

CONEM 2016
CONGRESSO NACIONAL DE
ENGENHARIA MECÂNICA

21-25
AGOSTO DE 2016
FORTALEZA - CEARÁ

Estudo dos mecanismos de deformação em um aço TRIP/TWIP com 17% de Mn e baixo C submetido a esforços de tração

Nome do primeiro autor, e-mail¹ **(Times New Roman, negrito, tamanho 10)** CON-2016-0391

Nome do segundo autor, e-mail¹ **(Times New Roman, negrito, tamanho 10)**

Nome do terceiro autor, e-mail² **(Times New Roman, negrito, tamanho 10)**

¹Nome da instituição, endereço para correspondência, **(Times New Roman, tamanho 10)**

²Nome da instituição, endereço para correspondência, **(Times New Roman, tamanho 10)**

Resumo: Com base nos requisitos exigidos aos materiais pelas indústrias, pesquisas têm sido feitas buscando um mecanismo de encruamento, tal que, aumente a resistência mecânica dos aços sem redução da ductilidade. Então, foi nesse contexto que aços com alto teor de manganês como TRIP (Transformation Induced Plasticity) e TWIP (Twinning Induced Plasticity) tem emergido. Atualmente, a ductilidade e a conformabilidade são importantes parâmetros na fabricação de componentes externos de automóveis, devido a sua influência na estampagem e contribuição para maior segurança do passageiro em uma eventual colisão. Visto isso, este trabalho tem como objetivo a avaliação microestrutural e dos mecanismos de deformação, bem como a influência destes parâmetros sobre o comportamento mecânico de um aço contendo 17%Mn e baixo C após laminação a quente a 1100°C. A energia para falha de empilhamento para este material é 14.5 mJ/m², indicando a ocorrência de transformação martensítica e maclação como mecanismos de deformação. Em amostras desse aço laminado a quente, ensaios de tração interrompidos foram feitos para deformações entre 2 e 35%, sendo que um ensaio foi conduzido até a ruptura para determinação das propriedades mecânicas. Análises de difração de raios-X (DRX) foram feitas, bem como simulação dos espectros das amostras tracionadas através dos softwares Origin 8.5 e MAUD (Materials Analysis Using Diffraction) objetivando identificar e quantificar as fases presentes no material. A probabilidade de falha de empilhamento e a densidade de discordâncias também foram estimadas através do MAUD. Finalmente, análises de EBSD (Electron Backscatter Diffraction) foram feitas para identificar e quantificar as fases presentes em diferentes estágios de deformação, corroborando as análises de difração de raios-X. O limite de escoamento e de resistência a tração foram, 250 e 850MPa, respectivamente. O alongamento obtido foi de 40%, enquanto que o coeficiente de encruamento segundo o critério de Considère foi 0.28. Com a simulação feita através do Origin 8.5 e do MAUD, a fração volumétrica das fases foi calculada e indicou que a transformação ocorre de $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ e de $\gamma \rightarrow \alpha'$, predominando assim, a fase α' para maiores deformações. Também pode-se identificar quais mecanismos de deformações estavam atuantes, em cada estágio da deformação, a partir dos resultados da densidade de discordâncias e probabilidade de falha de empilhamento. A identificação e quantificação das fases por EBSD, feitas para as amostras de 5%, 16% e 35% de deformação, indicou a martensita ϵ como fase majoritária para pequenas deformações e sua diminuição para deformações maiores que 10%, corroborando os resultados obtidos por DRX.

Palavras-chave: TRIP, TWIP, EBSD, DRX, Método de Rietveld.

1. INTRODUÇÃO

Dentre os possíveis mecanismos de deformação à temperatura ambiente existem o deslizamento de discordâncias individuais em planos cristalográficos específicos, comum nos aços convencionais, a transformação da austenita retida em martensita ou bainita, que é característica dos aços TRIP (Transformation Induced Plasticity) – transformação induzida por deformação e, por fim, a maclação mecânica, a qual deu origem a novos aços chamados TWIP (Twinning

Induced Plasticity) - maclação induzida por deformação. Este último mecanismo ocorre, geralmente, em aços com 15 a 25% de Mn e 2 a 4% de Si e Al.

Os aços TWIP possuem uma excelente combinação de resistência mecânica e ductilidade, a qual atende aos requisitos da indústria automobilística que, por sua vez, cada vez mais exige materiais com elevada resistência mecânica, boa tenacidade, grande conformabilidade e densidade reduzida. Esses aços são austeníticos apresentando limite de resistência da ordem de 800 MPa e alongamento total de até 85%. Estes valores variam de acordo com a composição química, temperatura e taxa de deformação. Além disso, possuem alta tenacidade e alta absorção de energia sob impacto.

O elevado alongamento dos aços TWIP ocorre devido à manutenção da taxa de encruamento. A maclação é responsável por esta manutenção através do aumento da dificuldade de deslizamento das deslocações. As maclas atuam como barreiras ao movimento das deslocações, refinando a estrutura e, mesmo com o elevado alongamento, fazem com que estes aços apresentem uma considerável resistência mecânica.

