a metodologia descrita no trabalho de Dafé et al.<sup>(16)</sup> A difração por elétrons retroespalhados (EBSD) foi realizada para quantificar a microestrutura e obtenção da microtextura. Também foram realizados ensaios de tração à temperatura ambiente a uma taxa de deformação de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  e medidas de microdureza Vickers com carga de

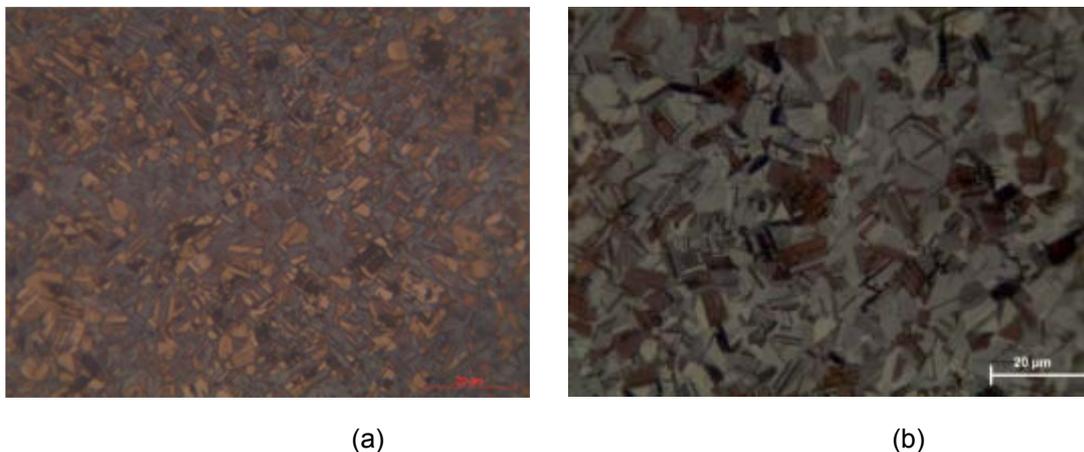
2,9 N (300 g), a fim de verificar a variação da fração recristalizada a partir do comportamento mecânico.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Caracterização Microestrutural

O valor obtido para energia de falha de empilhamento através do modelamento proposto por Dumay et al.<sup>(10)</sup> foi de  $14,5 \text{ mJ/m}^2$ ,<sup>(16)</sup> o que indica a ocorrência de transformação martensítica como mecanismo de deformação plástica, além da maclação mecânica e deslizamento de discordâncias.

A Figura 1 ilustra micrografias ópticas obtidas para as amostras recozidas por 1800 e 7200 s. Observa-se a presença de grãos austeníticos contendo maclas de recozimento bem como martensitas  $\varepsilon$  e  $\alpha'$ . O reativo Klemm I, em princípio, colore a austenita de amarelo, marrom ou azul, a martensita  $\alpha'$  de marrom escuro e a martensita  $\varepsilon$  de branco, podendo haver variações em suas tonalidades em diferentes amostras.<sup>(20)</sup>

