

ULTRAREFINO DE GRÃO EM AÇO CARBONO ATRAVÉS DE ENSAIO DE TORÇÃO A MORNO*

Lumena Glória de Souza Nunes¹
Marcelo Lucas Pereira Machado²

Resumo

Este trabalho teve como objetivo obter um aço carbono com grãos ultrafinos, através de ensaio de torção a morno, simulando laminação por deformação plástica severa. Para tanto, em uma temperatura de 500°C aplicou-se deformações de 0,8 em cinco passes, totalizando uma deformação verdadeira de 4, à uma taxa de deformação de $0,1s^{-1}$. Realizaram-se também deformações intermediárias de 0,8; 1,6; 2,4 e 3,2 visando conhecer o mecanismo de refino do grão. Após o processamento, observou-se uma redução no tamanho médio dos grãos de $16,5\mu m$ para tamanho ultrafino, de $0,93\mu m$, tendo o processo de refino ocorrido por recristalização dinâmica. Através de ensaio de torção na temperatura ambiente, verificou-se uma elevação na resistência mecânica do aço, sendo que a tensão limite de escoamento foi de 400 MPa no aço recozido para 783 MPa após o processamento. Utilizando-se equações matemáticas, verificou-se que existe uma deformação crítica, a partir da qual ocorre o refino de grão, esta foi confirmada analisando a evolução microestrutural. Observou-se a partir da análise microestrutural a presença de cementita esferoidizada, que também é responsável pelo refino, na medida em que ancoram os contornos de grãos, impedindo a sua migração.

Palavras-chave: Ensaio de torção; Ultrarefino de grão; Conformação mecânica.

PRODUCTION OF CARBON STEEL WITH ULTRA FINE GRAINS BY WARM TORSION TEST

Abstract

The objective of this work was simulating the process of severe plastic deformation, in low carbon steel, by warm torsion test. The torsion test was performed at 500°C, using a total equivalent strain of 4.0, with increment of 0.8 per pass and keeping the constant strain rate of $0.1s^{-1}$, as well as intermediate strains of 0.8, 1.6, 2.4 and 3.2. Torsion test was performed until failure, increasing the yield stress by about 380 MPa. After processing, the average grains size with $0.93 \mu m$ was obtained. Mathematical equations show that there is a critical strain for the grain refining start, it is confirm by scanning electron microscopy (SEM) image.

Keywords: Torsion test; Severe Plastic Deformation; Ultrafine grain.

¹ Aluno de Doutorado do curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Espírito Santo, Vitória-ES, Brasil.

² Doutor em Metalurgia e Materiais, Departamento de Metalurgia e Materiais, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória-ES, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

Recentemente, muita atenção está sendo direcionada para o ultra refino de grãos em materiais metálicos, onde o diâmetro médio do grão é reduzido para valores menor que 1 μm . Isso ocorre devido ao fato que a redução do tamanho do grão para escala submicrométrica resulta em um material de alta resistência sem perder tenacidade na temperatura ambiente [1,2].

Atualmente, os estudos de produção de metais de grãos ultrafinos por deformação plástica severa visam entender melhor o mecanismo de refino de grão e a viabilidade econômica e técnica para transpor um método de procedimentos laboratoriais para escala industrial.

Tsuji et al [3] diz que a formação de grãos ultrafinos ocorre devido a um processo de recristalização dinâmica contínua, fenômeno caracterizado pela subdivisão do grão, recuperação e migração de contornos de grão.

De acordo com Gourdet e Montheille [4] e Eghbali et al [5], os aços ferríticos sofrem recristalização dinâmica contínua em elevada taxa de deformação. Em particular, devido à alta eficiência de recuperação dinâmica, novos grãos não são formados por mecanismos de nucleação clássica, a microestrutura recristalizada é desenvolvida pela transformação progressiva de subgrãos em novos grãos, dentro dos grãos deformados originais. Isto ocorre na medida em que a alta deformação acumulada provoca um aumento na densidade de discordâncias, formando progressivamente em contornos de baixo ângulo (subgrão), que conduz ao aumento de seu ângulo de misorientação e à formação de contornos de alto ângulo.

