

EVOLUÇÃO MICROESTRUTURAL, TEXTURA E COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO TRIP/TWIP 17Mn-0,06C APÓS LAMINAÇÃO A QUENTE, A FRIO E RECOZIMENTO

Sara Silva Ferreira de Dafé ¹
Alessandra Cunha Ferreira ²
Isabela Viegas Aguiar ²
Dagoberto Brandão Santos ²
Diana María Pérez Escobar ²

Resumo

Os aços com um alto teor de Mn (15-30%) e os elementos de liga, Si e Al, apresentam plasticidade excepcional devido à geração de maclas de deformação (efeito TWIP) ou múltiplas transformações martensíticas (efeito TRIP). Este trabalho avaliou a evolução microestrutural, a formação da textura e sua influência sobre o comportamento mecânico de um aço contendo 17%Mn-0,06%C laminado a frio com reduções de 45% e 90% e recozimentos a 700 °C durante tempos diferentes. A microestrutura foi analisada por microscopia óptica e eletrônica de varredura, EBSD e difração de raios X. A redução a frio favorece a formação da martensita α' . Nos aços recozidos estão presentes as fases martensita α' , ε e austenita. O limite de escoamento e de resistência à tração alcançaram 750 e 950 MPa, respectivamente, com o alongamento total de 45%, confirmando sua alta capacidade de encruamento. A reversão da martensita para austenita ocorre simultaneamente com a recristalização desta.

Palavras-chave: Aço alto manganês; Aço TRIP; Aço TWIP; Martensita.

MICROSTRUCTURAL EVOLUTION, TEXTURE AND MECHANICAL BEHAVIOR OF TRIP STEEL 17Mn TWIP-0.06C AFTER HOT ROLLING, ANNEALING AND COLD

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, texture formation and its influence on the mechanical behavior of a steel containing 17%Mn and 0.06%C after cold rolling to 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 γ , ε and α' martensites were measured by X-ray diffraction and EBSD technique. It was found that cold reduction increases the α' martensite volume fraction. The relative phase amounts showed that the sample annealed for the longest time, 1000 s, still presents ε and α' martensite. The yield and tensile strength for annealing condition reach values close to 750 and 950 MPa, respectively, with total elongation of 45%, confirm the high work hardening rate of the analyzed steel.

Keywords: Manganese steel; TRIP steel; TWIP steel; Martensite.

I 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) [1-3]. Os aços TWIP/TRIP são uma alternativa promissora para atender a demanda na construção de peças automotivas que exigem um material com alta

¹Departamento de Engenharia Mecânica, Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais – PUC-Minas, Belo Horizonte, MG, Brasil.

E-mail: saradafe@gmail.com

²Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais – DEMET, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, Belo Horizonte, MG, Brasil.



resistência, alta conformabilidade, boa tenacidade e menor densidade. A absorção de choque desses aços é o dobro da verificada em aços de alta resistência convencionais usados para estampagem profunda [1,4-6]. Estas características levaram, principalmente, as indústrias automotivas a se interessarem pela aplicação desse produto, visando economia de combustível, a segurança dos passageiros, redução de peso e diminuição da emissão de gases poluentes no meio ambiente [4-6].

Uma das principais variáveis que determina o mecanismo de deformação plástica nesses aços é a energia de falha de empilhamento, EFE, [7-10]. Segundo Dumay et al. [11], para valores de EFE superiores a 18 mJ.m⁻² o efeito TWIP prevalece, enquanto que para valores inferiores, o efeito TRIP é predominante, enquanto a formação de martensita dos tipos ϵ e α' acontece para EFE inferior a 12 mJ/m². A morfologia e fração volumétrica da martensita α' é fortemente influenciada pela presença da martensita ϵ , uma vez que a martensita α' é formada a partir da martensita ϵ , a qual nucleia nas falhas de empilhamento da estrutura austenítica [12]. Em contrapartida, a EFE depende fortemente da composição química, da temperatura de deformação e do tamanho de grão da austenita. 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 [3]. Entretanto, a adição de elementos de liga tais como o Al e Ni elevam a EFE e tendem a inibir a transformação martensítica ($\gamma_{ctc} \rightarrow \epsilon_{hc} \rightarrow \alpha'_{ccc}$), enquanto que o Si diminui a EFE, favorecendo a formação da martensita [6,11-13].

Como mencionado, uma outra variável que controla a estabilidade da austenita é o seu tamanho de grão, uma vez que a formação de martensita é diminuída em função da razão entre a área superficial por unidade de volume de contornos de grão [14]. Por seu turno, o aumento do tamanho de grão austenítico favorece o crescimento da martensita [11]. A microestrutura austenítica mantém certa estabilidade durante todo o processo de deformação plástica [15]. À medida que a deformação prossegue, maclas de deformação são formadas no interior dos grãos e também arranjos de discordâncias planares. Essas maclas agem semelhantemente aos contornos dos grãos, atuando como barreiras ao deslizamento das discordâncias, refinando a microestrutura [3,4,6].

A elevada taxa de encruamento do aço alto Mn contribui consideravelmente para sua rápida recristalização no recozimento em função da energia armazenada. A desorientação entre os grãos ou regiões da microestrutura e a formação de subestrutura devido à essa deformação aceleram os processos de restauração [16-18]. 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 de recozimento. Estes diferentes defeitos na rede cristalina exercem uma forte influência na formação da textura durante a laminação a frio e no recozimento posterior [19-21].