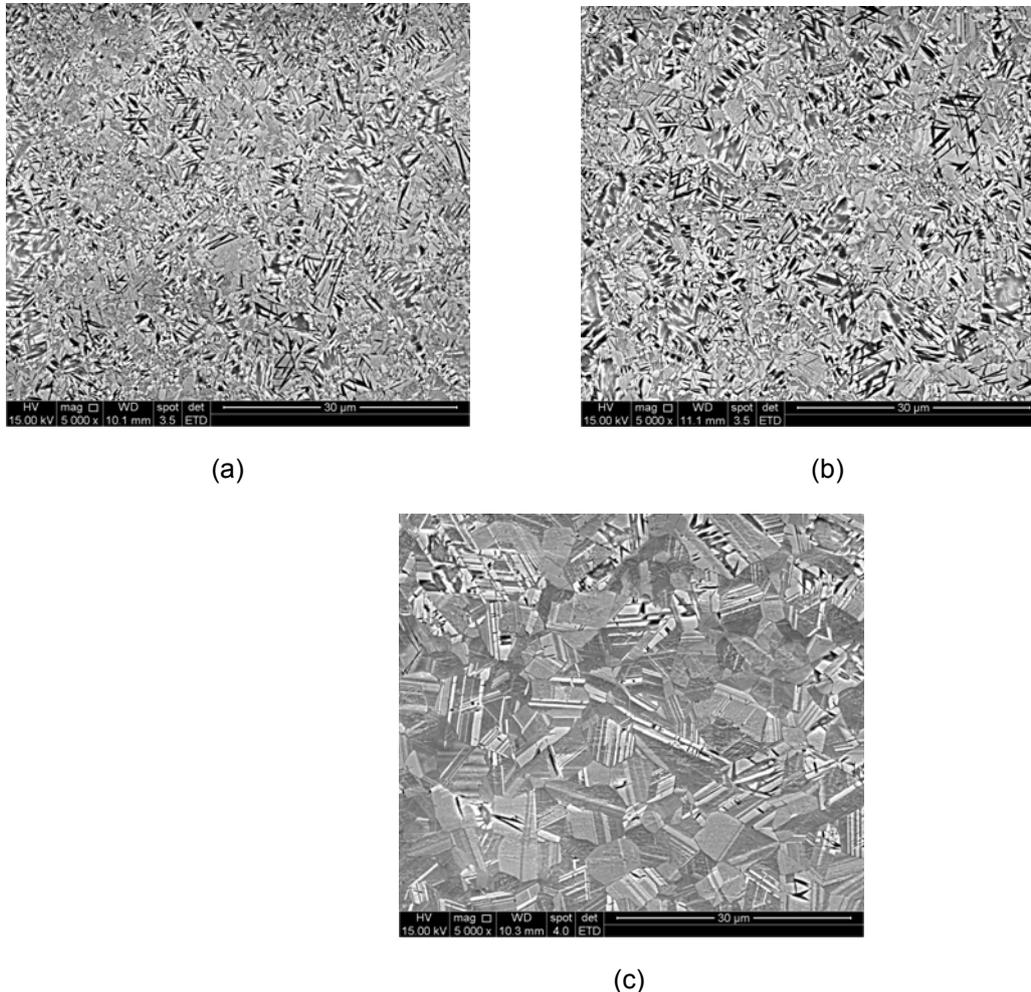


**Figura 1.** Micrografias ópticas das amostras com tempos de recozimento de (a) 1800 s e (b) 7200 s. Ataque reativo nital 10 % e Klemm I.

A Figura 2 apresenta as micrografias obtidas por MEV das amostras recozidas por 60, 500 e 1800 s, as quais comprovam as fases presentes, bem como as heterogeneidades, relativas à nucleação e crescimento de grão ilustrado por microscopia óptica. Segundo Ding et al.,<sup>(19)</sup> a martensita  $\varepsilon$  nucleia-se através das falhas de empilhamentos geradas por deslocamentos parciais ou diretamente da sobreposição dessas falhas, as quais são criadas nas interseções entre planos ativos de escorregamento ou nos contornos de grãos e maclas. Além disso, segundo Liang et al.,<sup>(20)</sup> existe uma diferença de orientação cristalográfica em torno de  $70^\circ$  entre uma placa de martensita  $\varepsilon$  e outra. Já a martensita  $\alpha'$  é normalmente formada nas interseções de duas ripas de martensita  $\varepsilon$ , entretanto, outros planos de escorregamento podem atuar como sítios de nucleação para a sua formação.<sup>(11,14,17)</sup> A martensita  $\varepsilon$  aparece como faixas claras (placas ou ripas) e a  $\alpha'$  como regiões escuras.

A Figura 3 ilustra as micrografias obtidas por MEV das amostras recozidas por 100, 300 e 1000 s, após laminação a frio com 90 % de redução na espessura. Na figura 3(a) a maior parte da microestrutura se encontra encruada. A observação em maiores ampliações no MEV permitiu revelar o início da recristalização, regiões poligonais em depressão mais escuras (Figura 3a). Após 300 s de recozimento a

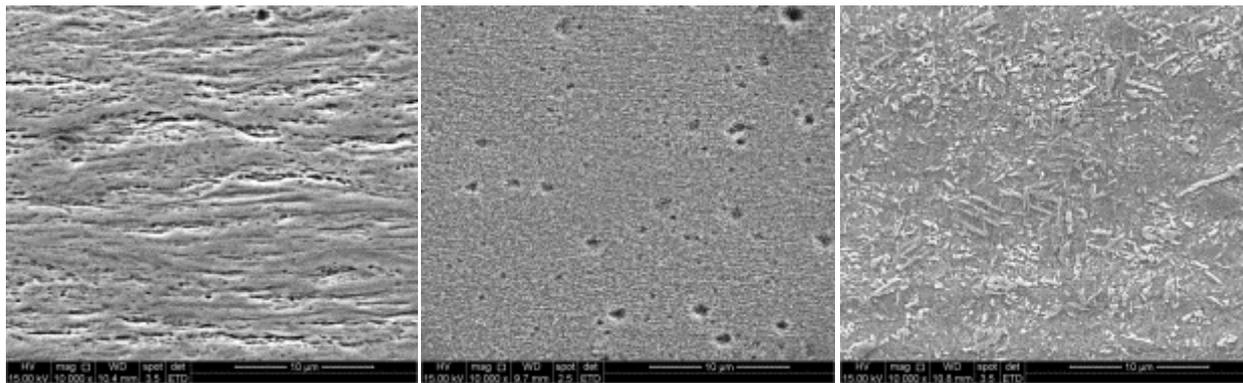
microestrutura recristaliza, formando nanogrãos (Figura 3b). Já na Figura 3c se observa com mais clareza as ripas de martensita  $\epsilon$ , regiões claras e em relevo, agulhas de  $\alpha'$  em zig-zag ou formando triângulos equiláteros (comparar com a Figura 2c) sobre uma matriz de austenita.