A literatura relata vários modelos que tentam prever através de cálculos matemáticos a microestrutura obtida após laminação. Esses modelos baseiam-se, por fundamento, nos parâmetros básicos de processo tais como, temperatura, deformação, taxa de deformação, entre outros, e vêm sendo desenvolvidos com o intuito de aperfeiçoar o processo de laminação. De acordo com Maccagno, Jonas e Hodgson [6], a condição que deve ser verificada para a determinação do tipo de recristalização ocorrendo no passe é se a deformação crítica, ϵ_c , é maior ou menor que a deformação acumulada no passe, ϵ_a .

A deformação crítica pode ser calculada, para aços ao carbono, através do tamanho de grão na entrada do passe (d_0) e do parâmetro de Zener-Hollomon (Z), conforme mostrado pela Equação 1.

$$\epsilon_c = 5,6 \times 10^{-4} \cdot d_0^{0,3} \cdot Z^{0,17} \quad (1)$$

Sendo o parâmetro de Zener-Hollomon (Z) calculado através da equação 2.

$$Z = \dot{\epsilon} e^{\frac{Q}{RT}} \quad (2)$$

onde $\dot{\epsilon}$, é a taxa de deformação, Q é a energia de ativação para deformação à quente, R é a constante universal dos gases e T a temperatura absoluta (K).

Outra preocupação na obtenção de metais de grãos ultrafinos é o comportamento mecânico do mesmo. Apesar da expressiva elevação na resistência mecânica e tenacidade, metais de grãos ultrafinos apresentam uma queda considerável na ductilidade, o que poderia limitar sua aplicação industrial [7,8]. Estudos tem demonstrado que a introdução de partículas de cementita dispersas em uma matriz de ferrita ultrafina, mostra-se ser uma solução para aumentar consideravelmente a ductilidade do aço, sem grande perda em resistência mecânica [1,9,10].

Assim, o objetivo deste trabalho foi estudar o mecanismo de refino de grão em aço baixo carbono através de deformação plástica severa simulada por ensaio de torção a morno.

2 DESENVOLVIMENTO

Neste trabalho utilizou-se o aço AISI 1020 adquirido no mercado comercial com composição química presente na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química aço

Elementos (% em peso)							
Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
98,9	0,267	0,174	0,504	0,012	0,012	0,015	0,012

Os ensaios de torção foram realizados em uma máquina horizontal de torção a quente Instron, modelo 55MT conectada a um microcomputador que, via software, permite aquisição dos dados e controle do processo de torção, fornecendo resultados na forma de gráfico momento torsor versus ângulo de rotação, como mostra a Figura 1.

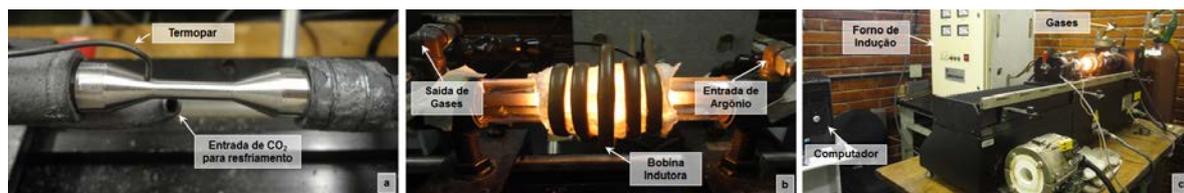


Figura 1: Máquina de torção INSTRON 55MT - laboratório de conformação mecânica do IFES

Os corpos de prova foram aquecidos utilizando-se um forno de indução Inductotherm, com potência máxima de 10KW e capacidade de aquecimento de até 1600°C sendo a temperatura monitorada através de um termopar do tipo K (Cromel-Alumel).

As amostras foram mantidas em um tubo de quartzo com passagem contínua de gás argônio durante o aquecimento, para evitar a corrosão. Para garantir que as microestruturas do material sejam idênticas e homogêneas, foram realizados tratamentos de recozimento em cada corpo de prova antes do início de cada ensaio. Os corpos de prova foram aquecidos a uma taxa de 1°C/s até a temperatura de 900°C, utilizando um tempo de encharque de 5min para homogeneização. Após este tempo o material foi deixado resfriar dentro do forno com a potência desligada.

