

O EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO ULTRAFINO NO ENCRUAMENTO DO AÇO Nb-Ti OBTIDO POR LAMINAÇÃO A MORNO E RECOZIMENTO INTERCRÍTICO ¹

*Élida Gonçalves das Neves²
Dagoberto Brandão Santos³*

Resumo

A obtenção de aços de baixo teor de carbono microligados pelo processamento termomecânico, visando uma alta resistência mecânica e alta tenacidade a baixas temperaturas, com boas características de ductilidade e soldabilidade, tem sido objetivo da produção industrial desses materiais. Uma vez que a redução do tamanho de grão ferrítico é o único mecanismo capaz de aumentar a resistência mecânica e manter uma boa tenacidade, a produção de aços de grão ferrítico ultrafino se torna importante. Por outro lado, o comportamento desses materiais de granulação ultrafina quando deformados plasticamente tem-se mostrado bastante interessante. Por exemplo, o alongamento uniforme aumenta com a redução do tamanho de grão ferrítico ao mesmo tempo em que se reduz o limite de escoamento e aumenta-se o limite de resistência mecânica. Assim, o objetivo deste trabalho foi estudar o comportamento durante o encruamento em um aço microligado baixo carbono (0,11% C, 1,41% Mn, 0,028%Nb e 0,012%Ti) de grão ferrítico ultrafino, obtido através de tratamentos térmicos de têmpera, laminação a morno e recozimento intercrítico. A evolução do tamanho de grão ferrítico do aço recozido a 700 e 800°C, após o tratamento térmico e mecânico, foi verificada por metalografia quantitativa. Para se avaliar o comportamento mecânico foram realizados os testes de microdureza Vickers e ensaios de tração, concomitantemente com a modelagem da curva de fluxo. Os valores de tamanho de grão ferrítico variaram até 29% entre o primeiro e último tempo de recozimento. A resistência mecânica e a dureza obtida após o tratamento térmico e mecânico mostraram um acréscimo de 15% quando comparados com o aço em condição inicial. O coeficiente de encruamento também sofreu variações durante o processamento; sendo que a análise de Jaoul-Crussard mostrou aumento de 10% no valor desse para o grão ultrafino.

Palavras-chave: Grão ultrafino; Recozimento intercrítico; Laminação a morno; Coeficiente de encruamento; Curva de fluxo.

¹ 60° Congresso Anual da ABM – Belo Horizonte – MG – 25-28 de Julho de 2005

² Aluna de graduação em Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG

³ Sócio da ABM - Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais EE.UFMG

1 INTRODUÇÃO

Um dos principais objetivos no desenvolvimento de aços de baixo teor de carbono tem sido o refinamento de grão ferrítico, uma vez que o tamanho de grão ferrítico reduzido confere ao aço alta resistência mecânica, alta tenacidade, baixa temperatura de transição e boa soldabilidade [1,2].

Normalmente, os aços com baixo teor de carbono e alto manganês apresentam boa soldabilidade, enquanto a adição de elementos microligantes como Nb e Ti mostram uma tendência a se precipitarem durante o processamento termomecânico, os quais proporcionam a possibilidade de um melhor controle da microestrutura austenítica e ferrítica [2].

O processamento industrial desses aços tem sido realizado através da laminação controlada, seguindo-se o resfriamento acelerado. A precipitação de carbonetos e nitretos inibem o crescimento de grãos recristalizados de austenita em altas temperaturas de deformação a quente, enquanto que em temperaturas mais baixas e de acabamento, estes precipitados inibem a sua recristalização levando ao refinamento do grão ferrítico[2].

Estes aços são empregados na indústria automobilística, na fabricação de dutos de grande diâmetro para transporte de gás e óleo, na fabricação de navios e plataformas de exploração de petróleo[1-4]. Contudo, o processamento industrial desses aços confere um tamanho de grão ferrítico mínimo da ordem de 5 μm .

Existem várias rotas de processamento para se obter uma estrutura ferrítica de grão ultrafino, em torno de 1 μm , e várias qualidades de aço podem ser processadas e trabalhadas a fim de se obter essa microestrutura refinada[5-13]. Entretanto, uma nova forma de se obter esse refinamento é a utilização da recristalização dinâmica da ferrita durante a laminação a morno [7,9]. A microestrutura ultrafina também pode ser produzida em aços submetidos a tratamentos térmicos, quando combinados com o trabalho a morno e recozimento intercrítico [5,6,11,12].

A laminação intercrítica ou laminação a morno de aços baixo carbono e microligados têm sido efetivada a temperaturas em que um material deformado compõem-se de ferrita ou de uma mistura de ferrita e austenita. A adição de um recozimento intercrítico ao processamento térmico e mecânico altera a situação da subestrutura remanescente da deformação na região bifásica e promove uma melhoria na ductilidade do material[11].

Assim, o foco do presente trabalho foi a obtenção de uma matriz ferrítica de granulação ultrafina em aço Nb-Ti e, a partir dela, estudar as curvas de fluxo no sentido de interpretar o efeito do refinamento de grão ferrítico sobre o encruamento do aço. A avaliação quantitativa dos efeitos do refinamento da ferrita sobre as propriedades mecânicas de aços baixo teor de carbono, expressa através das curvas tensão-deformação, foi realizada empregando-se diversas equações que descrevem o encruamento de metais e ligas.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A composição química do aço investigado é dada na Tabela 1.