O presente trabalho teve como objetivo avaliar o efeito da laminação a frio na formação microestrutural e na textura, bem como no comportamento mecânico, do aço TRIP/TWIP 17%Mn e 0,06%C recozido a 700 °C durante 100, 300 e 1000 s após laminação a frio com 45% e 90% de reduções. Durante as etapas de processamento termomecânico acontece a formação de martensita ϵ , que em seguida se transforma em α' , alterando significativamente o comportamento mecânico da liga. A composição química aqui utilizada, isto é, baixo teor de carbono, é muito pouco relatada na literatura. No que diz respeito à textura, somente um trabalho foi encontrado [21]. Contudo, os resultados alcançados até o momento são bastante promissores para aplicação industrial do aço em questão.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

A composição do aço é listada a seguir: 17%Mn; 3%Al; 2%Si; 1%Ni e 0,06%C. 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 ao ar para homogeneizar a sua microestrutura e composição química. Após a homogeneização, as amostras foram laminadas a quente a 1070 °C, com quatro passes de igual redução, levando a uma redução total de 50% e espessura final de 12,0 mm. Para laminação a frio, usinou-se o material até o desaparecimento total da carepa e, a partir daí, promoveu-se uma sequência de 7 passes de forma a obter uma redução total de 45%, atingindo-se 7 mm de espessura final. Outra sequência de 32 passes foi aplicada para se obter 90% de redução com espessura final de 1,2 mm. O aço foi recozido na temperatura de 700 °C, em tempos de 100, 300, 1000 s e resfriado em ar natural.

Após o recozimento, as amostras foram preparadas metalograficamente de maneira convencional até o polimento com pasta de diamante de 0,25 μ m. Posteriormente, foi realizado o polimento em uma politriz automática usando sílica coloidal de 0,25 μ m, durante 60 min. A seção examinada corresponde à espessura, plano da direção de laminação, DL e normal, DN. A microestrutura das amostras foi caracterizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura, após ataque químico com reativo de Villela. A difratometria de raios X foi realizada à temperatura ambiente em um difratômetro Pan Analytical Empyrian, usando um tubo de cobre ($\lambda = 0,1540$ nm) e um monocromador de Ni. As condições operacionais foram 45 mA e 40 kV com 2 θ variando de 10 a 110° em varredura contínua com 0,02° de intervalo entre cada aquisição e 1 s por passe. A quantificação das fases austenita, martensitas ϵ e α' foi realizada pelo método de integração da área abaixo dos principais picos de difração. A integração das intensidades foi feita com o auxílio do software Origin™, seguindo a metodologia descrita

nos trabalhos de Sara et al. [22,23]. A difração por elétrons retroespalhados (EBSD) foi realizada para quantificar a microestrutura e obtenção da microtextura, utilizando um passe de 0,2 μm .

A microscopia eletrônica de transmissão (MET) foi realizada visando uma maior resolução da subestrutura. Lâminas foram cortadas e polidas até 0,15 mm na seção correspondente à direção de laminação (DL) - direção transversal (TD). Discos com um diâmetro de 3,0 mm foram estampados a partir dessas lâminas utilizando um dispositivo de corte de precisão. Os discos foram lixados até 70 μm de espessura em uma de 1200 #; posteriormente foram polidos com pasta de diamante de 1 μm e limpos em acetona. Para reduzir a espessura final e produção do orifício central para exames no MET, foi utilizada uma politriz eletrolítica Struers 5 Tenupol, com uma tensão de fluxo de 20 V. A solução utilizada continha 95% de metanol e 5% de ácido perclórico e foi mantida a -20 °C. O software Gatan foi utilizado para aquisição e pós-processamento de imagens adquiridas.

Também foram realizados ensaios de tração à temperatura ambiente a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} e medidas de microdureza Vickers com carga de 2,9 N (300g), visando medir a variação da fração recristalizada com o tempo de recozimento.

3 RESULTADOS

3.1 Caracterização Microestrutural

A energia de falha de empilhamento, $14,5 \text{ mJ}\cdot\text{m}^{-2}$ [22], foi calculada pelo modelamento proposto por Dumay et al. [11], indicando a ocorrência de transformação martensítica como mecanismo complementar de deformação plástica, i.e. além da maclação mecânica e escorregamento de discordâncias.

As Figuras 1 e 2 ilustram micrografias obtidas no MEV para as amostras recozidas por 100, 300 e 1000 s, após laminação a frio com 45 e 90% de redução. A análise por difração de raios X confirmou a presença das fases austenita, martensita ϵ e α' (Figura 3) nas amostras encruadas e recozidas por 100, 300 e 1000 s.

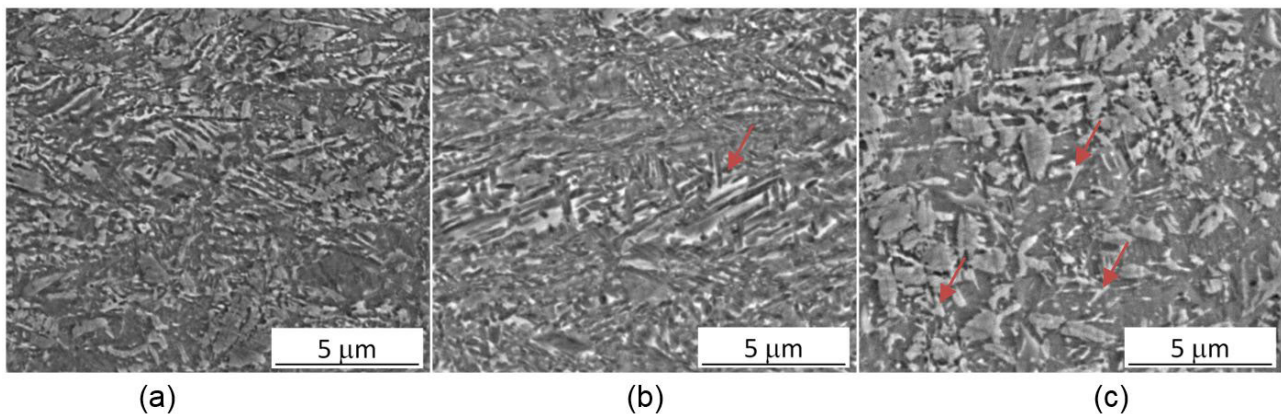


Figura 1. Microscopia eletrônica de varredura das amostras laminadas com 45% de redução e recozidas com tempos de (a) 100 s; (b) 300 s e (c) 1000 s. Ataque com reativo de Villela.