Para a obtenção de grão ultrafino, os corpos de prova foram aquecidos à 500°C a uma taxa de 1°C/s, utilizando um tempo de encharque de 5min para homogeneização, e submetidos a cinco passes de torção, com deformação equivalente de 0,8 por passe, totalizando 4,0 ao final do quinto passe com taxa de deformação de 0,1 s⁻¹. Após cada passe os corpos de prova foram deixados resfriar até a temperatura ambiente. Foram realizados também, testes com deformações intermediárias (0,8, 1,6, 2,4 e 3,2).

Visando avaliar a resistência mecânica do material após a deformação plástica severa, foram realizados ensaios de torção, à temperatura ambiente, até a sua ruptura. Para tanto, realizou-se o ensaio com um corpo de prova somente recozido à 900°C e com o corpo de prova processado com deformação total de 4.

Para avaliação microestrutural em microscópio ótico e eletrônico de varredura, as amostras foram cortadas na seção longitudinal, em seguida foram lixadas sequencialmente com granulometria 120, 220, 320, 400, 600 e 1000, polidas com alumina 1 μm e atacadas com solução de Nital 2%.

2.1 Ensaio de torção

A Figura 2 mostra os resultados obtidos do ensaio de torção à 500°C sendo que cada curva representa um passe de deformação de 0,8, totalizando uma deformação equivalente total de 4. Nota-se que as curvas possuem características de metais que sofreram encruamento durante deformação plástica seguido de amaciamento dinâmico. Verifica-se que a primeira curva possui característica diferente devido ao encruamento inicial que o corpo de prova sofre durante a deformação.

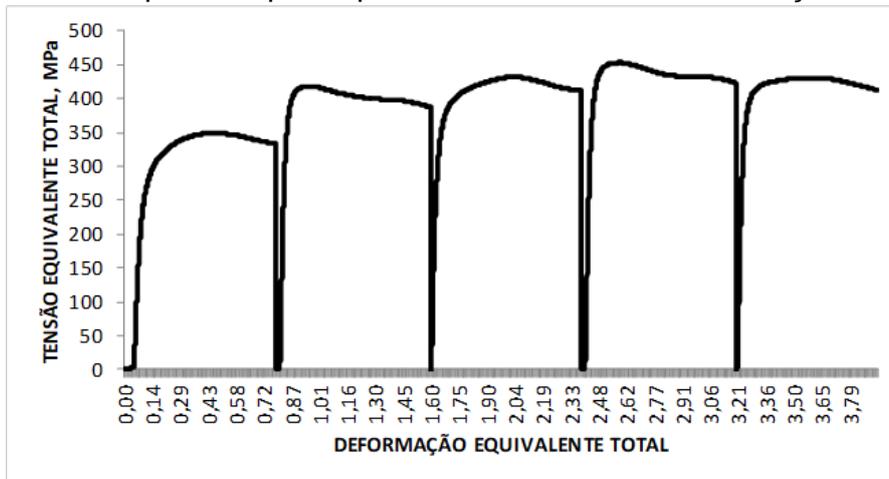


Figura 2: Curvas tensão x deformação obtida através de ensaio de torção a 500°C a taxa de deformação de 0,1s⁻¹. Cada curva, passe de deformação, apresenta deformação de 0,8 com deformação equivalente total de 4.

A Figura 3 mostra um comparativo das curvas tensão-deformação na temperatura ambiente até a ruptura do aço na condição recozida e deformado. Verifica-se através da mesma que o método foi eficaz no aumento de resistência mecânica do aço em estudo. Comparando o aço recozido com o material deformado, verifica-se que houve uma elevação na tensão limite de escoamento de 400 para 783MPa. Outro fator a ser observado foi a redução no alongamento total, na medida em que o aço recozido deforma-se durante o ensaio até 0,71 e o aço processado sofre a ruptura anteriormente, à 0,46, tendência essa comumente encontrada em metais que sofreram deformação plástica severa.