Inicialmente, as amostras com dimensões de 16 x 40 x 50 mm foram austenitizadas a 900°C em um forno tipo mufla e temperadas em salmoura e gelo com uma taxa de resfriamento de aproximadamente 300°C/s. Após o tratamento térmico, fez-se a caracterização metalográfica, medição da microdureza Vickers e do

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

Elemento	C	Mn	Si	Al	P	S	Nb	Ti
Teor	0,11	1,41	0,29	0,022	0,025	0,008	0,028	0,012

tamanho de grão austenítico prévio através do método de intercepto linear. Para isso as amostras foram atacadas com reativo de ácido pícrico e detergente. Após a têmpera, realizou-se o aquecimento das amostras por um período de 30 min à 740°C, para laminá-las em um laminador de laboratório a temperatura de 700°C, envolvendo três passes de 20% de redução de espessura cada. O controle de temperatura foi feito acompanhado por um termopar do tipo K, chromel-alumel, inserido na amostra. A determinação das temperaturas críticas de transformação de fases desse aço foram obtidas de trabalho anterior[14].

Após o último passe, as amostras foram resfriadas ao ar. O recozimento intercrítico seguinte consistiu em submeter as amostras laminadas a morno a tempos variados em um forno tipo mufla a temperaturas constantes de 700 e 800°C e, posteriormente, resfriamento ao ar. Todo o processamento está esquematizado na Figura 1.

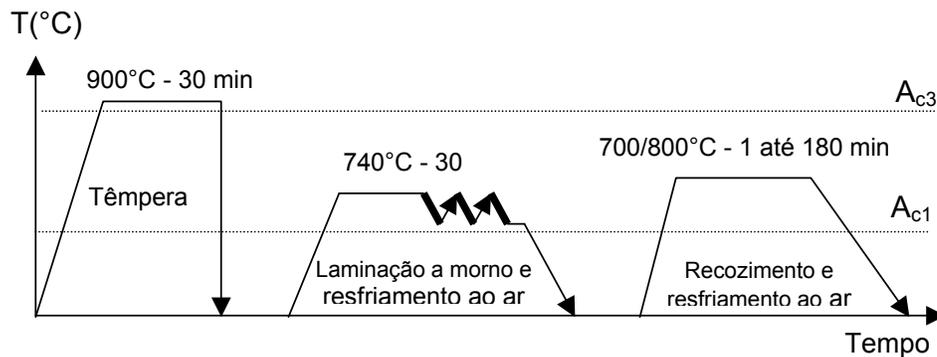


Figura 1. Esquema de processamento térmico e mecânico aplicado ao material investigado.

O tamanho de grão ferrítico, em função de suas dimensões reduzidas, foi medido no analisador de imagens através da medição da área de cada grão. Foram medidos no mínimo duzentos grãos por amostra. A raiz quadrada desse valor médio corresponde ao tamanho de grão ferrítico. Os resultados foram processados em uma planilha estatística, que permitiu calcular a média, o desvio padrão e o erro relativo para um nível de confiança de 95%. O método de cálculo corresponde àquele estabelecido nas normas ASTM E1122 e E562-83 (ASTM, 1983). A microestrutura das amostras, após recozimento, foi caracterizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Para esses exames usou-se o ataque com reativo nital 2% e o reativo de Le Pera [11]. Através da microscopia óptica foi avaliada a quantidade percentual dos constituintes MA (martensita e austenita retida), carbonetos e ferrita.

As medições de microdureza Vickers foram realizadas com carga de 2,94 N (300 gf). As amostras utilizadas para medições de dureza foram as mesmas utilizadas na análise metalográfica.

Para os ensaios de tração foram usinados corpos de prova de tamanho reduzido (diâmetro 4 mm e comprimento útil de 25 mm) segundo a direção de laminação. Estes foram ensaiados em uma máquina Instron 5582 com taxa de deformação igual a $1,2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Foram testados três corpos de prova para cada condição.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Recozimento Intercrítico – Microestrutura

Com o recozimento do material foi possível obter um considerável refinamento da microestrutura, embora houvesse algumas regiões heterogêneas com tamanhos de grãos diferentes. A análise metalográfica mostrou que o recozimento durante tempos mais longos provê a melhor condição para o refinamento do tamanho do grão ferrítico e, principalmente, a homogeneidade da microestrutura.

A recristalização do material deformado a morno é influenciada em menor extensão do que aquela quando o material é laminado a frio, uma vez que ocorre menor quantidade de energia armazenada em função da deformação plástica. Portanto, para se recristalizar o aço laminado a morno são necessárias temperaturas mais altas ou maiores tempos de recozimento[15-18]. Uma vez recristalizado, o aço passa pela etapa de crescimento de grão. Percebe-se que quanto maior foi o tempo de recozimento, maior o tamanho de grão ferrítico obtido. Exemplos da evolução da recristalização e crescimento de grão são observados na Figura 2.

As fotomicrografias apresentadas na Figura 3 referem-se as mesmas amostras da Figura 2 que foram atacadas com o reativo de Le Pera, onde se separa, pela tonalidade clara, o constituinte MA (martensita e austenita retida) dos demais presentes na amostra; o constituinte escuro (basicamente os carbonetos de ferro, Fe_3C) e a ferrita de tonalidade verde. A fração volumétrica encontrada para MA a 700°C aumenta à medida que o tempo de recozimento aumenta. Isso pode ser explicado pela maior homogeneização da austenita, que se enriquece de carbono e manganês levando a um aumento de sua temperabilidade[15,16]; esta se transforma em martensita no resfriamento ao ar subsequente.

Para o recozimento a 800°C o percentual do constituinte MA em geral é baixo. Apesar de uma maior homogeneização da austenita, esta tem tempo suficiente para se transformar em ferrita e carbonetos no resfriamento. O estudo mais detalhado da evolução microestrutural é encontrado nas referências[11,12].

3.2 Propriedades de Tração e Comportamento Durante o Encruamento

As propriedades mecânicas: dureza, tração e ductilidade do aço em função do tempo de recozimento podem ser vistas nas Figuras 4 a 7. Percebe-se que o tempo recozimento tem forte influência sobre essas, uma vez que leva a alterações significativas na microestrutura.