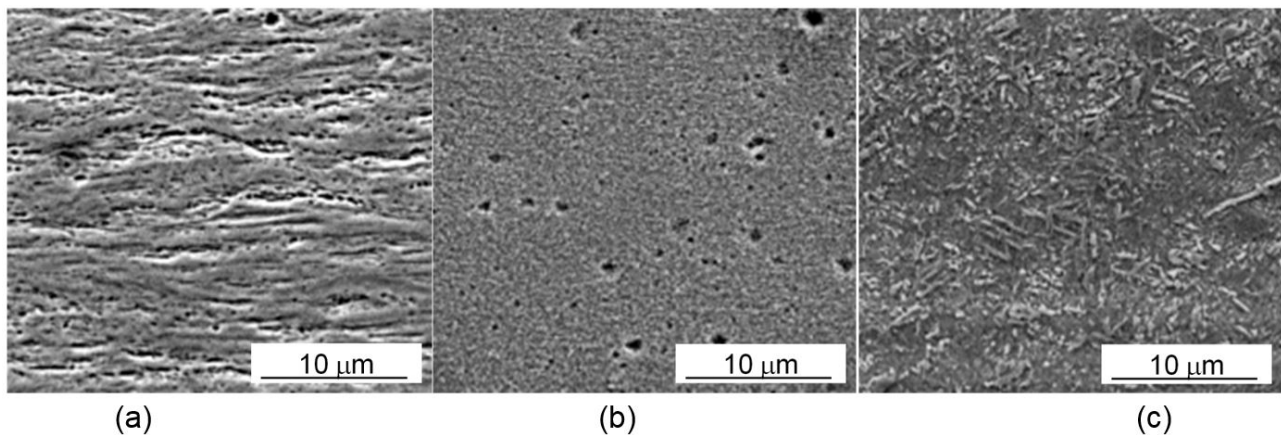


Figura 2. Microscopia eletrônica de varredura das amostras laminadas com 90% de redução e recozidas com tempos de (a) 100 s; (b) 300 s e (c) 1000 s. Ataque com reativo de Villela.

Os resultados da quantificação das fases austenita (γ), martensita α' e ε em função do tempo de recozimento estão listados na Tabela 1. Um fator importante que foi considerado para a realização dos ensaios de tração é a

presença de austenita na amostra recozida. Nesse caso, optou-se pela amostra recozida por 300 s.

Na Figura 4 são ilustradas a microestrutura das amostras recozidas por 1000 s. As imagens na Figura 4 correspondem

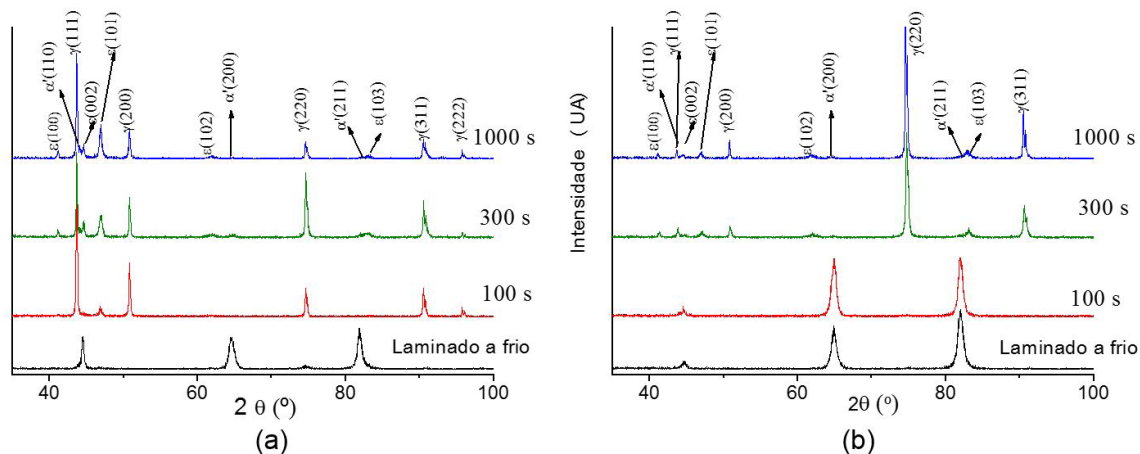


Figura 3. Difratogramas obtidos para as amostras recozidas a 700 °C por 100, 300 e 1000 s; (a) 45% e (b) 90% de redução.