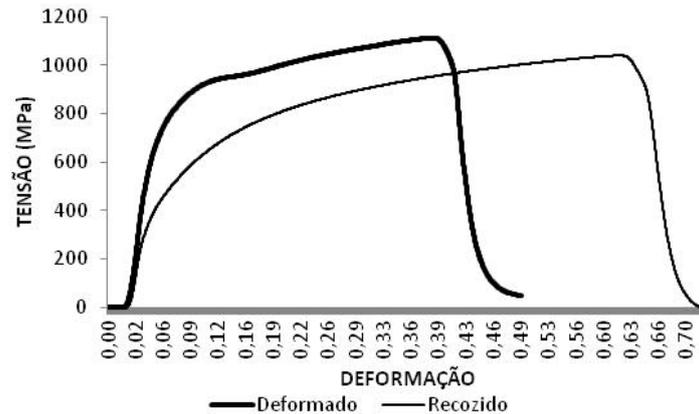


Figura 3: Curvas tensão-deformação até a falha na temperatura ambiente do aço na condição recozida e após deformação plástica severa à 500°C por cinco passes totalizando deformação de 4.

2.2 Análise Microestrutural

A Figura 4 apresenta a microestrutura do aço após recozimento à 900°C. Verifica-se que antes do ensaio de torção, o aço possuía grãos equiaxiais de ferrita com uma pequena fração de perlita, com diâmetro médio de 16,5µm.

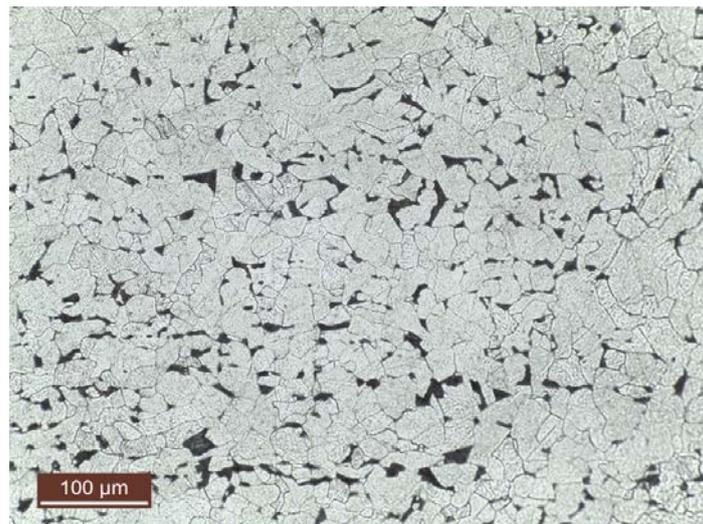


Figura 4: Microscopia óptica do aço recozido à 900°C.

As microestruturas obtidas através de microscopia eletrônica de varredura (centro do corpo de prova) após os passes de deformação são mostradas na Figura 5, sendo ($\epsilon=0,8$) microestrutura após um passe de deformação à 500°C, taxa de deformação de $0,1s^{-1}$, ($\epsilon=1,6$) após dois passes de deformação, ($\epsilon=2,4$) após três passes de deformação, ($\epsilon=3,2$) após quatro passes de deformação e ($\epsilon=4$) após cinco passes de deformação.