Na Figura 5 estão plotados os dados de microdureza em função da evolução do tamanho de grão ferrítico.

O tamanho de grão ferrítico contribui inversamente com o valor da dureza. Entre o primeiro e o último tempo de recozimento, observou-se um acréscimo de 29% no tamanho de grão ferrítico e uma diminuição de 9% na dureza. O valor da dureza para amostras submetidas a 1 minuto de recozimento a 700°C e 800°C, respectivamente, foram de 199 HV e 205 HV e o tamanho de grão ferrítico é 2,29 e 2,38 μm , enquanto os valores de dureza para 180 min de recozimento nas mesmas

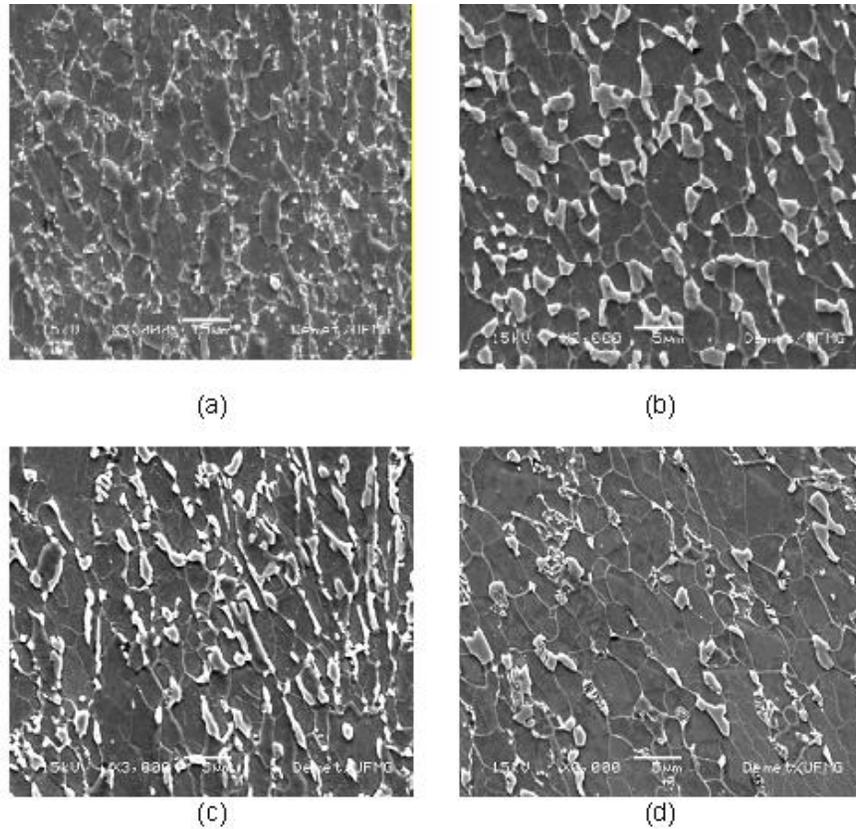


Figura 2. Fotomicrografias obtidas no MEV de amostras submetidas a laminação a morno e recozidas intercriticamente 700°C (a,b) e 800°C(c,d). Tempo de encharque (a,c) 1 min (b,d) 180 min. Ataque nital 2%.

temperaturas foram 199 HV e 187 HV, e está associada ao tamanho de grão ferrítico de 2,69 e 2,83 μm .

A partir das curvas de tensão-deformação obtidas no ensaio de tração, figura 6 (tensão e deformação de engenharia), foi possível obter dados para o cálculo da curvas tensão e deformação verdadeiras. Essas novas curvas foram determinadas entre a deformação de Lüders e o início da estricção. A figura 7 ilustra claramente que o recozimento intercrítico a 700 e 800°C tem um efeito significativo na resistência mecânica e ductilidade (alongamento total) do aço Nb-Ti.

A análise do encruamento de metais e ligas tem sido feita através da equação (1) de Hollomon [19].

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (1)$$

Onde, σ é a tensão verdadeira, ε é a deformação verdadeira, K é uma constante e n é o expoente de encruamento do material[19].