Esse estudo pretende, com obtenção de espectros de difração de raios-X de amostras de um aço com 17%Mn e baixo C para cada estágio de deformação por tração, a simulação dos espectros pelo método de Rietveld através do software livre MAUD (Materials Analysis Using Diffraction). Assim, com esse refinamento, buscou-se obter resultados como a porcentagem de cada fase do material bem como a probabilidade de formação de falhas de empilhamento, microdeformações, micro e macrotensões residuais em cada fase do material para cada estágio de deformação. Também foi feita a quantificação das fases através da integração da área sob os picos utilizando o software Origin 8.5, de forma a corroborar o resultado obtido pelo MAUD. Através de análise microestrutural por EBSD (Electron Backscatter Diffraction) e com os resultados de DRX através do MAUD objetivou-se identificar os mecanismos de deformação atuantes à medida que a deformação aumenta e assim verificar para quais estágios de deformação ocorrem os efeitos TRIP e/ou TWIP e também avaliar as propriedades mecânicas do aço.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras utilizadas neste trabalho foram fundidas em um forno a indução modelo Power Trak 250-10 R, da Inductotherm, na forma de placas com a composição química requerida. A composição química do aço em estudo, verificada por EDS (Energy Dispersive Spectroscopy), encontra-se na Tab. 1.

Tabela 1 - Composição química (% em peso) do aço em estudo

Mn	Al	Si	Ni	C
17,0	3,0	2,0	1,0	0,08

Para o processo de laminação a quente subsequente, as amostras foram cortadas das placas fundidas com 23 mm de espessura, 57 mm de largura e 246 mm de comprimento. Posteriormente, foram reaquecidas a 1100°C para a etapa de laminação a quente na qual se obteve uma espessura resultante de 10,8 mm.

Do material laminado a quente, foram obtidos os corpos de prova para testes de tração. Os corpos de prova utilizados para os testes de tração foram usinados de acordo com a norma ASTM A-370.

Os testes de tração foram realizados em uma máquina INSTRON 5582 com extensômetro de 1 mm. Os ensaios de tração foram interrompidos para as deformações convencionais de 2, 5, 11,16, 28 e 35%, a fim de se avaliar a evolução dos mecanismos de deformação envolvidos e da microestrutura. Para avaliar tais características, foram retiradas amostras dos corpos de prova tracionados nos quais foram feitas análises de difração de raios-X e EBSD (Electron Backscatter Diffraction). Para determinação das propriedades mecânicas do aço, foi realizado um ensaio de tração até a ruptura do corpo de prova e a partir dos dados coletados foram geradas curvas de tensão-deformação convencional e verdadeira através do software Origin 8.5, determinando propriedades como alongamento percentual, tensões de escoamento e de resistência e expoente de encruamento. Para determinar-se o expoente de encruamento (n), seguindo o critério de Considère, foi gerado o gráfico com a curva de $d\sigma/d\epsilon_v$ versus deformação verdadeira.

Para as análises de difração de raios-X, as amostras foram convencionalmente lixadas e polidas com polimento eletrolítico em uma solução contendo 37 ml de H_3PO_4 , 153 ml de CH_3COOH e 10 ml de H_2O . As análises de difração de raios-X foram obtidas em um difratômetro de raios X Philips-PANalytical PW 1710.

Parâmetros como porcentagem das fases, micro e macrotensões residuais e probabilidade de formação de falhas de empilhamento em cada estágio de deformação (Barton, 2005; Reid, 1973; Sudok, 2007), bem como os espectros resultantes das análises de difração de raios-X, foram simulados pelo método de Rietveld (Rietveld, 1969) através do software gratuito MAUD (Materials Analysis Using Diffraction) (Lutterotti, 2014; Lutterotti, 2006).

Foram realizadas análises quanto a deformação e ao tamanho (size-strain) através dos parâmetros de tamanho do cristalito (crystallite size) e microdeformação (microstrain) propostos pelo modelo de Popa (Popa, 1998).

Para o cálculo da densidade de discordâncias utilizou-se os resultados de microdeformação e tamanho de cristalito através da Eq. (1) (Dafé, 2013).

$$\rho = \frac{3\sqrt{2\pi}(\varepsilon^2)^{1/2}}{Db} \quad (1)$$

Onde “ $(\varepsilon^2)^{1/2}$ ” é a microdeformação. “D” é o tamanho de cristalito e “b” é o vetor de Burgers, como mostra na Eq. (2) seguir:

$$b = \frac{a}{2} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \quad (2)$$

Para as fases austenita e martensita ε , assumiram-se como planos mais compactos os planos (111), (200), (220) e (311) para austenita e (100), (002) e para (101) para a martensita ε (Sahu, 2007; Dafé, 2013). Já para fase martensita α' , assumiram-se os planos (110), (220) e (221) (Dafé, 2013). Para os valores obtidos adotou-se que a unidade para o tamanho de cristalito foi dada em angstrom (Å) e a microdeformação adimensional (Sahu, 2007).

Análise de defeitos planares foram feitas utilizando o modelo de Warren (Warren, 1952) e com isso pode-se estimar a probabilidade de formação de falhas de empilhamento.

Para a caracterização microestrutural, bem como a identificação das fases presentes, foram feitas análises por difração de elétrons retroespalhados nos microscópios eletrônicos de varredura (MEV) do tipo FEG (Field Emission Gun) - Quanta 200 FEI com detector EBSD (Electron Back Scattering Diffraction) EDAX. Para estas análises foram necessárias que as amostras fossem embutidas em resina condutora com pó de Fe, para melhorar a condutividade elétrica no MEV. Posteriormente, as amostras foram lixadas com lixas e polidas de forma convencional. Por fim, elas foram polidas com uma solução contendo sílica coloidal durante 2 horas.

3. RESULTADOS

3.1. Caracterização microestrutural

Para caracterização microestrutural foram feitas imagens de EBSD e a partir dessas imagens identificou-se as fases presentes no material, bem como o percentual relativo de cada uma dessas fases. As Figuras de 1 a 3 mostram imagens de EBSD das amostras após a laminação a quente e ensaio de tração interrompido. A Figura 1 mostra os mapas de orientação cristalográfica (Inverse Pole Figure Map - IPF).