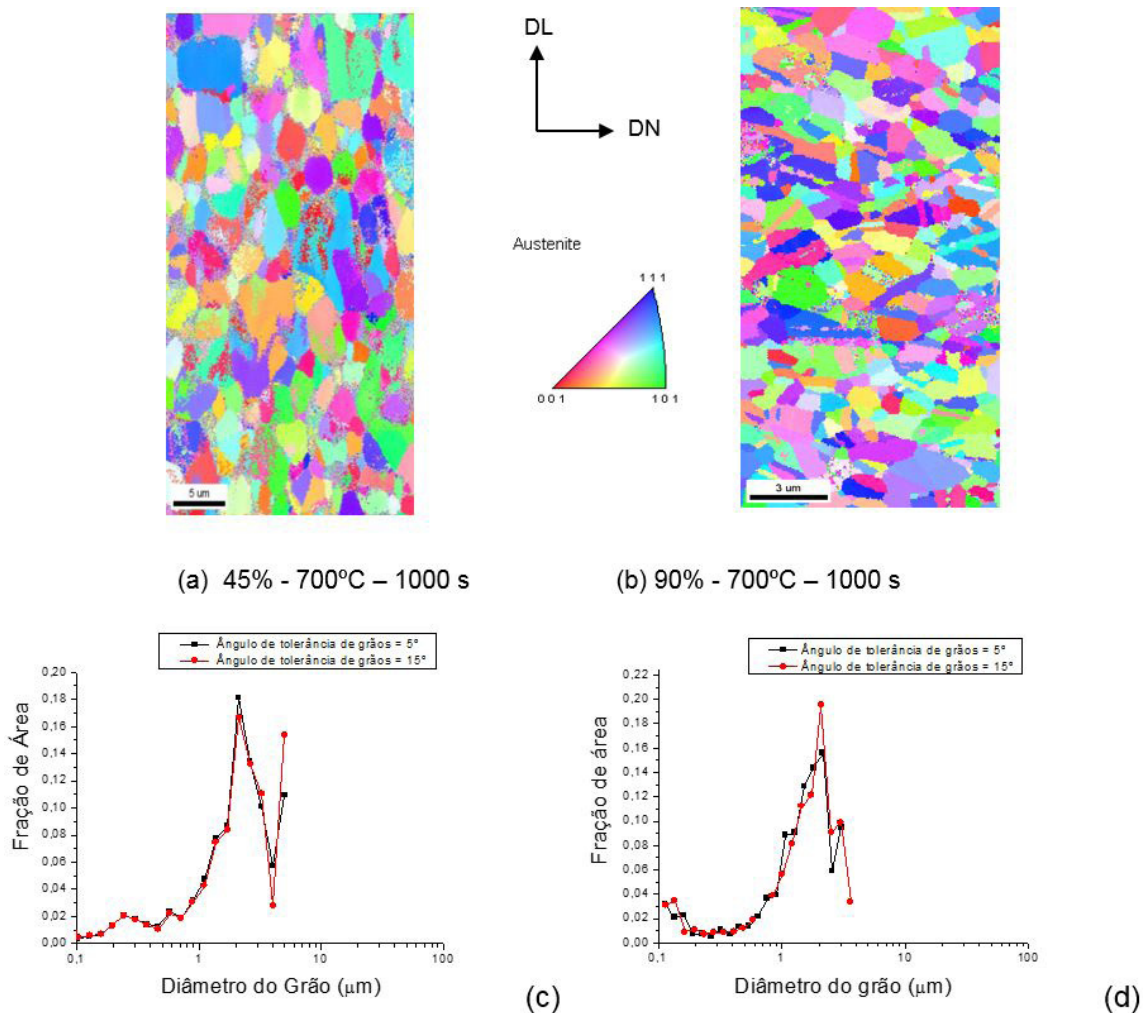


Figura 4. (a, b) Imagens de EBSD-IPF, figura de polo inversa das amostras recozidas por 1000 s. DL – Direção de Laminação; DN – Direção Normal; (c, d) Tamanho médio dos grãos das amostras para o tempo de 1000 s de recozimento.

a figura de polo inversa (IPF) obtidas por EBSD. Por sua vez, o tamanho do grão (Figura 4c, d) foi medido utilizando o software OIM 6.1, com imagens da Figura 4a, b.

3.2 Microtextura

A Figura 5 descreve, usando a função de distribuição de orientações (FDO), segundo a notação de Bunge no espaço de Euler, a textura da austenita observada em $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ para as amostras laminadas a frio com 45% e 90% de redução e recozidas a 700°C durante 100, 300 e 1000 s.

3.3 Propriedades Mecânicas

A Figura 6 ilustra a evolução da microdureza Vickers para ambas condições de laminação a frio, 45% e 90%. Os valores de dureza convergem para 225 HV, independente da redução a frio prévia. As Figuras 7a-c ilustram as curvas tensão-deformação de engenharia e as curvas tensão-deformação verdadeiras, juntamente com

resultados da taxa de encruamento, para amostras laminadas a frio a 45% e 90%, e recozidas a 700°C por 300 s.

As Figuras 7a, b apresentam as curvas obtidas no teste de tração referentes ao material laminado a frio com 45 e 90% de redução e recozido por 300 s a 700°C , respectivamente. Na Figura 7c são apresentadas as curvas de encruamento derivadas das respectivas curvas de tração. A interseção das curvas de tensão verdadeira e taxa de encruamento fornece o valor do expoente de encruamento uniforme, n , segundo o critério de Considère [25,26].

4 DISCUSSÃO

4.1 Caracterização Microestrutural

Na Figura 1a a maior parte da microestrutura se encontra encruada. Após 300 s de recozimento a microestrutura se recristaliza, formando nanogrãos, Figura 1b.

Na Figura 1c se observa com mais clareza as placas de martensita α , regiões claras e em relevo, agulhas de α' , em