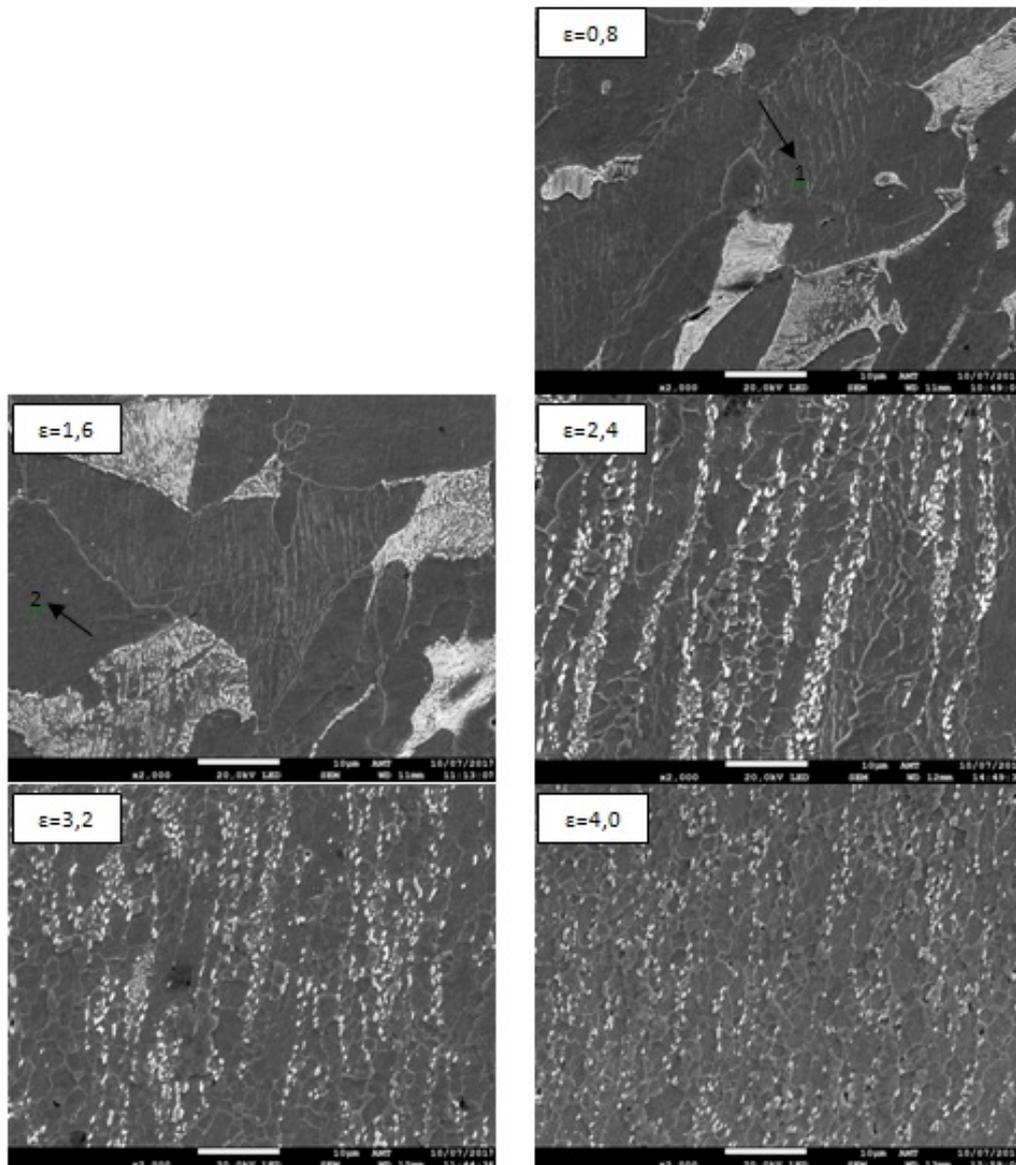


Figura 5: Micrografias eletrônicas de varredura da evolução microestrutural do aço carbono durante deformação. ($\epsilon=0,8$) microestrutura após um passe de deformação à 500°C, taxa de deformação de $0,1s^{-1}$, ($\epsilon=1,6$) após dois passes de deformação, ($\epsilon=2,4$) após três passes de deformação, ($\epsilon=3,2$) após quatro passes de deformação e ($\epsilon=4$) após cinco passes de deformação. Seta 1: formação de subcontornos de grão. Seta 2: fragmentação da perlita e esferoidização da cementita.

Verifica-se que no primeiro passe de deformação os grãos estão encruados e alongados na direção da deformação, também nota-se a presença de linhas tênues no interior dos grãos ferríticos indicando o início da formação de subcontornos de grão (seta 1). Após o segundo passe aumenta-se a quantidade de subcontornos de grão e inicia-se a fragmentação das lamelas de perlita e esferoidização da cementita (seta 2). A esferoidização da cementita, possivelmente ocorre, pois a deformação a frio, e consequente encruamento, aumenta a densidade de discordâncias e consequentemente de subcontornos de grão, o que aumenta a taxa de difusão do carbono na ferrita, que se aglomeram ao longo do contorno de grão e unem-se em uma forma globular. Após deformação equivalente de 2,4 a cementita está totalmente esferoidizada, porém alinhadas na direção da deformação, verifica-se também a formação de grãos ultrafinos. Após deformação equivalente de 3,2 aumenta-se o número de grãos ultrafinos, bem como há uma homogeneização da

cementita, tornando-se completa ao final do quinto passe de deformação ($\epsilon=4,0$). Após deformação total de 4, nota-se os grãos ferríticos estão aproximadamente equiaxiais, com tamanho médio de $0,93 \mu\text{m}$. Essa microestrutura apresenta-se similar a microestrutura de aço carbono deformado por ARB a 500°C com deformação total de 3,8 obtida por Narayana et al [10] e deformado por compressão plana a 550°C com deformação total de 1,6 em dois passes obtida por Song et al [11].