**Figura 2.** Microscopia eletrônica de varredura das amostras laminadas com 44 % de redução e recozidas (a) 60 s, (b) 500 s e (c) 1800 s. Ataque com reativo nital 10 % mais reativo de Klemm I.

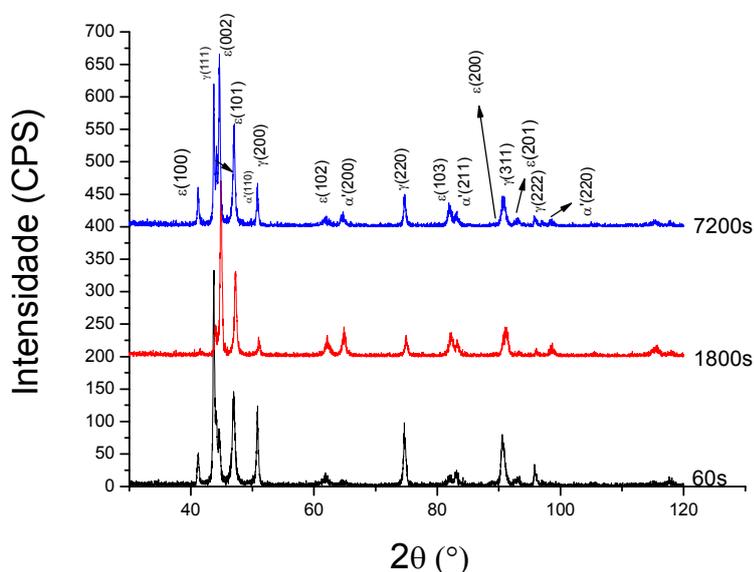
A análise por difração de raios X confirmou a presença das fases austenita, martensita  $\epsilon$  e  $\alpha'$  (Figura 4) nas amostras recozidas por 60, 1800 e 7200 s, respectivamente.

Os resultados da quantificação das fases austenita ( $\gamma$ ), martensita  $\alpha'$  e  $\epsilon$  foram plotados na Figura 5. Observa-se uma redução na fração volumétrica de austenita e martensita  $\epsilon$  com o tempo de recozimento em um segundo estágio, pois inicialmente há um aumento da fração de austenita e diminuição das duas martensitas. Isso mostra que até então não há formação destas martensitas na têmpera e só para tempos maiores, os quais proporcionaram tamanhos de grão austeníticos maiores e, então, a formação das martensitas no resfriamento subsequente de forma atérmica. A quantidade de martensita  $\epsilon$  é favorecida pelo maior tamanho de grão austenítico, este valor é maior para 7200 s de recozimento. Por outro lado, ocorre uma redução na quantidade de martensita  $\alpha'$ . Contudo, desde modo para longos tempos de recozimento, 7200 s, tem-se uma quantidade significativa de martensitas, seja  $\epsilon$  ou  $\alpha'$ .



(a) (b) (c)

**Figura 3.** Microscopia eletrônica de varredura das amostras laminadas com 90% de redução e recozidas com tempos de recozimento de (a) 100 s, (b) 300 s e (c) 1000 s. Ataque com reativo de Villela.



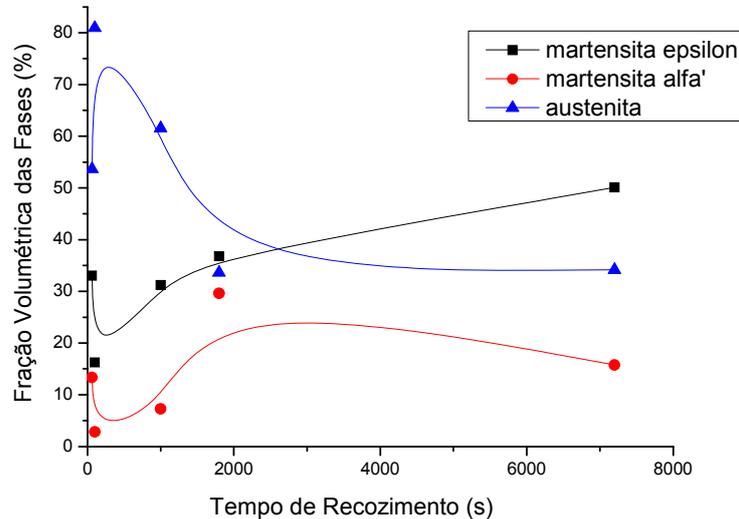
**Figura 4.** Difratogramas das amostras recozidas por 60, 1800 e 7200 s.

A medição do tamanho do grão foi realizada utilizando o programa Image Pro Plus™, com imagens obtidas no difratômetro EBSD. O cálculo da média e o erro relativo absoluto resultaram em valores sempre menores que 5%. O método de cálculo corresponde àquele estabelecido na norma ASTM E112. A Figura 6 apresenta algumas imagens obtidas por EBSD utilizadas para fazer as medições em diferentes tempos de recozimento.