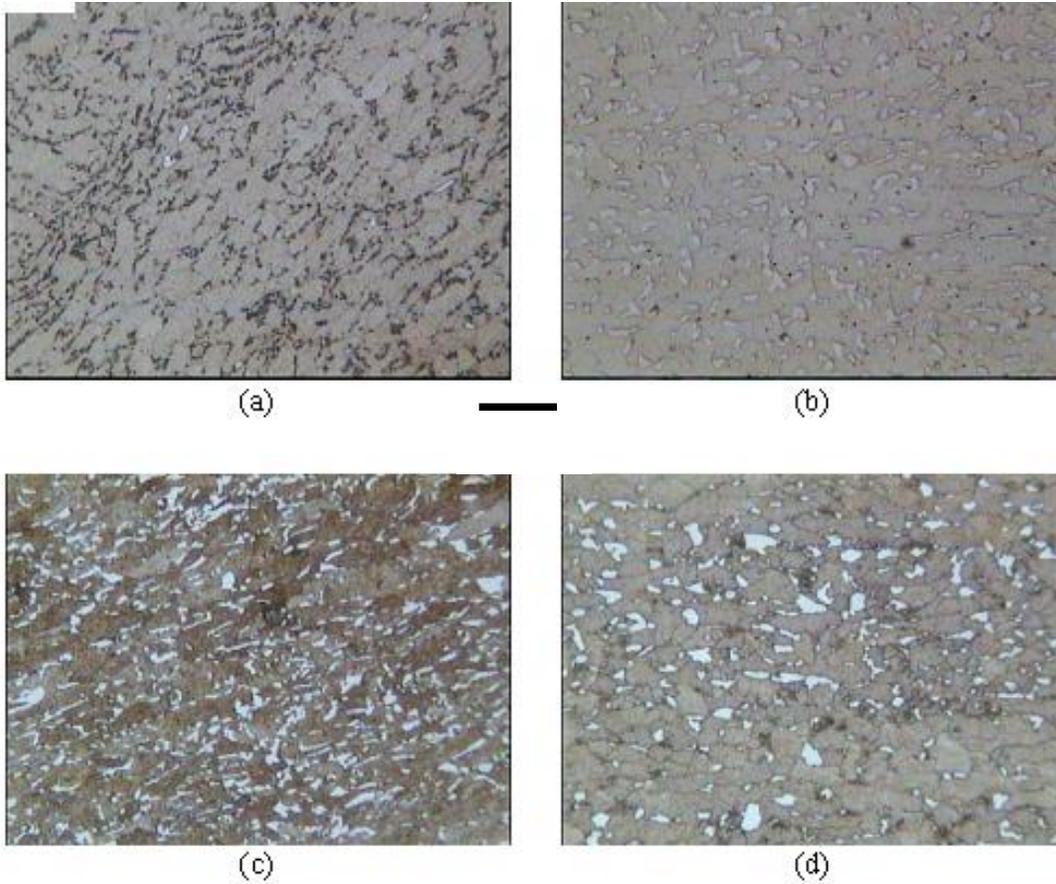


Figura 3. Fotomicrografias ópticas de amostras submetidas a laminação a morno e recozimento a 700°C (a,b) e 800°C (c,d). Tempos de encharque (a,c) 1 min (b,d) 180 min. Ataque com reativo de LePera.

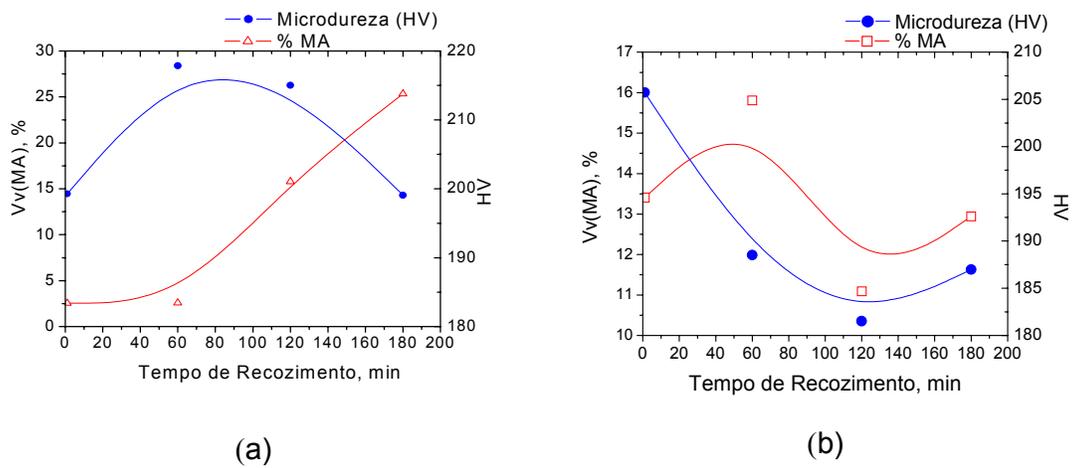
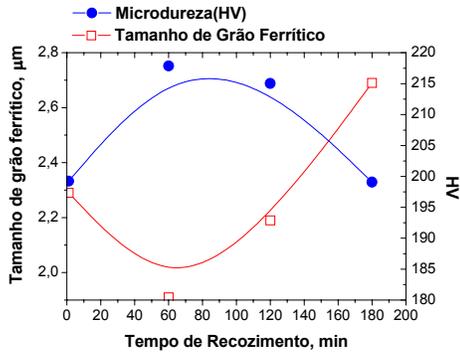
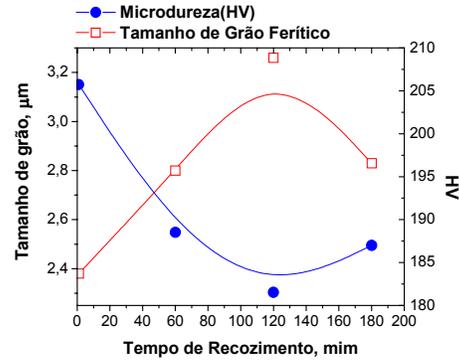


Figura 4. Microdureza e fração volumétrica de MA (a, b) em função do tempo de recozimento a 700 (a,c) e 800°C (b,d).

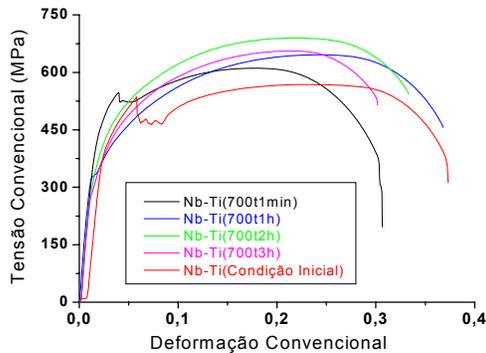


(a)

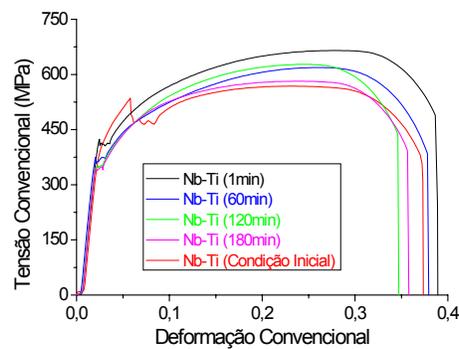


(b)

Figura 5. Tamanho de grão ferrítico (a) e microdureza Vickers em função do tempo de recozimento para as temperaturas de 700 (a) e 800°C (b).