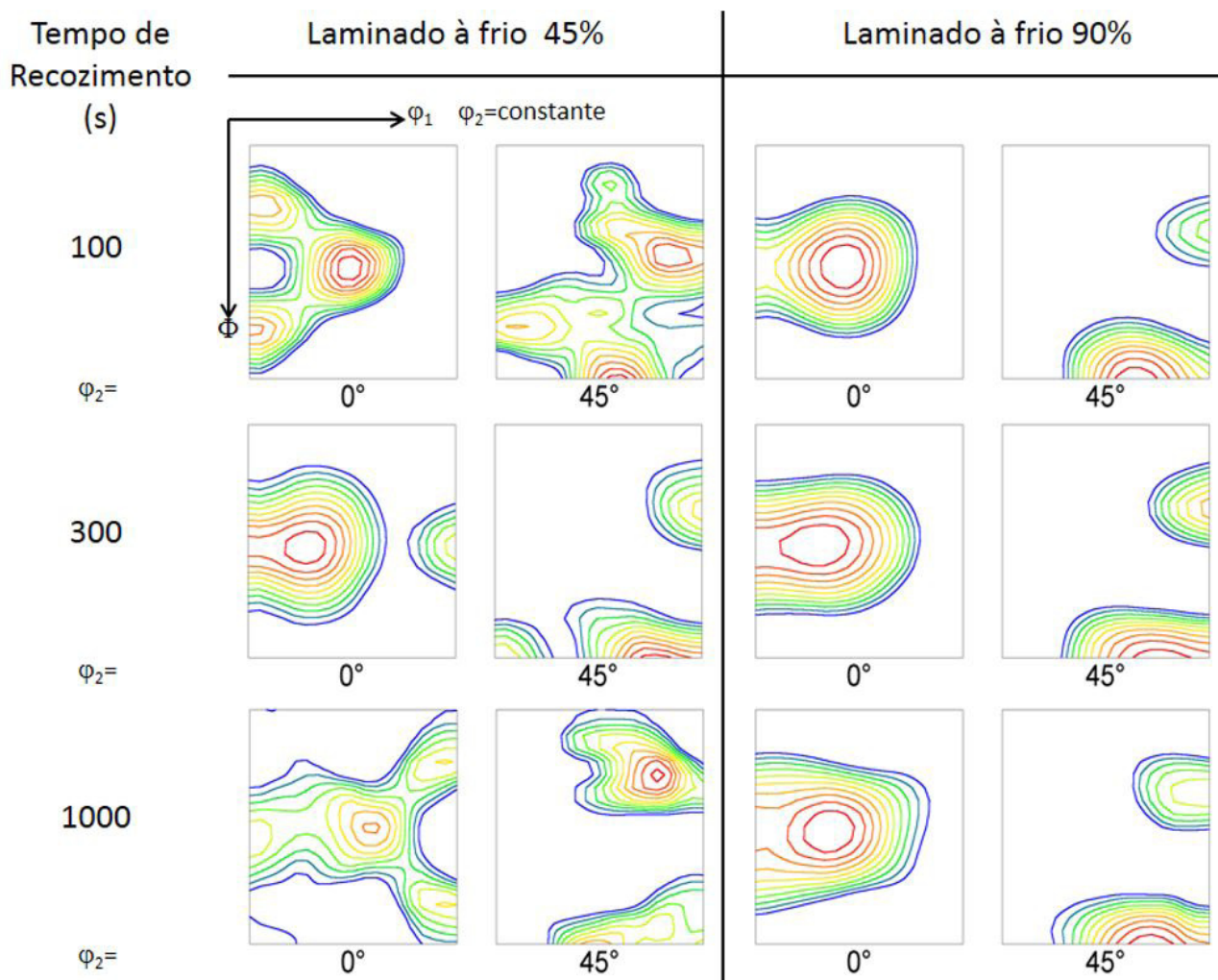


Figura 5. Textura da austenita observada em $\varphi_2 = 0^\circ$ e $\varphi_2 = 45^\circ$ para as amostras laminadas a frio com 45% e 90% de redução e, em seguida, recozidas a 700°C por 100, 300 e 1000 s.

zig-zag, e também em relevo (indicadas por setas) sobre uma matriz de austenita. De acordo com Ding et al. [20], a martensita ϵ nucleia-se através das falhas de empilhamentos geradas

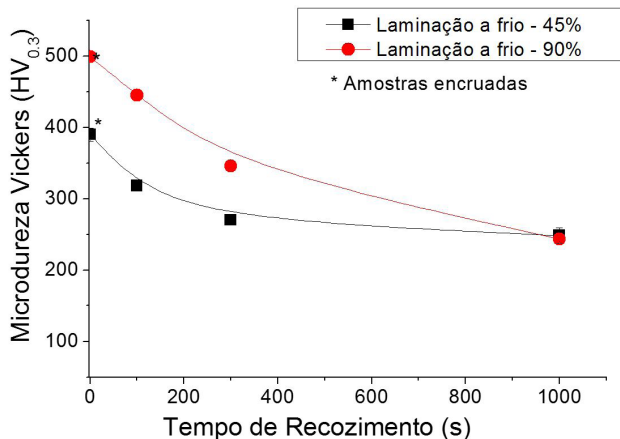


Figura 6. Microdureza Vickers em função do tempo de recozimento para as amostras laminadas a frio de 45% e 90% e tratadas termicamente a 700 °C durante 100, 300 e 1000 s.

por discordâncias parciais ou diretamente da sobreposição dessas falhas, as quais são criadas nas interseções entre planos ativos de escorregamento ou nos contornos de grão e maclas. Além disso, segundo Liang et al. [23], existe uma diferença de orientação cristalográfica em torno de 70° entre as placas de martensita ϵ . Já a martensita α' é normalmente formada nas interseções de duas placas de martensita ϵ , entretanto, outros planos de escorregamento podem atuar como sítios de nucleação para a sua formação [11, 14, 17]. A Figura 8a-c ilustra micrografias, obtidas no MET, de amostras recozidas por 1000 s, após laminação com 90% de redução. Essas permitem uma melhor uma interpretação mais precisa da constituição microestrutural e em concordância com os autores citados [11, 14, 17, 23].

Um resultado marcante na quantificação de fases (Figura 3 e Tabela 1) é transformação da austenita para martensita α' após a laminação a frio. No caso da redução de 90%, praticamente toda a austenita existente após a laminação a quente [23] se transforma para martensita α' , Figura 3b.