Os resultados da análise quantitativa do tamanho de grão nas diferentes amostras estão representados na Figura 7.

A Figura 8 mostra o desenvolvimento da textura ao longo do recozimento. A textura após 100 s de recozimento mostra-se um tanto indefinida com intensidade dispersa em torno da componente Goss girada  $\{011\}\langle 011\rangle$ , contudo verifica-se que há um fortalecimento da componente Cobre girada a  $180^\circ\text{C}$   $\{112\}\langle 011\rangle$  e da componente Latão  $\{110\}\langle 112\rangle$  a  $7200^\circ\text{C}$ . Estas são texturas típicas da austenita após a reversão a partir da martensita  $\alpha'$ , sendo que uma maior intensidade da componente Latão é

desejável uma vez que ela irá transformar-se na componente  $\{332\}\langle 113\rangle$  na martensita  $\alpha'$  durante processos subsequentes de deformação, tal como a estampagem do produto final. Por sua vez, a obtenção da componente  $\{332\}\langle 113\rangle$  na martensita  $\alpha'$  é extremamente benéfica à estampagem uma vez que armazena maior energia na deformação garantindo maior tenacidade ao material.<sup>(21)</sup>



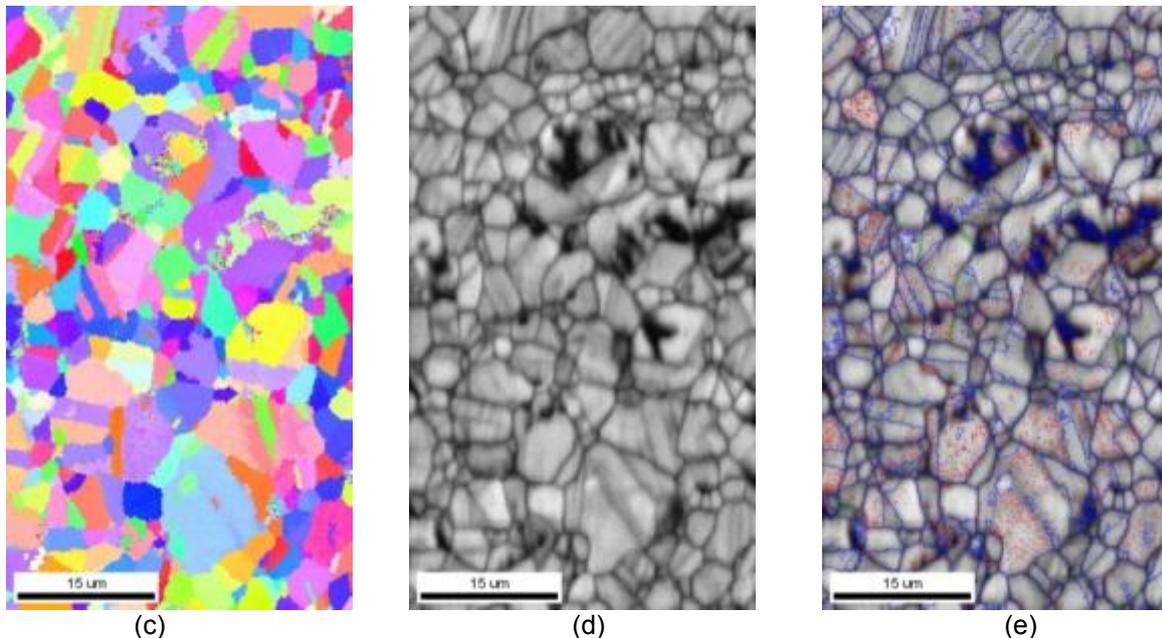
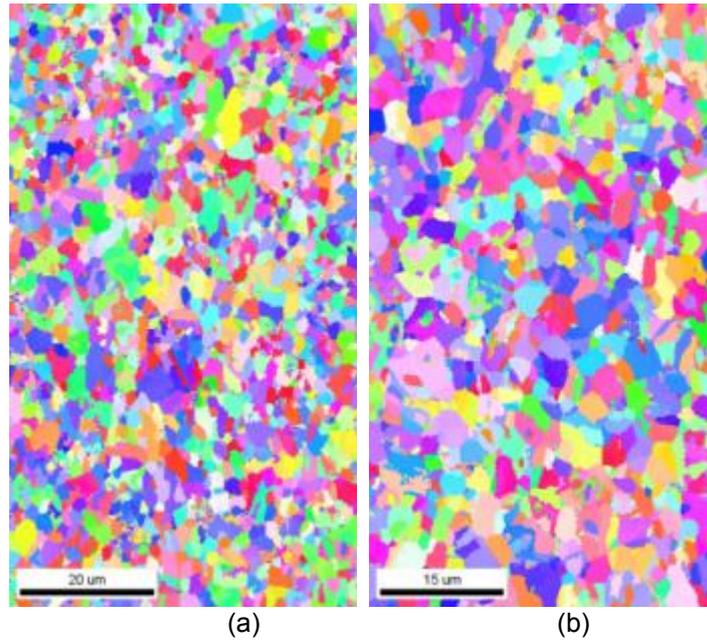
**Figura 5.** Quantidade relativa das fases austenita,  $\gamma$ , martensitas  $\alpha'$  e  $\epsilon$  para os diferentes tempos de recozimento.