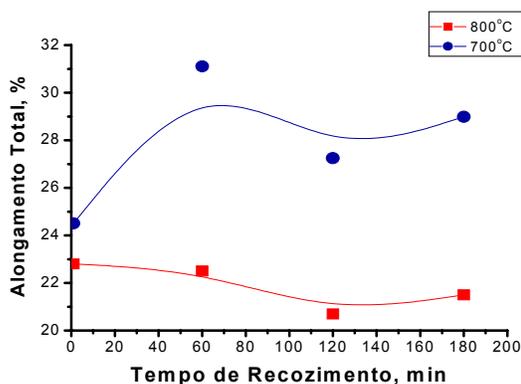


(a)

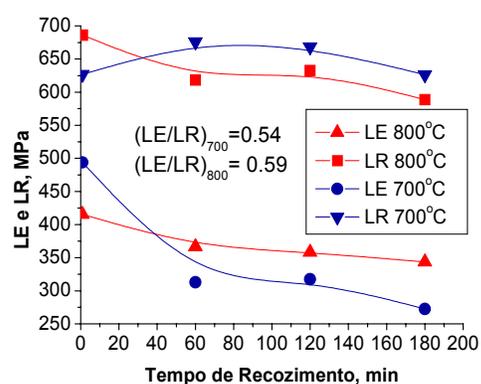


(b)

Figura 6. Curvas dos testes de tração, tensão *versus* deformação de engenharia, das amostras submetidas a diferentes tempos de recozimento a 700°C (a) e 800°C (b).



(a)



(b)

Figura 7. Efeito do tempo de recozimento a 700 e 800°C na (a) ductilidade (alongamento total) e (b) resistência mecânica, LR- limite de resistência mecânica e LE- limite de escoamento do aço Nb-Ti.

A Figura 8 mostra um gráfico de $\ln \sigma$ *versus* $\ln \epsilon$ onde esse método é aplicado. Os dados obtidos são aproximadamente lineares, o que mostra que o valor

de n para a equação (1) pode descrever adequadamente a deformação do aço Nb-Ti de granulação ultrafina, obtendo valores para n que condizem com os descritos na literatura [20]. Nesse caso, são descritos valores de n variando de 0,15 a 0,34, relacionados a microestrutura contendo grãos ferríticos com tamanhos variando entre 1,62 a 51 μm , dependendo da composição química e do tratamento térmico posterior ao processamento[20-21].

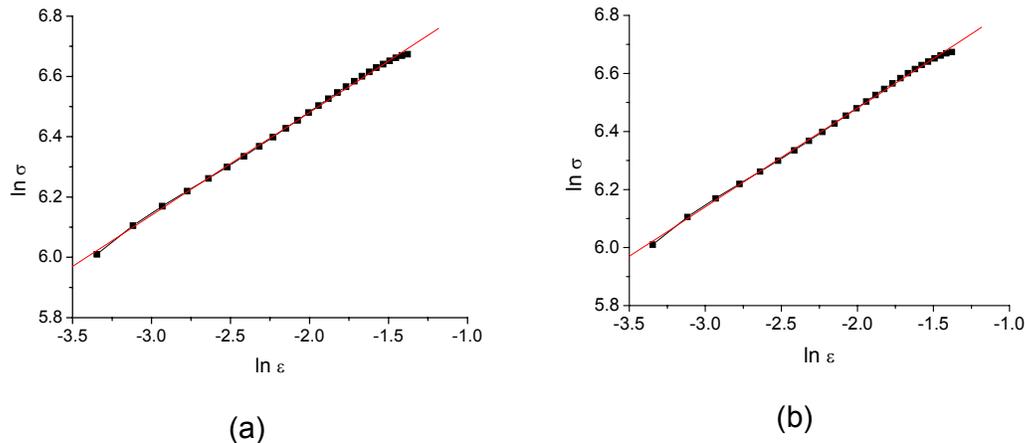


Figura 8. Gráfico de $\ln \sigma$ versus $\ln \epsilon$, baseado na equação de Hollomon para o tempo de recozimento de 60 min a (a) 700°C e a (b) 800°C. A inclinação da curva fornece o valor de n igual a 0,34, para ambas as temperaturas.

Um outro método bastante conveniente para se obter o valor de n é usar a equação de Hollomon associada ao critério de estrição e a análise de Jaoul-Crussard [13,22,23].

$$n = \epsilon_0 \quad \text{quando} \quad \delta\sigma/\delta\epsilon = \sigma \quad (\text{critério de estrição}) \quad (2)$$

$$\sigma = \sigma_0 + K\epsilon^n \quad (\text{Ludwick}) \quad (3)$$

Considerando as equações (2) e (1), a figura 9 ilustra dois exemplos dos cálculos realizados para o coeficiente de encruamento do aço Nb-Ti, enquanto que a Tabela 2 mostra os valores de n obtidos. É confirmado pelos valores de n que o encruamento do aço depois de tratamento termomecânico é maior em relação à condição industrial, e estes valores estão de acordo com os encontrados na literatura [13,22,23].