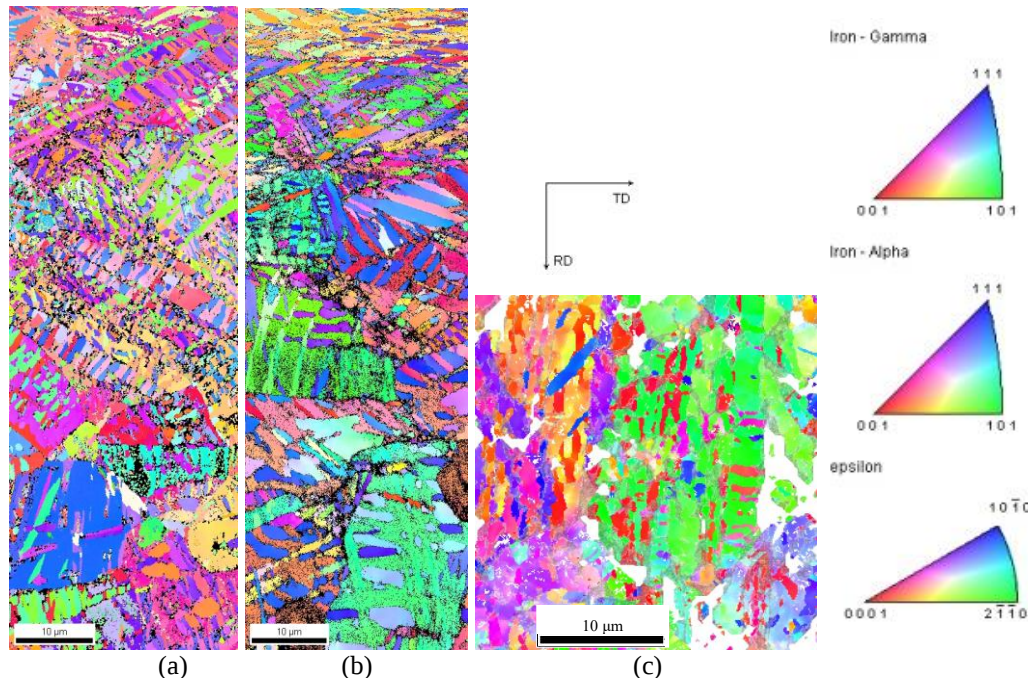


Figura 1 – Mapa de orientação cristalográfica obtido por EBSD para as amostras de (a) 5%, (b) 16% e (c) 35% de deformação.

A Figura 2 mostra os mapas das fases e as frações volumétricas de cada fase obtidas diretamente do software de tratamento.

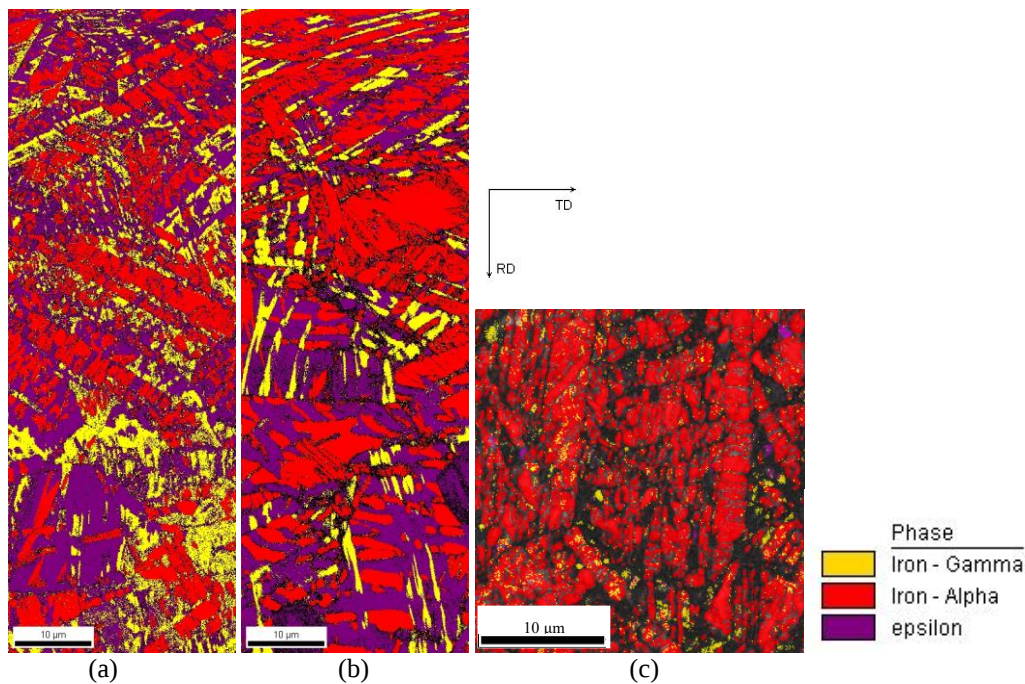


Figura 2 - Mapa das fases obtido por EBSD das amostras de (a) 5%, (b) 16% e (c) 35% de deformação.

As Figuras 3 (a) e (b) mostram os mapas de diferença de orientação cristalográfica entre regiões analisadas em um mapa (misorientation Map). As diferenças de orientações de 60° representam contornos de macla de primeira ordem (σ_3), enquanto as orientações entre 2 e 15° indicam contornos de grãos de baixo ângulo (Low Angle Grain Boundaries - LAGBs) e entre 15 e 57.5° indicam contornos de grãos de alto ângulo (High Angle Boundaries - HAGBs) (Brandon, 1966).