### 3.2 Propriedades Mecânicas

A Figura 9 apresenta as medições de dureza Vickers da amostra deformada e das amostras recozidas de 10 a 7200 s. Após os tratamentos térmicos, nota-se um decréscimo acentuado nos valores de microdureza para os períodos iniciais de recozimento isotérmico. Comportamento similar foi observado por Liu *et al.*<sup>(18)</sup> trabalhando com uma liga de 24 %Mn-0,02 %C. O primeiro patamar indicado na figura 9 refere-se à recristalização do aço (dureza em torno de 250 HV), enquanto o segundo corresponde à etapa de crescimento de grão (dureza em torno de 225 HV). Durante o recozimento são eliminadas as discordâncias em excesso<sup>(22)</sup>, micromaclas de deformação,<sup>(11)</sup> além de ocorrer a reversão da martensita para austenita. Essas transformações levam a redução da dureza.

As Figuras 10<sup>a</sup> e 10<sup>c</sup> apresentam as curvas obtidas no teste de tração referentes ao material laminado a quente e laminado a frio com 90 % de redução e recozido por 300 s a 700°C, respectivamente. Nas Figuras 10<sup>b</sup> e 10<sup>d</sup> são apresentadas as curvas de encruamento derivadas das respectivas curvas de tração. A interseção das de curvas de tensão verdadeira e taxa de encruamento fornece o valor do expoente de encruamento, “n”, segundo o critério de Considère.<sup>(23)</sup>

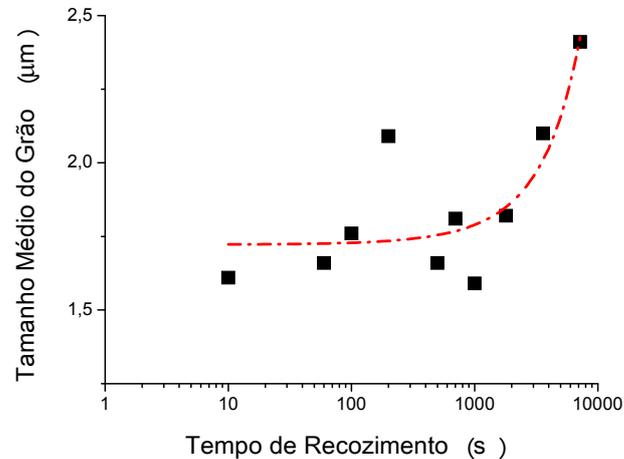
Para o aço laminado a quente, o limite de escoamento e de resistência à tração alcançaram 250 e 800 MPa, respectivamente, com o alongamento total de 40%. Por outro lado, o material laminado a frio e recozido alcançou valores de 750 MPa e 950 MPa para os limites de escoamento e resistência, respectivamente, demonstrando a alta capacidade de encruamento do aço examinado, ou seja, um valor de n igual 0,33. Esses valores são considerados altos.<sup>(9,19,23)</sup>



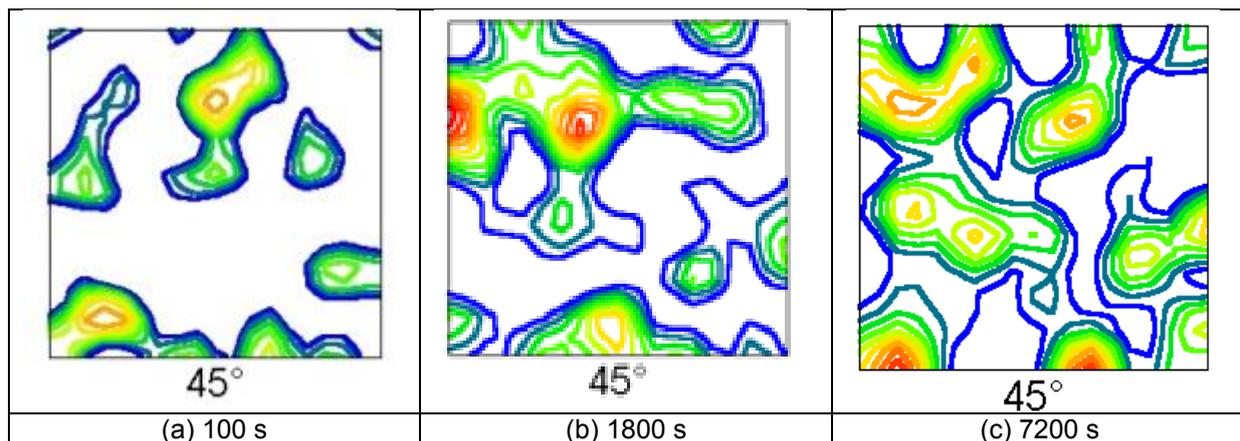
**Figura 6.** Imagens de EBSD-IPF das amostras recozidas a: (a) 10 s, (b) 1800 s, (c) 7200 s, (d) Imagem com índice de qualidade (IQ) e (e) grau de desorientação entre os grãos. Contornos de baixo ângulo, ( $CBA\ 2^\circ \leq \theta < 15^\circ$ ) em vermelho e verde; contornos de alto ângulo, ( $CAA\ \theta \geq 15^\circ$ ) em azul.