Aplicando a análise de Jaoul-Crussard na equação (3) tem-se um gráfico de $\ln \delta\sigma/\delta\epsilon$ versus $\ln \epsilon$, figura 10a-c. Este gráfico apresenta duas inclinações diferentes para as amostras recozidas a 700°C, e três inclinações para as amostra recozidas a 800°C. Baseando-se em trabalhos[13,21-24] com foco similar de pesquisa, cada inclinação poderia ser interpretada como etapas do encruamento, o que evidenciaria a influência da ferrita e dos constituintes MA e carbonetos. No primeiro estágio ocorre a deformação plástica da matriz ferrítica, mas os demais constituintes permaneceriam com deformação elástica; em um segundo estágio começaria a deformação plástica da martensita juntamente com a ferrita, figura 10a,b. No caso do recozimento a 800°C ocorre um terceiro estágio e além disso, no segundo estágio acontece uma inversão do valor de $(n-1)$, isto é, em relação as amostras recozidas a 700°C n diminui, voltando a aumentar no terceiro estágio. A principal diferença com

relação a constituição microestrutural entre as duas condições é a diferença entre as frações volumétricas de MA e carbonetos, ou seja quando a fração de carbonetos é maior, inclusive com formação de perlita, figura 2d, aparecem os três estágios. Logo, tanto os carbonetos quanto o MA interagem na deformação plástica do material[23].

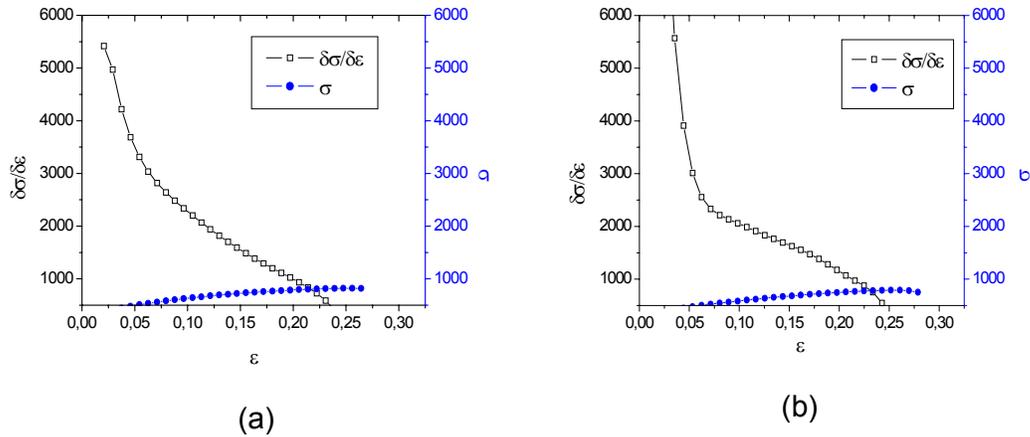


Figura 9. Gráfico de $\delta\sigma/\delta\epsilon$ e σ versus ϵ , baseado na análise de Jaoul-Crussard e no critério de estricção para o tempo de recozimento durante 60 min a 700°C(a) e a 800°C (b).

A análise de Jaoul-Crussard também pode ser aplicada na equação (4) de Swift:

$$\epsilon = \epsilon_0 + K\sigma^m \quad (4)$$

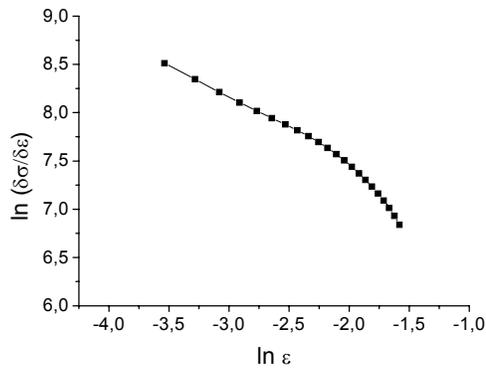
Onde m é o expoente de encruamento do aço, ϵ_0 e K são constantes do material.

A diferenciação da forma logarítmica da equação 4 com relação a ϵ fornece um gráfico de $\ln(\delta\sigma/\delta\epsilon)$ versus $\ln\sigma$, Figura 10 b,d, cuja a análise é semelhante a anterior.

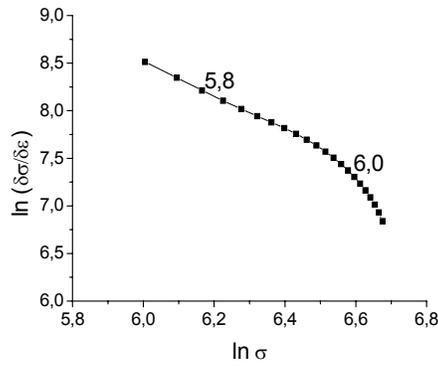
$$\ln(\delta\sigma/\delta\epsilon) = (1-m) \ln\sigma - \ln(Km) \quad (5)$$

Tabela 2. Valores n obtidos através do gráfico $\delta\sigma/\delta\epsilon$ e σ versus ϵ .

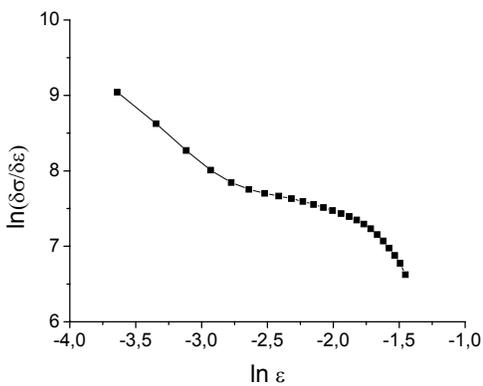
Tempo de recozimento intercrítico, min	Valores de n obtidos	
	800 °C	700°C
1	0,24	0,16
60	0.23	0,22
120	0.22	0,20
180	0.21	0,19
Condição Inicial	0,21	



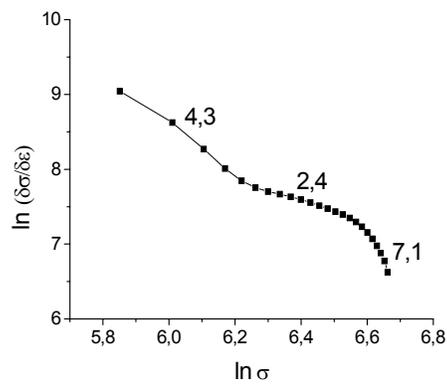
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 10. Gráficos da análise de Jaoul-Crussard sobre (a e c) a equação de (Ludwick) e equação de Swift (b e d) para o tempo de recozimento de 60 min a 700°C e 800°C.