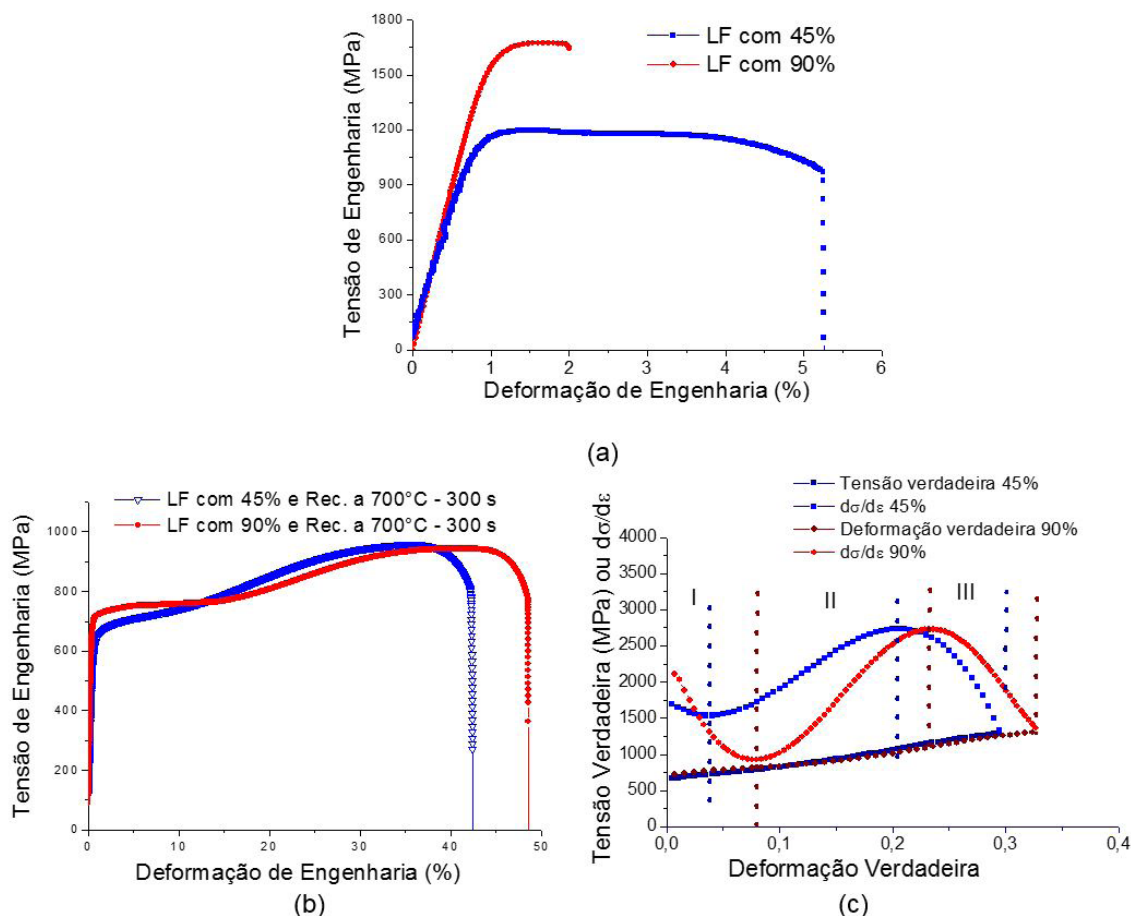


Figura 7. (a) Curva de tensão-deformação de engenharia para amostras encruadas; (b) curva tensão-deformação de engenharia para as amostras laminadas a frio a 45% e 90% e recozidas por 300 s; (c) curvas tensão-deformação verdadeiras e taxa de encruamento ($d\sigma/d\epsilon$) para as amostras laminadas a frio com 45% e 90% e recozidas a 700 °C por 300 s. Os três estágios de encruamento que ocorrem para estes aços estão indicados pelos índices I, II e III no gráfico.

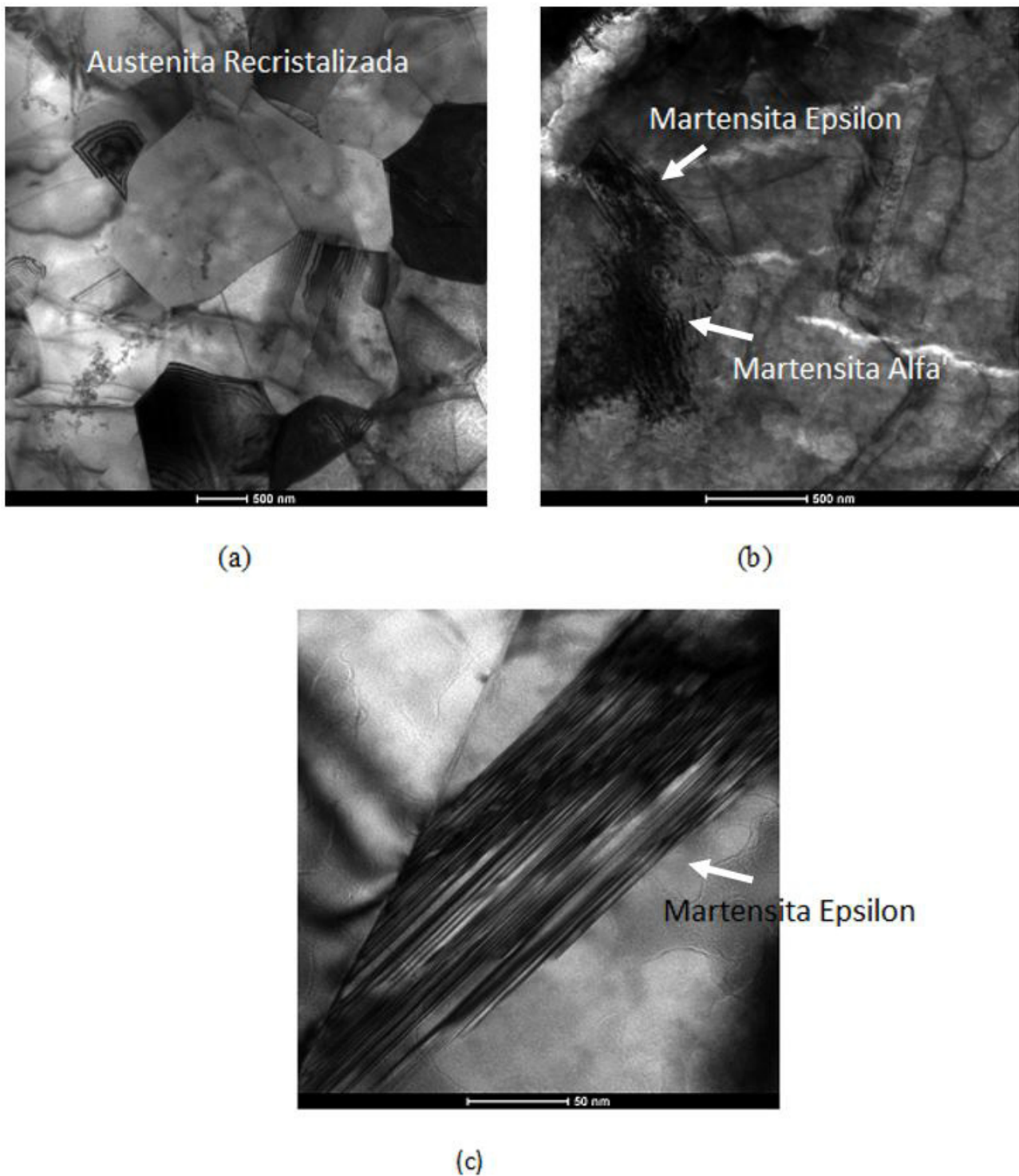


Figura 8. Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão: (a) grão austeníticos recristalizados; (b) martensitas ϵ e α' ; (c) martensita ϵ . Amostra laminada a frio com 90% de redução e recozida a 700 °C durante 1000 s.