A interpretação da Figura 10d revela que o encruamento do aço laminado a frio exibe pelo menos três estágios à medida que a deformação plástica avança no teste de tração. O estágio número I corresponde ao escorregamento de discordâncias e a formação de maclas de deformação. O estágio número II corresponde à formação de martensita induzida por deformação; finalmente no estágio número III os três mecanismos de deformação competem entre si, até que o corpo de prova se rompa. Tal comportamento foi verificado também por Hao et al.<sup>(19)</sup> Neste caso, os autores acrescentaram um estágio a mais, correspondente ao regime elástico no ensaio de tração, ou seja, dividiram a curva da taxa de encruamento em quatro estágios. No presente trabalho os autores desconsideram o regime elástico, já que não se justifica falar em deformação uniforme sem o material ter escoado, ou atingindo o limite de

escoamento. Por sua vez, o aumento da deformação leva a saturação na formação de maclas de deformação. Conforme mostrado na literatura, o grão austenítico em um aço com 18%Mn-0,6%C é subdividido gradativamente à medida que as micromaclas de deformação são geradas,<sup>(9)</sup> levando a uma maior dificuldade na nucleação e crescimento de novas unidades.



**Figura 7.** Tamanho médio do grão das amostras em diferentes tempos de recozimento.



**Figura 8.** Desenvolvimento textura ao longo do recozimento.

Para o aço com 18%Mn-2,9%Al-2,9%Si e 0,04%C, Hao et al.<sup>(19)</sup> relatam intensa formação de martensita  $\varepsilon$  para o estágio III, culminando com a formação de martensita  $\alpha'$  diretamente da austenita, que neste estágio se encontra altamente tensionada, facilitando a ocorrência da transformação de fases. A formação de martensita  $\varepsilon$  a partir de 0,1 de deformação verdadeira também é relatada por Liang et al.<sup>(20)</sup> em um aço com 24%Mn-0,01%C, ou Zhang et al.<sup>(13)</sup> em aço com 30%Mn-4%Si-2%Al, ambos deformados em tração à temperatura ambiente,<sup>(20)</sup> porém não ocorreu a formação de martensita  $\alpha'$  nos dois experimentos.

## 5 CONCLUSÕES

O aço recozido por mais tempo, 7200 s, continuou apresentando martensitas  $\alpha'$  e  $\varepsilon$ , Por outro lado, a redução da dureza indicou uma condição de recristalização.

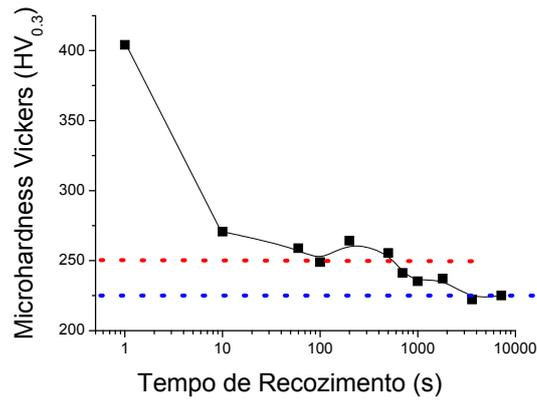


Figura 9. Microdureza Vickers em função do tempo de recozimento.