Assim, m pode ser obtido a partir da inclinação, $(1-m)$, da curva $\ln(\delta\sigma/\delta\epsilon)$ versus $\ln\sigma$.

Tais curvas são descritas na Figura 10b-d.

Um alto valor de m estaria associado ao refino do grão ferrítico e ao fato de a ferrita estar circundada de forma homogênea por ilhas de MA, o que limita a área a ser deformada plasticamente[13,22].

3 CONCLUSÕES

O tamanho de grão ferrítico médio observado situou-se entre 2,29 e 2,83 μm , para o menor e maior tempo de recozimento, respectivamente, atingindo-se assim um nível máximo de refinamento de 60%, visto que partiu-se de 5,8 μm de tamanho de grão austenítico.

Os valores de microdureza variaram em torno de 200 HV, demonstrando sensibilidade às frações de constituinte MA, ferrita e principalmente da mistura ferrita, MA. O tamanho de grão ferrítico demonstrou exercer uma forte influência sobre as propriedades mecânicas. O constituinte MA por sua vez influenciou no limite de escoamento e resistência mecânica levando a uma baixa razão elástica, com valor médio de 0,54 para amostras recozidas a 700°C e 0,59 para amostras

recozidas a 800°C. No entanto, o menor tamanho de grão ultrafino levou a uma alta resistência mecânica, mantendo-se uma boa ductilidade; isto quando se compara com a condição do material no estado de fornecimento.

A têmpera a 900°C favoreceu a formação da microestrutura homogênea, fornecendo um aço com alta capacidade de encruamento, sem diminuir significativamente a sua ductilidade. Avaliando estes resultados, na Figura 5 é possível projetar uma liga com a resistência à tração mais alta, perto de 700 MPa para 1 min de recozimento ou um valor mais baixo para 180 min de recozimento, 600MPa.

O cálculo do coeficiente de encruamento se mostrou bastante sensível à metodologia utilizada, alcançando valores para n situando-se em torno de 0,32 para equação de Hollomon e em torno de 0,23 para a abordagem de Jaoul-Crussard. Existem pelo menos dois mecanismos operantes durante a deformação plástica do aço de granulação ultrafina obtido nesse trabalho. Para amostras a 700°C o primeiro consiste na deformação intensa da ferrita e posteriormente a deformação do constituinte MA. Para amostras recozidas a 800°C, ocorre o aparecimento de um estágio intermediário envolvendo, possivelmente, a interação da deformação plástica com os carbonetos, através do ancoramento de discordâncias.

4 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 GALIBOIS, A. KRISHNADEV, M. DUBÉ, A. Control of Grain Size And Substructure in Plain Carbon and High Strength Low Alloy Steel - The Problem and the Prospect. **Metallurgical Transactions A**, v. 10A, p. 985-995, August, 1979.
- 2 TANAKA, T. Four Stages of Thermomechanical Processing In HSLA Steel, In: PROC. INT. CONF. ON HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEELS. AIME / Australasian Inst. of Metals, Wollongong, Australia, Aug. 1984, p. 6-16.
- 3 HORVATH, D.C. FEKETE, J.R. Opportunities and challenges for increased usage of advanced strength steels in automotive applications. In: ADVANCED HIGH STRENGTH SHEET STEELS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS. Colorado, USA, June 6-9, 2004. p. 3-10.
- 4 DeARDO A.J. New challenges in the thermomechanical processing of HSLA steels. **Materials Science Forum** 2003; 426-432: 49-56.
- 5 SANTOS, D.B. BARBOSA, R. O Efeito da Laminação a Morno sobre a Microestrutura e Propriedades de um Aço Microligado Submetido a Recozimentos Isotérmicos e Intercríticos. **Metalurgia – ABM**, v. 43, n° 354, p. 279-283, Maio 1987.
- 6 RODRIGUES, P.C.M; BRZUSKEK, R.K. SANTOS, D.B. Microstructure characterization and mechanical properties of ultrafine grained ferrite warm rolling C-Mn steel. In: INT. SYMP. ON ULTRAFINE GRAINED STEELS, ISUGS, September, 2001, Fukuoka, Japan. p. 138-141.
- 7 HAYASHI, T. SAITO, M. TSUZAKI, K. NAGAI, K. Formation of Equiaxed Fine Ferrite Grain Structures Through Warm Forging of Carbon Martensite. In: THE FOURTH INTERNATIONAL CONFERENCE ON RECRYSTALLIZATION AND RELATED PHENOMENA. The Japan Institute of Metals, 1999, p. 333-338.
- 8 TAKAKI, S., KAWASAKI, K., KIMURA, Y. Mechanical Properties of Ultra Fine Grained Steels. In: PROC. THERMEC – INTERNATIONAL CONFERENCE ON

PROCESSING & MANUFACTURING OF ADVANCED MATERIALS. December 4-8, 2000, Elsevier – CD-Rom.