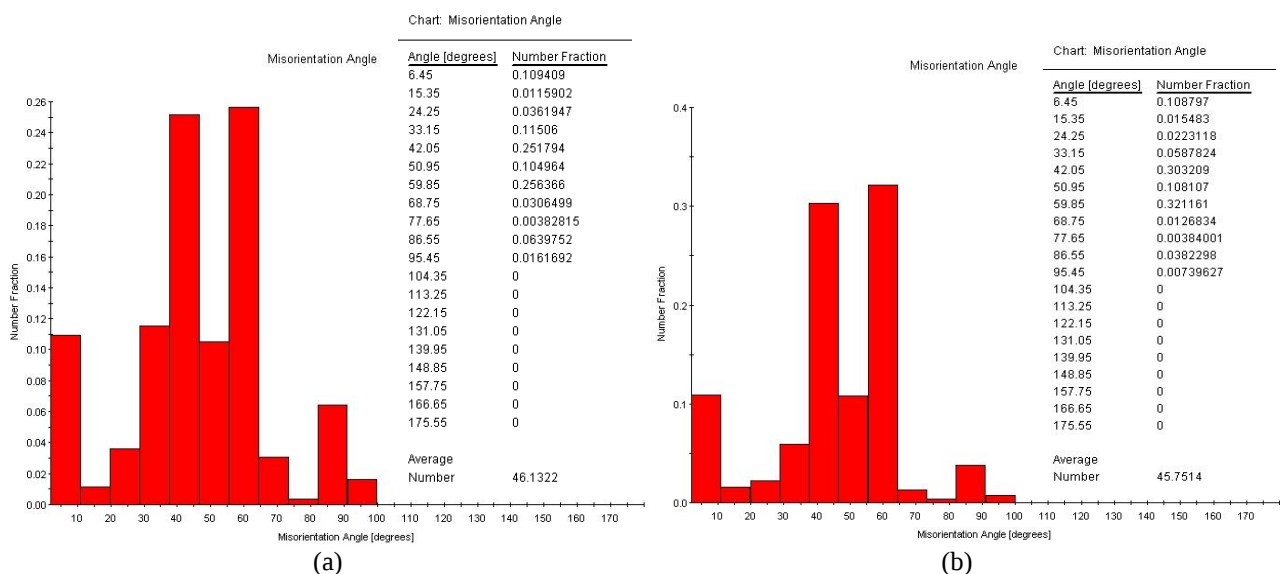


Figura 3 - Mapas de diferença de orientação cristalográfica das amostras de (a) 5% e (b) 16% de deformação.

3.2. Difração de raios-X

Foram realizadas análises de difração de raios-X nas amostras após o processamento termomecânico, onde verificou-se a presença das fases austenita, martensita épsilon e martensita alfa. Os padrões de difração de raios-X são demonstrados na Fig. 4, na qual observando-se a intensidade dos picos referentes aos planos de uma determinada fase, pôde-se notar uma variação na quantidade relativa de algumas fases a medida que se aumenta o grau de deformação do material em detrimento da diminuição de outras.

A partir dos padrões de difração de raios-X, pôde-se determinar o percentual relativo das fases para cada estágio de deformação. Tal cálculo foi feito através dos softwares Origin 8.5, integrando as áreas sob os picos, e pelo MAUD, como mostram as Fig. 5 (a) e (b), respectivamente.

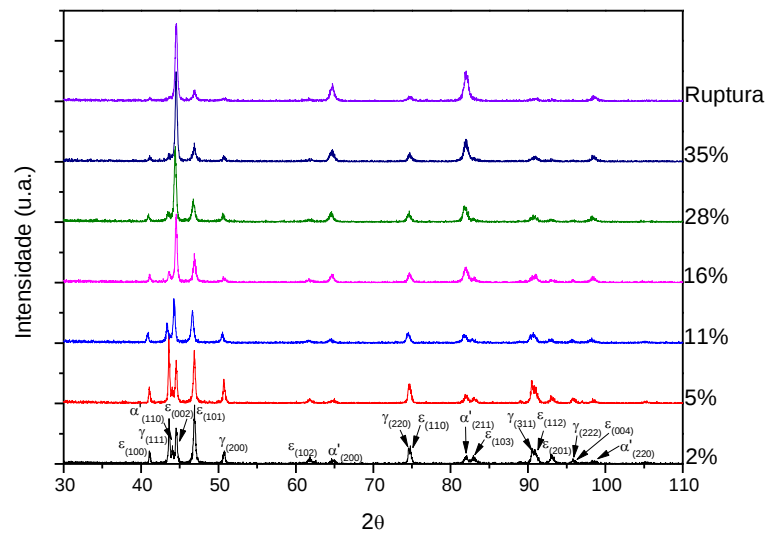


Figura 4 - Padrões de difração de raios-X de todas as amostras.