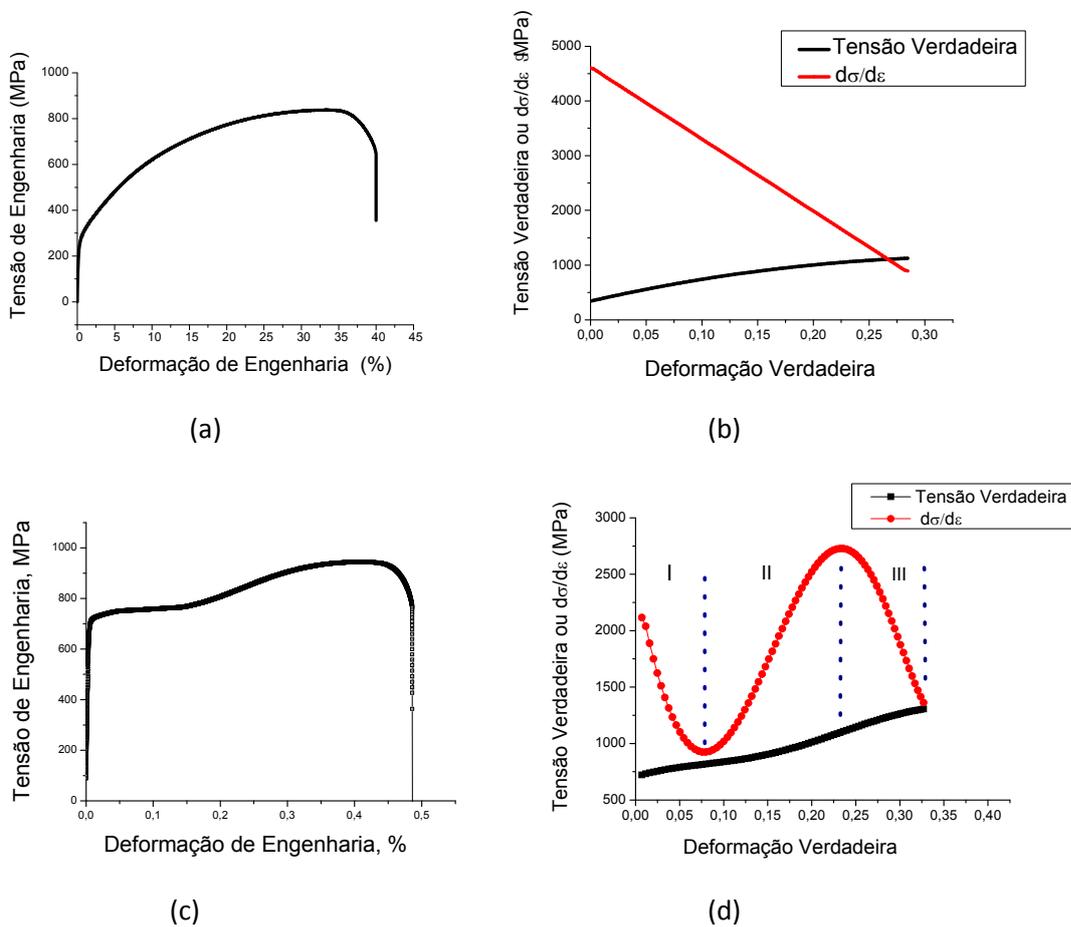


Figura 10. Tensão convencional *versus* deformação convencional e taxa de encruamento da (a,b) amostra laminada a quente e (c,d) amostra laminada a frio com 90 % de redução e recozida a 700 °C por 300 s.

A microdureza Vickers foi maior para a condição de laminado a frio, devido ao encruamento, juntamente com uma fração volumétrica elevada de martensita  $\alpha'$ . A dureza diminui para amostras recristalizadas. No entanto, esta redução é contrabalançada pela formação da martensita atérmica durante o processo de resfriamento, independente da taxa de resfriamento. O tamanho de grão

recristalizado segue um comportamento exponencial durante o seu crescimento, mas o seu valor é muito pequeno, cerca de 3  $\mu\text{m}$ , após 7200 s de recozimento a 700°C.

O limite de escoamento e resistência à tração na condição de laminado a quente atingiu valores próximos a 250 e 800 MPa, respectivamente, com o alongamento total de 40 %. O limite de escoamento e resistência à tração para a condição de laminação a frio e recozido chegou a valores próximos de 750 e 930 MPa, respectivamente, com o alongamento total de 48%, confirmando a elevada taxa de encruamento do aço analisado, i.e.,  $n$ , igual a 0,33. A capacidade de encruamento é reforçada devido ao efeito TRIP, resultante da transformação martensítica induzida por deformação.

A textura após 100 s de recozimento mostra-se um tanto indefinida com intensidade dispersa em torno da componente Goss girada  $\{011\}\langle 011\rangle$ , contudo verifica-se que há um fortalecimento da componente Cobre girada a 1800 s  $\{112\}\langle 011\rangle$  e da componente Latão  $\{110\}\langle 112\rangle$  a 7200 s.

## Agradecimentos

Os autores agradecem a FAPEMIG, processo número TEC PPM-00373/11, ao CNPq, processo número 471128/2011-2 e a CAPES pelo apoio financeiro à execução desta pesquisa e concessão de bolsas de pesquisa aos autores.