Na Figura 4 nota-se claramente o reduzido tamanho de grão gerado no processo de deformação e recozimento. É importante observar que na Figura 4b a barra de escala micrométrica corresponde à 3 μm , ou seja, o aço produzido apresenta uma microestrutura nanométrica. Isto é importante

na interpretação do comportamento mecânico do aço pesquisado. Observa-se que esse corresponde à cerca de 2 μm para a redução de 45% e um valor entre em torno de 1,5 μm para redução de 90% (Figura 4c, d e medição pelo programa OIM). Para o recozimento por 100 s ainda

Tabela 1. Fração volumétrica obtida a partir da difração de raios X das amostras laminadas a frio com 45% e 90% e recozidas a 700 °C durante 100, 300 e 1000 s

Amostra	Fração Volumétrica (%) (LF - 45%)			Fração Volumétrica (%) (LF - 90%)		
	γ	ϵ	α'	γ	ϵ	α'
Laminada a frio	9,5	12,2	78,3	1,37	-	98,6
700 °C-100 s	71	23	6	1,7	-	98,3
700 °C-300 s	64	28	8	77,5	20,1	2,5
700 °C-1000 s	33	45	22	80,8	17,9	1,3

resta uma fração de grãos parcialmente encruados e parte da microestrutura transformada em martensita atérmica (Figura 1a), e uma microestrutura encruada (Figura 2a).

4.2 Análise da Microtextura

Para a amostra laminada a frio com 45% é possível observar que, depois de 100 s de recozimento, a textura não está bem definida, contudo, contém as componentes Latão, Cobre e traços de Goss (Figura 5). No entanto, quando o tempo de recozimento aumenta, nota-se que as componentes Cobre e Latão são incrementadas. Na amostra laminada com 90%, ambas as componentes, Cobre e Latão, já eram fortes mesmo no início do recozimento (100 s). A textura apresentando uma componente definida do tipo Cobre é característica de metais CFC após uma recristalização parcial. Esta é reforçada à medida que o tempo de recozimento é incrementado. Aços com alto teor de manganês austeníticos (TWIP-TRIP) geralmente apresentam uma microestrutura de grãos muito finos. Como demonstrado por Bouaziz et al. [7], dois mecanismos principais levam a essa granulação fina: i) a cinética de recristalização é muito rápida e com muito pouca recuperação; ii) O mecanismo de nucleação orientada é que determina a evolução da textura. Com o aumento do tempo de recozimento as componentes Cobre e Latão são reforçadas para ambas reduções na laminação a frio, 45% e 90%. Como não ocorrem mudanças significativas na evolução da textura, esse comportamento sugere um processo de nucleação orientada [7,24].

4.3 Propriedades Mecânicas

Os recozimentos levaram a um decréscimo acentuado de microdureza (Figura 6) logo após os períodos iniciais do mesmo. Comportamento similar foi observado por Liu et al. [19] trabalhando com uma liga de 24%Mn-0,02%C. Durante o recozimento são eliminadas as discordâncias em excesso [23,24], maclas de deformação e reversão da martensita α' para austenita [11]. Acontece então a reversão da martensita α' para austenita. No entanto, para tempos mais longos, 1000 s, ocorre a austenitização em maior intensidade (Figura 3, Tabela 1), seguida pela formação atérmica de martensita ϵ , que em sequência se transforma parcialmente para martensita α' . Culminando com a presença das três fases (martensitas ϵ , α' e austenita) à temperatura

ambiente (Figura 1-3). Tal fenômeno foi acompanhado por outros autores [20] em aços com teores de Mn mais altos, 22%Mn e 0,024%C, no trabalho de Fayen Lu et al. [21], ou no trabalho de Dafé et al. [22].

Os resultados na Figura 7 mostram que, para a condição de laminado a frio 90% e recozido o aço apresentou valores de 750 MPa e 950 MPa para os limites de escoamento e resistência, respectivamente, demonstrando uma alta capacidade de encruamento, ou seja, um valor do expoente de encruamento, n , igual 0,33. Esses valores podem ser considerados altos [9,20,26]. A interpretação dos dados da Figura 7c revela que o encruamento do aço laminado a frio e recozido exibe pelo menos 3 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 a formação de martensita induzida por deformação, martensita ϵ e α' a partir da austenita. Finalmente, no estágio número 3 os três mecanismos de deformação competem entre si, incluindo a deformação das martensitas pré-existent e encruamento da austenita remanescente, ou seja, aquela que não se transformou para martensita; até que o corpo de prova se rompa. Tal comportamento foi verificado também por Ding et al. [20]. Neste caso, os autores acrescentaram mais um estágio, 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 desconsideraram o regime elástico, já que não tem sentido falar em deformação uniforme sem o material ter escoado, ou alcançado no mínimo o limite de escoamento.

5 CONCLUSÃO

A microdureza Vickers foi maior para a condição de laminado a frio com 90% de redução, devido à deformação da austenita, resultando na formação de uma grande fração volumétrica de martensita α' . A dureza diminuiu acentuadamente para amostras recristalizadas com a reversão da martensita para austenita e sua recristalização. No entanto, parte desta redução é compensada pela formação atérmica de martensita, principalmente, a martensita ϵ , durante o resfriamento.