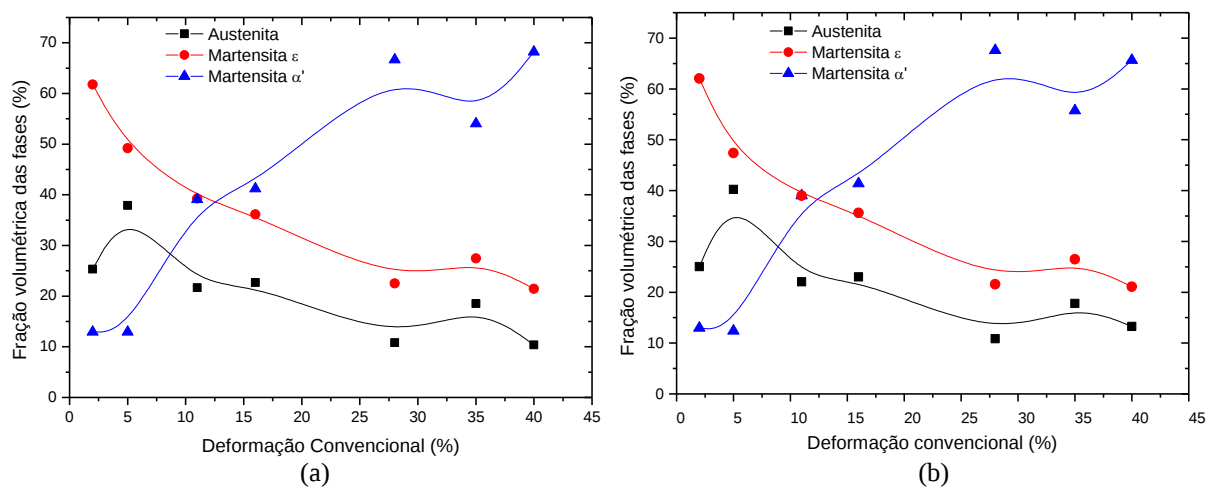


Figura 5 – Porcentagem relativa das fases obtida pelo (a) Origin 8.5 e pelo (b) MAUD.

A densidade de discordâncias e a probabilidade de falha de empilhamento também foram calculadas utilizando o software MAUD. Os resultados para a densidade de discordâncias na austenita são mostrados na Fig. 6 (a). A probabilidade de falha de empilhamento foi estimada para austenita, visto que essa é a fase na qual ocorre maclação. A Figura 6 (b) apresenta o resultado da probabilidade de falha de empilhamento para austenita.

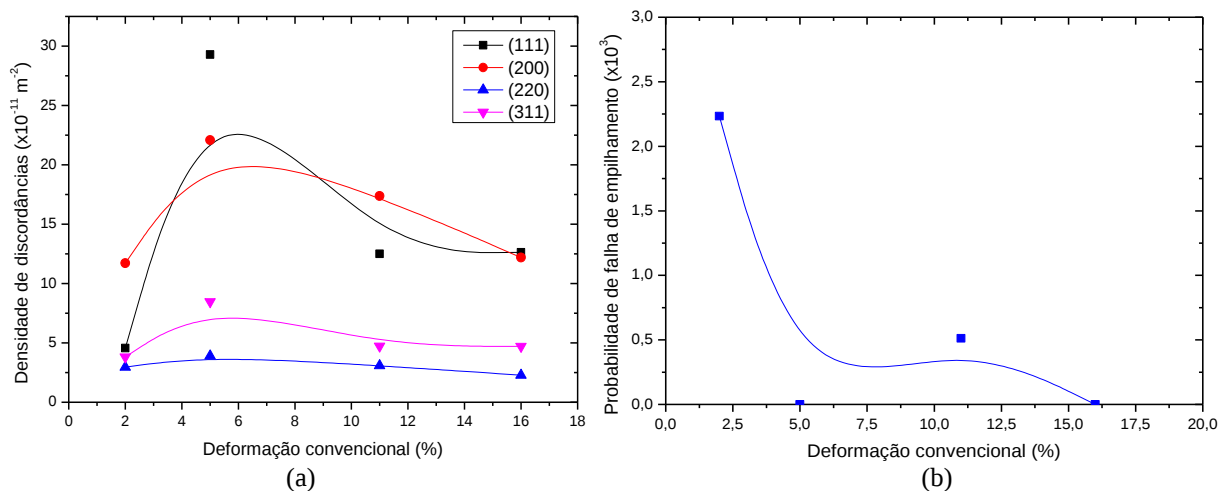


Figura 6 - Densidade de discordâncias (a) e probabilidade de falha de empilhamento (b) pelo grau de deformação da austenita obtida através do MAUD.

3.3. Propriedades mecânicas

Foram determinadas as propriedades mecânicas do material através de um ensaio de tração até a ruptura. A partir desse ensaio, obteve-se a curva representada na Fig. 7. O limite de escoamento e limite de resistência a tração obtidos foram, respectivamente, 250 e 850 MPa com um alongamento percentual de 40%. O expoente de encruamento foi determinado utilizando o critério de Considère e o valor encontrado foi de 0.28. A Figura 8 mostra a curva de $d\sigma/d\varepsilon$ e $\sigma_v \times \varepsilon_v$ que apresenta os estágios da deformação, sendo que cada estágio há um ou mais mecanismos de deformação atuantes diferente de outro estágio.

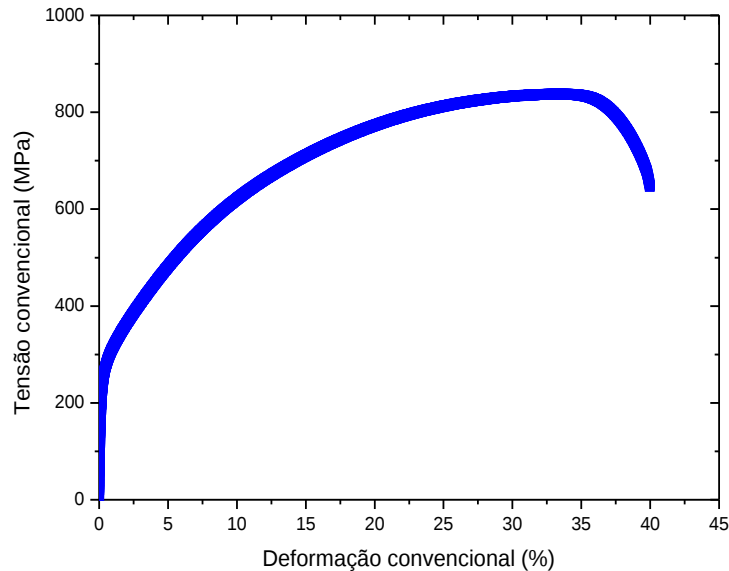


Figura 7 - Curva tensão versus deformação convencional.