2.3 Evolução do tamanho médio do grão

A Figura 6 mostra a evolução do tamanho médio do grão ferrítico com a deformação equivalente total. Verifica-se que no primeiro e segundo passes de deformação há uma pequena redução no tamanho médio do grão ferrítico. Isso ocorre, pois como mostrado na Figura 5, há somente a formação de contornos de grão de baixo ângulo no interior dos grãos ferríticos originais, só a partir do terceiro passe de deformação o tamanho médio dos grãos é efetivamente reduzido, chegando a uma média de $1\mu\text{m}$.

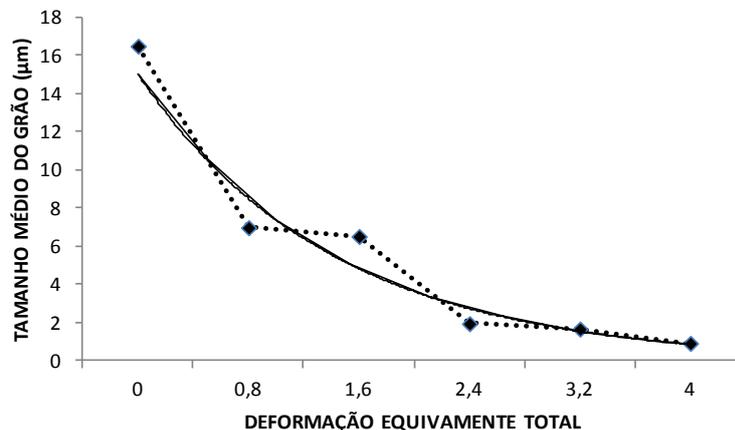


Figura 6: Evolução do tamanho médio de grão com a deformação equivalente total.

A partir dos ensaios de torção, obteve-se a tensão limite de escoamento à 500°C dos corpos de prova com deformação equivalente de 0,8; 1,6; 2,4; 3,2 e 4,0 e correlacionou-a com o inverso da raiz do tamanho médio do grão, como mostra na Figura 7, comprovando que o aço deformado através do método de ensaio utilizado neste trabalho segue a relação de Hall-Pech.

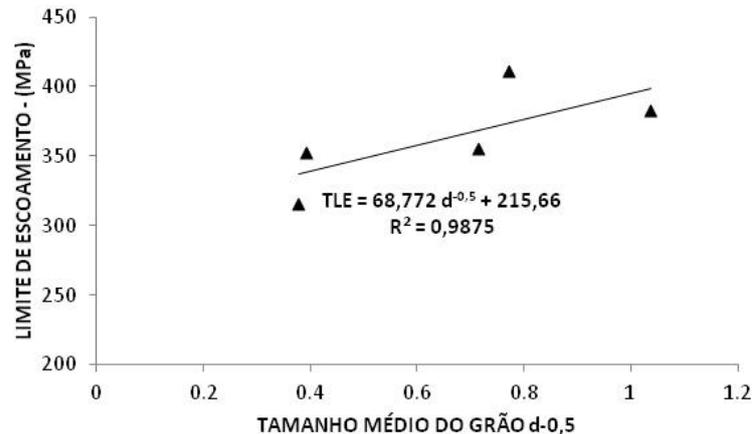


Figura 7: Relação entre a tensão limite de escoamento e raiz do tamanho médio do grão.

A Tabela 2 mostra os resultados obtidos através das equações 1 e 2. A partir das variáveis experimentais utilizadas neste trabalho, como temperatura, tamanho do grão inicial no passe, taxa de deformação e deformação total, calculou-se qual a deformação crítica a partir da qual ocorre recristalização dinâmica. Assim, se a deformação acumulada no passe for maior do que a deformação crítica, ocorre então recristalização dinâmica.

Tabela 2. Cálculo da deformação crítica obtido através das equações 1 e 2.