## REFERÊNCIAS

- 1 Y.G. KIM, T.W. KIM, J.K. HAN, R.W. CHANG. Development of new austenitic Fe-Mn-Al-C steels for automotive applications. *Key Engineering Materials*, v. 84-85, p. 461-, 1993.
- 2 GRASSEL, O.; FROMMEYER, G.; DERDER, C.; HOFMANN, H. Phase Transformation and Mechanical Properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-steels. *Journal of Physique IV*, v. C5, p. 383-388, 1997.
- 3 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.
- 4 LI, D.Z.; WEI, Y.H.; XU, B.S.; HOU, L.F.; HAN, P.D. Development in fundamental research on TWIP steel used in automobile industry. *Ironmaking and Steelmaking* v. 38, n.7, p. 540-545, 2011.
- 5 DE COOMAN, B.C. ; KWON, O. ; CHIN, K.-G. State-of-the-knowledge on TWIP steel. *Materials Science and Technology*, v. 28, p. 513-527, 2012.
- 6 BOUAZIZ, O.; ALLAIN, S.; SCOTT, C.P.; CUGY, P.; BARBIER, D. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, v.15, p. 141-168, 2011.
- 7 LU, Y.; MOLODOV, D.A.; GOTTSTEIN, G. Recrystallization kinetics and microstructure evolution during annealing of a cold-rolled Fe-Mn-C alloy. *Acta Materialia*, v. 59, p. 3229-3243, 2011.
- 8 VERCAMMEN, S.; BLANPAIN, B.; DE COOMAN, 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.
- 9 JIN, J.E.; LEE, Y.K. Strain hardening of a Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 527, p. 157-161, 2009.

- 10 DUMAY, A.; CHATEAU, J.P.; ALLAIN, S.; MIGOT, S.; BOUAZIZ, O. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 483-484, p. 184-187, 2008.
- 11 BRACKE, L.; KESTENS, L.; PENNING, J. Influence of  $\alpha'$ - martensite in an austenitic Fe-Mn-C-N alloy. *Scripta Materialia*, v. 57, p. 385-388, 2007.
- 12 LU, F.; YANG, P.; MENG, L.; CUI, F.; DING, H. Influences of Thermal Martensites and Grain Orientations on Strain-induced Martensites in High Manganese TRIP/TWIP Steels. *Journal of Materials Science & Technology*, v. 27, n. 3, p. 257-265, 2011.
- 13 ZHANG, X.; SAWAGUCHI, T.; OGAWA, K.; YIN, F.; ZHAO, X. Deformation microstructure of TRIP/TWIP Steels at the early deformation stages. *ESOMAT 2009*, p. 1-8, 2009.
- 14 DINI, G.; NAJAFIZADEH, A.; MONIR-VAGHEFI, S.M.; UEJI, R. Grain Size Effect on the Martensite Formation in a High-Manganese TWIP Steel by the Rietveld Method. *Journal of Materials Science & Technology*, v. 26, n. 2, p. 181-186, 2010.
- 15 SANTOS, D.B.; SALEHB, A.A.; GAZDER, A.A.; CARMAN, A.; DUARTE, D.M.; RIBEIRO, E.A.S.; GONZALEZ, B.M.; PERELOMA, E.V. Effect of Annealing on the Microstructure and Mechanical Properties of Cold Rolled Fe-24Mn-3Al-2Si-1Ni-0.06C TWIP Steel. *Materials Science Engineering A*, v. 528, p. 3545-3555, 2011.
- 16 DAFÉ, S.S.F.; MOREIRA, D.R.; MATOSO, M.S.; GONZALEZ, B.M.; SANTOS, D.B. Martensite Formation and Recrystallization Behavior in 17Mn0.06C2Si3Al1Ni TRIP/TWIP Steel after Hot and Cold Rolling. *Materials Science Forum*, v. 753, p. 185-190, 2013.
- 17 RONG-GANG, X.; REN-YU, F.; QIAN, L.; XI-CHENG, W.; LIN, L. Tensile Properties of TWIP Steel at High Strain Rate. *Journal of Iron and Steel Research*, v. 16, n. 1, p. 81-86, 2009.
- 18 LIU, J.B.; LIU, X.H.; LIU, W.; ZENGB, Y.W.; SHU, K.Y. Microstructure and hardness evolution during isothermal process at 700°C for Fe-24Mn-0.7Si-1.0Al-TWIP steel. *Materials Characterization*, v. 61, p. 1356-1358, 2010.
- 19 DING, H.; DING, H.; SONG, D.; TANG, Z.; YANG, P. Strain hardening behavior of a TRIP/TWIP steel with 18.8%Mn. *Materials Science and Engineering A*, v. 528, p. 868-873, 2011.
- 20 LIANG, X.; McDERMID, J.R.; BOUAZIZ, O.; WANG, X.; EMBURY, J.D.; ZUROB, H.S. Microstructural evolution and strain hardening of Fe-24Mn and Fe-30Mn alloys during tensile deformation. *Acta Materialia*, v. 57, p. 3978-3988, 2009.
- 21 RAY, R.K. JONAS, J.J. Transformation texture in steels. *International Materials Review*, Vol. 35, p. 1-36, 1990.
- 22 RIOS, P.R.; JUNIOR, F. S.; SANDIN, H. R.Z.; PLAUT, R. L.; PADILHA, A. F. Nucleation and Growth during Recrystallization. *Materials Research*, v. 8, n. 3, p. 225-238, 2005.
- 23 DIETER, G.E. *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill Book Company, London, SI Metric Edition, 1988. Cap. 8, p. 275-324.