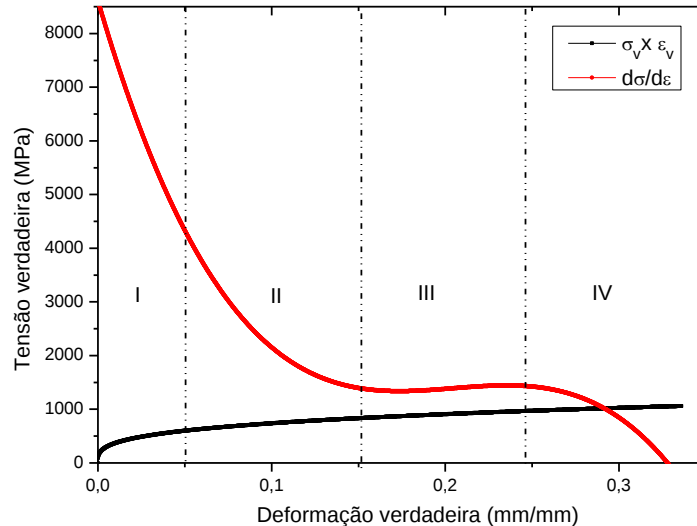


Figura 8 - Curva de estágios da deformação.

4. Discussão dos resultados

4.1. Caracterização microestrutural

As Figuras 1 e 2 indicaram as fases presentes no material. As fases encontradas foram austenita, martensita alfa e martensita épsilon. A partir da Fig. 2, notou-se um aumento significativo da porcentagem de martensita alfa, enquanto isso, houve uma diminuição considerável de austenita e uma leve diminuição na martensita épsilon. De acordo com Ding (Ding, 2011), a martensita épsilon nucleia a partir de falhas de empilhamento formadas por discordâncias parciais ou diretamente de sobreposição de outras falhas, tal que são formadas de intersecções entre planos ativos de deslizamento ou contornos de grãos e maclas. Além disso, de acordo com Liang (Liang, 2008), a diferença de orientação cristalográfica entre duas placas de martensita épsilon é de 70°. A martensita alfa é formada a partir da

interseção entre uma placa de martensita ϵ e a austenita. A Figura 2 (a) mostra a estrutura dita anteriormente, na qual se nota placas de martensita ϵ dentro dos grãos de austenita, sendo que estas placas apresentam ângulos de 70° entre si. A Figura 2 (b) mostra, como fase predominante, a martensita α e que sua formação ocorre a partir das placas de martensita ϵ , evidenciando que a martensita α é formada através do encontro de placas de ϵ . A Figura 2 (c) indicou que devido ao decaimento das demais fases, a martensita α aparece como fase predominante para valores elevados de deformação. A Figura 3 mostra que há uma elevada fração de contornos de macla em ambas amostras, de 5 e 16% de deformação. Todavia, nota-se que a fração de contornos de maclas aumenta de 25%, na amostra de 5% de deformação (Fig. 3(a)), para 32% na amostra de 16% de deformação (Fig. 3(b)). Estes valores indicam, um aumento na ocorrência do mecanismo de maclação quando o grau de deformação é aumentado nos estágios iniciais do ensaio de tração.

4.2. Difração de raios-X

A partir dos padrões de difração de raios-X obtidos (Fig. 4), calculou-se a porcentagem respectivas das fases também identificadas através da análise. As fases identificadas foram corroboradas pelas análises de EBSD. A Figura 5 (a) mostra as porcentagens relativas das fases feitas através da integração das áreas abaixo dos picos referentes aos planos das fases. Os resultados indicaram um aumento da porcentagem de martensita α , enquanto a austenita e a martensita ϵ diminuíam, conforme o grau de deformação aumentava. Isso indica que a transformação de fase ocorre em duas etapas $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ ou até mesmo em uma etapa de $\gamma \rightarrow \alpha'$, visto que a martensita ϵ era fase predominante para baixos valores de deformação. A Figura 5 (b) mostra os resultados das simulações através do método de Rietveld via MAUD. Os resultados encontrados aproximaram-se dos anteriormente encontrados através do método de integração da área abaixo do pico.

Além disso, os espectros simulados retornaram resultados de microstrain e tamanho de cristalito, que conforme a Eq. 1 geraram os resultados vistos na Fig. 6 (a). A Figura 6 (a) mostra que a densidade de discordâncias para todos os planos da austenita apresentaram valores altos para 5% de deformação, assim, podendo indicar que há outro mecanismo de deformação atuante que não seja o deslizamento de discordâncias. Para esse mesmo valor de deformação, houve um aumento da porcentagem de austenita conforme os resultados de DRX e EBSD, mas que em seguida houve um decréscimo juntamente com os valores de densidade de discordâncias, sugerindo como mecanismo de deformação o deslizamento de discordância para a deformações entre 5 e 11%. Ainda analisando a Figura 6 (a), os valores de densidade de discordâncias praticamente não se alteraram de 11 para 16%, indicando que há outro mecanismo de deformação atuante. A partir de deformações de 16% não cabe a análise dos resultados, visto que, a porcentagem de austenita se torna insignificante quanto a porcentagem das outras fases. Sendo assim, para deformações a partir desse valor, o mecanismo de deformação atuante é a transformação martensítica. A Figura 6 (b) mostra que a probabilidade de falha de empilhamento para austenita é substantivamente maior para a amostra de 2% de deformação e em seguida essa probabilidade cai acentuadamente, o que indica que entre 2% e 5% houve a maclação da austenita como mecanismo de deformação. Tal indicação justifica a maior porcentagem de maclas na amostra de 5% indicada na Figura 5. Apesar da diminuição da probabilidade falha de empilhamento, a Fig. 3 (b) mostrou um aumento da fração de maclas em relação a Fig. 3 (a), então pode-se verificar que houve maclação para deformações entre 5 e 16% de deformação. A partir de 16% de deformação a fração volumétrica de austenita torna-se praticamente zero, logo, também não se aplica a análise de probabilidade de haver maclação, visto que a maclação ocorre na austenita.