Taxa de deformação ($d\varepsilon/dt$)	Temperatura	Tamanho do grão	Deformação crítica (ε_c)	Deformação acumulada (ε_a)
-	-	16,5		
0,1	500	6,99	2,45	0,8
0,1	500	6,53	1,90	1,6
0,1	500	1,96	1,86	2,4
0,1	500	1,68	1,29	3,2
0,1	500	0,93	1,24	4

Assim, de acordo com os resultados obtidos na tabela, a recristalização dinâmica à 500°C ocorreria após o terceiro passe de deformação, com deformação crítica de 2,4. Este fato pode ser comprovado analisando as imagens da Figura 5, em que foi possível verificar que ocorre a recristalização e refino de grão após o terceiro passe de deformação.

3 CONCLUSÃO

1. As curvas tensão versus deformação obtidas por ensaio de torção mostrou um comportamento típico de aços que sofreram recristalização dinâmica contínua.
2. Após o processamento, observou-se uma redução no tamanho médio dos grãos para níveis ultrafinos, com redução de 16,5 μ m, de 0,93 μ m.
3. A análise microestrutural revelou uma microestrutura de grãos ferríticos ultrafinos com presença de cementita esferoidizada.

4. O refino de grão mostrou que afeta diretamente o comportamento mecânico do material ao apresentar elevação na tensão limite de escoamento de aproximadamente 400 para 783MPa.
5. O modelo matemático utilizado apresentou resultados compatíveis com a caracterização microestrutural, mostrando que o mecanismo de recristalização dinâmica inicia-se após o terceiro passe de deformação, quando a deformação acumulada torna-se maior que a deformação crítica

Agradecimentos

Os autores agradecem à Capes pela concessão de bolsa de estudo.

REFERÊNCIAS

- 1 Song, R., Ponge, D.; Raabe, D.; Speer, J.G.; Matlock, D.K. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. *Materials Science and Engineering*. 2006; A 441: 1–17.
- 2 Tsuji, N., Saito, Y., Utsunomiya, H. Tanagawa, S. Ultra-Fine Grained Bulk Steel Produced By Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process. *Scripta Materialia*. 1999; v.40, n. 7: 795-800.
- 3 Tsuji, N., Ito, Y., Saito, Y., Minamino Y. Strength and Ductility of Ultrafine Grained Aluminum and Iron Produced by ARB and Annealing. *Scripta Materialia*. 2002; v. 47: 893-899.
- 4 Gourdet, S.; Montheillet, F. A model of continuous dynamic recrystallization. *Acta Materialia*, v. 51, p. 2685–2699. 2003.
- 5 Eghbali, B.; Abdollah-Zadeh, A.; Hodgson, P.D. Dynamic softening of ferrite during large strain warm deformation of a plain-carbon steel. *Materials Science and Engineering*. v. 462, p. 259-263, 2007.
- 6 Maccagno, T.M.; Jonas, J.J.; Hodgson, P.D. Spreadsheet Modelling of Grain Size Evolution during Rod Rolling. *ISIJ International*. v.36, n.6, p. 720-728, 1996.
- 7 Tsuji, N.; Kamikawa, N.; Ueji, R.; Takata, N.; Koyama, H.; Terada, D. Managing both strength and ductility in ultrafine grained steels, *ISIJ International*, v. 48, p. 1114-1121, 2008.
- 8 Kubina, T.; Gubis, J. Potencial for obtaining an ultrafine microstructure of lowcarbon steel using accumulative roll-bonding. *Materials and Technology*, v. 49, p 521–525, 2015.
- 9 Zheng, C.; Li, L.; Yang, W.; Sun, Z. Relationship between microstructure and yield strength for plain carbon steel with ultrafine or fine (ferrite+cementite) structure. *Materials Science and Engineering*, v. 617, p. 31-38, 2014.
- 10 Narayana Murty; S V S.; Torizuka, S. Microstructure-mechanical properties correlation in ultrafine grained steels processed by large strain warm deformation. *ISIJ International*, v. 48, n. 8, pp. 1088-1095, 2008.
- 11 Song, R.; Ponge, D.; Raabe, D; Kaspar, R. Microstructure and Crystallographic Texture of an Ultrafine Grained C-Mn and their evolution during warm deformation and annealing. *Acta Materialia*, v. 53, p. 845-858, 2005.