- 9 ADACHI, Y. HINOTANI, S. Ultrarefinement of Ferrite Grains in Low Carbon Steels by Modified Ausforming in Largely Supercooled Austenite Field. In: PROC. THERMEC – INTERNATIONAL CONFERENCE ON PROCESSING & MANUFACTURING OF ADVANCED MATERIALS. December 4-8, 2000, Elsevier – CD-Rom
- 10 PRIESTNER, R., IBRAHEEM, A.K. Ultra-fine Grained Ferrite Steel. In: 39TH ANNUAL CONFERENCE OF METALLURGISTS OF CIM. August 20-23, 2000, Ottawa, Ontario, Canada, p. 351-364
- 11 SANTOS, D.B. BRUZUSZEK, R. K. RODRIGUES, P.C.M. PERELOMA, E.V. Formation of ultra-fine ferrite microstructure in warm rolled and annealed C-Mn steel. **Materials Science and Engineering A**, p. 189-195, 2003.
- 12 SANTOS, D.B. AZEVEDO, G. Mechanical behavior of an ultrafine grained Nb-Ti microalloyed steel produced by warm rolling and intercritical annealing. In: CONF. PROC. GEELONG, Victoria, Austrália, 2003. p. 1-6.
- 13 PARK, K.T. HAN, S.Y. AHN, B.D. SHIN, D.H. LEE, Y.K. UM, K.K. Ultrafine grained dual-phase steel fabricated by equal channel angular pressing and subsequent intercritical annealing. **Scripta Materialia**. v. 51, p.909-913, 2004.
- 14 SANTOS, D.B. BARBOSA, R. The Determination of the Critical Temperatures of Recrystallization and Austenite Transformation During Hot Rolling of Microalloyed Steels. In: RECRYSTALLIZATION '90. TMS. Ed. T. Chandra, 1990, p. 399-404.
- 15 YANG, D.Z. BROWN, E. L. MATLOCK, D.K. KRAUSS, G. Ferrite Recrystallization and Austenite Formation in Cold-Rolled Intercritically Annealed Steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 16 A, p. 1385-1392, August 1985.
- 16 GARCIA, C.I. DeARDO, A.J. Formation of Austenite in 1.5 Pct Mn Steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 12 A, March 1981, p. 512-530.
- 17 HAWKINS, D.N. SHUTTLEWORTH, A. A. The Effect of Warm Rolling on the Structure and Properties of Low-Carbon Steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON WARM WORKING. Sunderland, September 11 – 12, 1978, p. 333-345.
- 18 PERRY, A.C. THOMPSON, S.W. SPEER, J.G. Physical Metallurgy of Ferritic Hot Rolled Low Carbon Steel. **Iron & Steel Maker**. Baltimore, October 1999, p. 47-57.
- 19 DIETER, G.E. **Mechanical Metallurgy**. McGraw-Hill, 2nd Ed. 1976. Chap. 9. p. 329-374.
- 20 SUN, Z.Q. YANG, W.Y. QI, J.J. HU, A.M. Deformation Enhanced Transformation and Dynamic Recrystallization of Ferrite in a Low Carbon Steel During Multipass Hot Deformation. **Materials Science & Engineering A**, October 2000, p.201-206.
- 21 MORRISON, W.B. The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel. **Transactions of the ASM**, v. 59, p. 824-846, 1966.
- 22 JIANG, Z. GUAN, Z. LIAN, J. Effects of microstructural variables on the deformation behavior of dual-phase steel. **Materials Science and Engineering A**, v.190, p. 55-64, 1995.
- 23 RAMOS, L.F. MATLOCK, D.K. KRAUSS, G. On the behavior of Dual-Phase Steels. **Metallurgical Transactions A**, v.10A, February, p.259-261, 1979.
- 24 NAGAI, K. Ultrafine-grained ferrite with dispersed cementite particles. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 117, p. 329-332, 2001.

THE ULTRAFINE GRAIN SIZE EFFECT ON THE STRAIN HARDENING OF A Nb-Ti STEEL PROCESSED BY WARM ROLLING AND INTERCRITICAL ANNEALING

*Élida Gonçalves das Neves²
Dagoberto Brandão Santos³*

Abstract

The ferritic grain refinement is a powerful mechanism to improve mechanical properties of low carbon steels providing steels with high strength toughness at low temperatures and good weldability characteristics. The grain size refining is the unique mechanism capable of to increased both mechanical strength and toughness. In this way the refining of ferritic grain is a very attractive processing. The steel with an ultrafine ferritic grain structure shows the better relationship between mechanical strength, ductility and toughness, while the low carbon content enhance good welding characteristics. The objective of this work was to investigate the behavior of work hardening of a microalloyed low carbon-manganese (0,11% C, 1,41% Mn, 0,028%Nb e 0,012%Ti) steel with ultrafine ferritic grain structure produced through thermal treatment, warm rolling and intercritical annealing. After quenching in ice brine, steel samples were submitted to warm rolling at 700°C, with three pass of 0.23 true strain thickness reduction and air cooled. The following intercritical annealing treatment was done at 800°C for soaking times from 1 up to 180 minutes. The mechanical behavior of the steel was estimated using tensile and hardness tests. The mechanical strength and hardness obtained after all processing have shown a 15% increasing when compared with results from the steel in as hot rolling industry condition. The effects of the mechanical and thermal processing on the work hardening of the steel were evaluated by Hollomon and Jaoul-Crussard approach. The ultrafine ferrite grained steel shown a high work hardening exponent around 0.23 and an excellent ductility (total elongation), i.e., better than industrial steel condition.

Key-words: Warm rolling; Ultrafine grain; Work hardening coefficient; Elongation.

¹ 60° Congresso Anual da ABM – Belo Horizonte – MG – 25-28 de Julho de 2005

² Aluna de graduação em Engenharia Metalúrgica do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG

³ Sócio da ABM - Professor Adjunto do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais EE.UFMG