4.3. Propriedades Mecânicas

Através da Fig. 7 pode-se obter os valores do limite de escoamento e de resistência a tração, respectivamente, 250 e 850MPa. O alongamento percentual encontrado foi de 40%. Tais valores analisados individualmente são considerados elevados, quando comparados com outros aços atualmente usados na indústria automobilística (Akama, 2014). Além disso, a combinação de elevada resistência mantendo uma alta ductilidade é exclusividade dos aços TRIP/TWIP devido seus mecanismos de deformação. Utilizando-se o critério de Considère, obteve-se um valor de expoente de encruamento 0,28. Tal valor é elevado, o que indica uma alta capacidade de encruamento. A Figura 8 mostra os diferentes estágios da deformação. O primeiro estágio de deformação ocorre até aproximadamente 5%, onde há ocorrência de deformação elástica com um princípio de deslizamento de discordâncias e maclação (Ding, 2011; Escobar, 2016). Através da Fig. 6 (a), verificou-se também que o deslizamento de discordâncias ocorre no primeiro estágio, visto que os valores calculados para a densidade de discordâncias na austenita foram baixos. Já na Fig. 6 (b) verificou-se que a probabilidade de formação de falhas de empilhamento era alta a 2% e reduziu-se para a amostra de 5% de deformação, indicando que houve formação de maclas a partir das falhas de empilhamento. Durante o segundo estágio, entre 5 e 16% de deformação, ocorre transformação martensítica (Ding, 2011; Escobar, 2016), mas também se verificou a ocorrência de deslizamento de discordâncias, devido a diminuição da densidade de discordâncias entre 5% e 16% de deformação, conforme visto na Fig. 6 (b). Para o terceiro estágio, entre 16 e 24% de deformação, ocorre preferencialmente a transformação martensítica e isso pode ser observado através das Fig. 5 (a) e 5 (b), que indicam que a fração volumétrica de austenita diminuiu consideravelmente em detrimento do aumento da fração volumétrica de martensita α . Para o último estágio, todos os mecanismos de deformação atuam conduzindo a amostra até a ruptura (Escobar, 2016).

5. CONCLUSÃO

A partir da análise dos resultados pode-se concluir que os mecanismos de deformação atuantes no aço estudado, para deformações até 5%, são a maclação, ou efeito TWIP, e o deslizamento de discordâncias. Isso pode ser observado analisando os resultados da probabilidade de falha de empilhamento por DRX e os mapas de diferença de orientação por EBSD que convergiram para indicar esses mecanismos de deformação. De 5 até 16% de deformação observou-se uma redução da densidade de discordâncias e na fração volumétrica de austenita, indicando o deslizamento de discordâncias e transformação martensítica como mecanismos de deformação atuantes. Para deformações entre 16% e 24% de deformação, não houve consideráveis alterações na densidade de discordâncias e probabilidade de falha e empilhamento na austenita, mesmo porque esta fase reduz-se a uma fração volumétrica praticamente desprezível. Sendo assim, prova-se que para deformações nesse intervalo o mecanismo de deformação predominante é a transformação martensítica, ou efeito TRIP. Além disso, verificou-se que este fenômeno pode ocorrer em duas etapas, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ ou até mesmo em uma etapa de $\gamma \rightarrow \alpha'$. Para deformações superiores a 24% de deformação, os mecanismos de deformação coexistem até o momento em que ocorre a falha do material. Os resultados de limite de escoamento e de resistência a tração foram, respectivamente, 250 e 850MPa para uma ductilidade de 40%. O coeficiente de encruamento encontrado para o aço foi 0.28. Tais propriedades são justificadas pelos efeitos TRIP e TWIP combinados atuantes no processo de deformação até a ruptura do material.

6. AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Dagoberto Brandão Santos pelo fornecimento das amostras utilizadas neste trabalho, bem como ao Departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG) pela realização dos ensaios de tração e de difração de raios-X.

Ao Centro de Microscopia da UFMG pelas análises de EBSD, projeto N° 600, em especial a Profa. Dra. Karla Balzuweit e Breno Barbosa Moreira.

À Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais (PUC - Minas) e a Pró-Reitoria de Pesquisa e Pós-Graduação (PROPPG) pelo fomento da pesquisa e bolsa de iniciação científica, Projeto FIP N° 1º/2015-9414-S1.

Os autores também agradecem à FAPEMIG pelo fomento.