O limite de escoamento e resistência à tração, após laminação a frio com 90% e recozimento 700 °C por 300 s, alcançou valores de 750 MPa e 950 MPa, com um alongamento

total em torno de 50% e expoente de encruamento acima de 0,30. O encruamento do aço é aumentado devido aos efeitos TWIP/TRIP, resultante da transformação martensítica induzida por deformação. Foi comprovado por análise de textura que a reversão da austenita ocorre inicialmente por cisalhamento e depois com recristalização da austenita, pois os componentes de Cobre e de Latão aparecem com forte intensidade nas amostras. Verificou-se a formação de martensita ε sua transformação imediata para martensita α' , o que altera significativamente o comportamento mecânico do aço. A transformação induzida por deformação ocorre em duas etapas: $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ e a martensita α' se torna a fase principal com o aumento da deformação a frio. Verificou-se que a microestrutura gerada após a reversão para austenita

é mais refinada para as amostras inicialmente submetidas a uma maior redução a frio, devido a uma nucleação mais intensa. Na etapa de resfriamento, após o recozimento, ocorrem também a formação atérmica de martensita ε , que se transforma parcialmente em α' .

Agradecimentos

Os autores agradecem à FAPEMIG, processo número PPM-V - 00308-13, ao CNPq, processo número 303148/2010-1, pelo apoio financeiro à execução desta pesquisa e concessão de bolsas de pesquisa aos autores, bem como a CAPES-PROEX pela bolsa de pós-doutorado concedida a D.M.PE.

REFERÊNCIAS

- 1 Kim YG, Kim TW, Han JK, Chang RW. Development of new austenitic Fe-Mn-Al-C steels for automotive applications. *Key Engineering Materials*. 1993;84-85:461.
- 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*. 1997;C5:383-388.
- 3 Frommeyer G, Brück U, Neumann P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. *ISIJ International*. 2003;43(3):438-446.
- 4 Li DZ, Wei YH, Xu BS, Hou LF, Han PD. Development in fundamental research on TWIP steel used in automobile industry. *Ironmaking & Steelmaking*. 2011;38(7):540-545.
- 5 De Cooman BC, Kwon O, Chin KG. State-of-the-knowledge on TWIP steel. *Materials Science and Technology*. 2012;28:513-527.
- 6 Chen L, Zhao Y, Qin X. Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel: a review. *Acta Metallurgica Sinica. English Letters*. 2013;26(1):1-15.
- 7 Bouaziz O, Allain S, Scott CP, 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*. 2011;15:141-168.
- 8 Lu Y, Molodov DA, Gottstein G. Recrystallization kinetics and microstructure evolution during annealing of a cold-rolled Fe-Mn-C alloy. *Acta Materialia*. 2011;59:3229-3243.
- 9 Vercammen S, Blanpain B, De Cooman BC, Wollants P. Cold rolling behavior of an austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP-steel: the importance of deformation twinning. *Acta Materialia*. 2004;52:2005-2012.
- 10 Jin JE, Lee YK. Strain hardening of a Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP steel. *Materials Science and Engineering A*. 2009;527:157-161.
- 11 Dumay A, Chateau JP, 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*. 2008;483-484:184-187.
- 12 Bracke L, Kestens L, Penning J. Influence of α' -martensite in an austenitic Fe-Mn-C-N alloy. *Scripta Materialia*. 2007;57:385-388.
- 13 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 and Technology*. 2011;27(3):257-265.
- 14 Zhang X, Sawaguchi T, Ogawa K, Yin F, Zhao X. Deformation microstructure of TRIP/TWIP steels at the early deformation stages. Prague, Czech Republic: ESOMAT; 2009. p. 1-8.
- 15 Dini G, Najafzadeh A, Monir-Vaghefi SM, Ueji R. Grain size effect on the martensite formation in a high-manganese TWIP steel by the rietveld method. *Journal of Materials Science and Technology*. 2010;26(2):181-186.
- 16 Santos DB, Salehb AA, Gazder AA, Carman A, Duarte DM, Ribeiro EAS, et al. Effect of annealing on the microstructure and mechanical properties of cold rolled Fe-24Mn-3Al-2Si-1Ni-0.06C twip steel. *Materials Science and Engineering A*. 2011;528:3545-3555.

- 17 Dafé SSF, Moreira DR, Matoso MS, Gonzalez BM, Santos DB. Martensite formation and recrystallization behavior in 17Mn0.06C2Si3Al1Ni TRIP/TWIP steel after hot and cold rolling. *Materials Science Forum*. 2013;753:185-190.
- 18 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*. 2009;16(1):81-86.
- 19 Liu JB, Liu XH, Liu W, Zengb YW, Shu KY. Microstructure and hardness evolution during isothermal process at 700 °C for Fe-24Mn-0.7Si-1.0Al - TWIP steel. *Materials Characterization*. 2010;61:1356-1358.
- 20 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*. 2011;528:868-873.
- 21 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 and Technology*. 2011;27(3):257-265.
- 22 Dafé S, Sicupira F, Matos F, Cruz N, Moreira D, Santos D. Effect of cooling rate on (ϵ , α') martensite formation in twinning/transformation-induced plasticity Fe-17Mn-0.06C Steel. *Materials Research*. 2013;16(6):1229-1236.
- 23 Dafé S, Valadão P, Moreira D, Santos D. Efeito da laminação a frio na formação de martensita, recristalização e comportamento mecânico do aço TRIP/TWIP 17Mn0.06C. 50°. In: *Anais do Seminário de Laminação: Processos e Produtos Laminados e Revestidos*; 2013 Nov 18-21; Ouro Preto, Brazil. São Paulo: ABM; 2013. p. 198-209.
- 24 Rios P, Siciliano F Jr, Sandin H, Plaut R, Padilha A. Nucleation and growth during recrystallization. *Materials Research*. 2005;8(3):225-238.
- 25 Liang X, McDermid JR, Bouaziz O, Wang X, Embury JD, Zurob HS. Microstructural evolution and strain hardening of Fe-24Mn and Fe-30Mn alloys during tensile deformation. *Acta Materialia*. 2009;57:3978-3988.
- 26 Dieter GE. *Mechanical metallurgy*. Japan: McGraw-Hill Kogakusha; 1988. Cap. 8, p. 275-324.

Recebido em: 6 Abr. 2015

Aceito em: 11 Mar. 2016