7. REFERÊNCIAS

- Akama, D; Nakada, N; Tsuchyama, T; Takaki, S and Hironaka, A., 1 July, 2014. Discontinuous yielding induced by the addition of nickel to interstitial-free steel, Scripta Materialia, v. 82, p. 13-16.
- Barton N.R; Benson D.J; Becker R., 2005. Crystal level continuum modelling of phase transformations: the $\alpha' \leftrightarrow \epsilon$ transformation in iron, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering, v.13, p.707-731.
- Brandon, D. G., 1966. The structure of high-angle grain boundaries, Acta Metallurgica, v.14, n. 11, p. 1479-1484.
- Dafé, Sara Silva Ferreira de., 2013. Efeito da deformação a frio e recozimento sobre a microestrutura, textura e propriedades mecânicas de um aço baixo C contendo 17%Mn. 2013. 66 f. Tese (Doutorado). Universidade Federal de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, Belo Horizonte, Escola de Engenharia da UFMG.
- Ding, H.; Ding, H.; Song, D.; Tang, Z.; Yang, P., January, 2011. Strain hardening behavior of a TRIP/TWIP steel with 18.8% Mn, Materials Science and Engineering: A, v. 528, n. 3, p. 868-873.
- Escobar, Diana Pérez; Dafé, Sara Silva Ferreira de; Verbeken, Kim and Santos, Dagoberto Brandão, 2016. Effect of the cooling rolling reduction on the microstructural characteristics and mechanical behavior of 0.6%-17%Mn TRIP/TWIP Steel. Steel Research International, v.87, p.95-106.
- Hamada, A. S., 2007. Manufacturing, mechanical properties and corrosion behaviour of high-Mn TWIP steels. Dissertation. Faculty of Technology, University of Oulu, Finland, 56p.
- Liang, X. Structure and mechanical properties of Fe-Mn alloys. 2008. 127f. Thesis (Degree of Master of Applied Science), University of Science and Technology Beijing, Beijing.
- Lutterotti L. MAUD, February 21, 2006 tutorial – Instrumental broadening determination, Dipartimento di Ingegneria dei Materiali, Università di Trento, Italy.
- Lutterotti L. Maud, acessado em: 21 de dezembro. 2014. Versão. 2.14. Disponível em: <<http://www.ing.unitn.it/~maud/>>.

- Popa, N. C., 1998. The (hkl) dependence of diffraction-line broadening caused by strain and size for all laue groups in Rietveld refinement, Journal of Applied Crystallography, v. 31, p. 176-180.
- Reid, C. N., 1973. Deformation geometry for materials scientists. Pergamon Press; 1st edition, 211 p.
- Rietveld, H. M., 1969. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures, Journal of Applied Crystallography, v. 2, p. 65-71.
- Sahu, P; Hamada, A.S; Ghosh, R.N and Karjalainen, L.P. X-ray diffraction study on cooling-rate-induced c fcc to hcp martensitic Transformation in Cast-Homogenized Fe-26Mn-0.14C Austenitic Steel.
- Sudok, A. Kim; Ward, L. Johnson., 2007. Elastic constants and internal friction of martensite steel, ferritic- pearlitic steel, and α' - iron, Material Science and Engineering A, v.452-453, p. 633-639.
- Warren, B.E; Averbach, B.L., 1952. The separation of cold-work distortion and particle size broadening in X-ray patterns, Journal of Applied Physics, v.23, p.497.

8. RESPONSABILIDADE AUTURAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

STUDY OF DEFORMATION MECHANISMS OF A TRIP/TWIP STEEL WITH 17%Mn AND LOW C SUBMITTED TO TENSILE TESTS

First Author's Name, e-mail¹ (Times New Roman, Bold, size 10)

Second Author's Name, e-mail² (Times New Roman, Bold, size 10)

Third Author's Name, e-mail² (Times New Roman, Bold, size 10)

¹Institution and address for first author

²Institution and address for second and third author

Abstract. The current industrial requirements have motivated researches for understanding better the strain-hardening mechanisms which increase the strength of steel without ductility loss. The steels with high manganese content as TRIP (Transformation Induced Plasticity) and TWIP (Twinning Induced Plasticity) have emerged in this scene. Currently, the ductility and formability are two important parameters in external automotive components manufacture, due to good drawing and providing safety for passengers in eventual crash. This study aims to evaluate the microstructural evolution and deformation mechanisms, as well as the influence of these parameters on the mechanical behavior of a TRIP/TWIP steel containing 17% Mn and low C after hot rolling at 1100°C. The stacking fault energy for this material is 14.5 mJ/m², which indicates the occurrence of martensitic transformation and twinning as deformation mechanisms. The samples were homogenized at 1100°C and hot rolled to 52% thickness reduction. Interrupted tensile tests were carried out from 2 to 35% engineering deformation and one test was conducted until failure. X-ray Diffraction (XRD) analysis were performed, as well as fittings via Origin 8.5 software and using the Rietveld method by MAUD (Materials Analysis Using Diffraction) software to identify and quantify the phases. The stacking fault probability and the dislocation density were also estimated by MAUD. Finally, EBSD (Electron Backscatter Diffraction) analysis were performed to verify the microstructure and identify the phases for different deformations, corroborating X-Ray Diffraction analysis. The yield and strength stress were 250 and 850 MPa, respectively. The elongation obtained was 40%, while the strain hardening exponent calculated according to Considère criterion, was 0.28. The phases volume fraction calculated by Origin 8.5 and MAUD indicate that the transformation occurs as $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ and $\gamma \rightarrow \alpha'$, with predominant α' phase for larger deformations. It was also identified which deformation mechanisms were active in each deformation stage, according to the dislocation density and the stacking fault probability. The phases characterization by EBSD, for 5%, 16% and 35% deformation samples, has indicated ϵ martensite as majority phase for small deformations and its reduction for deformations larger than 10%, which is in accordance with the XRD results.

Keywords: TRIP, TWIP, EBSD, XRD, Rietveld Method.