

EFEITO DO GRÃO ULTRAFINO NO COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO Nb-Ti DE LAMINADO A MORNO

Dayanna Moreira Duarte ¹Erick Ribeiro de Faria ²Érica Aparecida Silva Ribeiro ³Oscar Balancin ⁴Dagoberto Brandão Santos ⁵

Resumo

Quando deformados plasticamente, os aços baixo carbono microligados apresentam um interessante comportamento. O alongamento uniforme, por exemplo, aumenta com a redução do tamanho de grão ferrítico, enquanto se reduz a razão elástica. O objetivo deste trabalho é acompanhar a evolução microestrutural ao longo do processamento térmico e mecânico para interpretar o desempenho mecânico de um aço microligado baixo carbono (0,11C-1,41Mn-0,028-Nb-0,012Ti) de grão ferrítico ultrafino, obtido por meio de tratamentos térmicos de têmpera, laminação a morno e recozimentos intercrítico e subcrítico. Para isso, verifica-se a evolução do tamanho de grão ferrítico e avalia-se o comportamento mecânico por meio de testes de tração e impacto. A resistência mecânica do aço recozido a 550°C mostra um acréscimo de 25%, comparada com o aço na condição de fornecimento. Para o aço recozido a 800°C, há aumento na resistência mecânica e na energia absorvida no ensaio de impacto.

Palavras-chave: Grão ultrafino; Recozimento intercrítico; Laminação a morno; Cementita.

THE ULTRAFINE GRAIN SIZE EFFECT ON MECHANICAL BEHAVIOR OF A Nb-Ti STEEL PROCESSED BY WARM ROLLING

Abstract

The grain size refining is the unique mechanism capable of to increase both mechanical strength and toughness. In this way the refining of ferritic grain is a very attractive processing. The steel with an ultra-fine ferritic grain structure shows the better relationship between mechanical strength, ductility and toughness, while the low carbon content enhances good welding characteristics. The objective of this work is to investigate the behavior of work hardening of a micro alloyed low carbon-manganese (0.11C-1.41Mn-0.028Nb-0.012Ti) steel with ultra-fine ferritic grain structure produced through thermal treatment, warm rolling, followed by sub and intercritical annealing. After quenching in ice brine, the samples was processed by warm rolling and annealing. The mechanical behavior of the steel was estimated using tensile and impact tests. The mechanical strength obtained after all processing have shown a 15% increasing when compared with results from the steel in as hot rolling industrial condition.

Key words: Ultra-fine grain; Sub critical annealing; Warm rolling; Cementite.

1 INTRODUÇÃO

Um dos principais objetivos no desenvolvimento de aços baixo carbono é o refinamento de grão ferrítico, uma vez que esse mecanismo confere ao aço alta resistência mecânica, alta tenacidade, baixa temperatura de transição e boa soldabi-

lidade.⁽¹⁾ A adição de elementos microligantes, como Nb e Ti, torna possível o processamento termomecânico, o que permite melhor controle da microestrutura austenítica e ferrítica.⁽¹⁾

¹Aluna de graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG. R. Espírito Santo 35, Centro, Cep 30160-030, Belo Horizonte – MG, Brasil. dayanna_md@hotmail.com

²Aluno de graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG. R. Espírito Santo 35, Centro, Cep 30160-030, Belo Horizonte – MG, Brasil. erickfaria@yahoo.com.br

³Aluna de graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG. R. Espírito Santo 35, Centro, Cep 30160-030, Belo Horizonte – MG, Brasil. ericaasr@bol.com.br

⁴Sócio da ABM - Professor Associado do Departamento de Engenharia de Materiais Departamento de Engenharia de Materiais – DEMa, UFSCar. Rodovia Washington Luís (SP-310), km 235, Cep 13565-905, São Carlos – SP, Brasil. balancin@power.ufscar.br

⁵Sócio da ABM - Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG. R. Espírito Santo, 35, Centro, Cep 30160-030, Belo Horizonte – MG, Brasil. dsantos@demet.ufmg.br

O processamento industrial dos aços empregados na indústria automobilística, na fabricação de dutos, navios e plataformas de exploração de petróleo confere um tamanho de grão ferrítico mínimo da ordem de 5 μm .⁽¹⁻³⁾ Existem várias rotas de processamento para se obter uma estrutura ferrítica de grão ultrafino (em torno de 2 μm) e, além disso, várias qualidades de aço podem ser processadas e trabalhadas.⁽⁴⁻¹⁰⁾ A microestrutura ultrafina pode ser produzida em aços submetidos a tratamentos térmicos, quando combinados com o trabalho a morno e recozimento intercrítico.^(11,12)

A laminação intercrítica ou laminação a morno de aços baixo carbono e microligados é efetivada a temperaturas em que um material deformado compõe-se de ferrita ou de uma mistura de ferrita e austenita. A adição de um recozimento intercrítico ao processamento altera a situação da subestrutura remanescente da deformação na região bifásica, o que promove o refino do grão ferrítico e a formação de um segundo constituinte, MA, com melhorias significativas na resistência, ductilidade e capacidade de encruamento do material.⁽¹¹⁾

Trabalhos recentes têm mostrado que a combinação de ferrita com carbonetos dispersos conduz a um aumento de resistência mecânica, mantendo-se ainda uma considerável ductilidade.⁽⁸⁻¹⁰⁾ Assim, o objetivo deste trabalho é obter matriz ferrítica de granulação ultrafina em aço Nb-Ti contendo como segundo constituinte a martensita-austenita, MA, ou cementita. Essa comparação é recentemente relatada na literatura.⁽¹²⁾ No presente trabalho faz-se uma descrição da evolução da microestrutura desse aço e sua correlação com o desempenho mecânico, principalmente a resistência mecânica e tenacidade.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A composição química do aço investigado é dada na Tabela I. Inicialmente, as amostras com dimensões de 16 x 40 x 50 mm foram austenitizadas a 900°C e temperadas em salmoura e gelo. Logo após a têmpera, realizou-se o aquecimento por 30 min a 740°C para laminá-las a 700°C, envolvendo três passes com 20% de redução em espessura cada. Após o último passe, as amostras foram resfriadas ao ar. As temperaturas críticas de transformação de fase desse aço foram obtidas a partir de um trabalho anteriormente publicado.⁽¹¹⁾

Tabela I. 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

O recozimento intercrítico consistiu em aquecer as amostras em tempos variados a 550°C ou 800°C, seguido de resfriamento ao ar. Todo o processamento está esquematizado na Figura 1.⁽¹²⁾ O tamanho de grão ferrítico foi avaliado no analisador de imagens, de acordo com as normas ASTM E112 e E562-83.

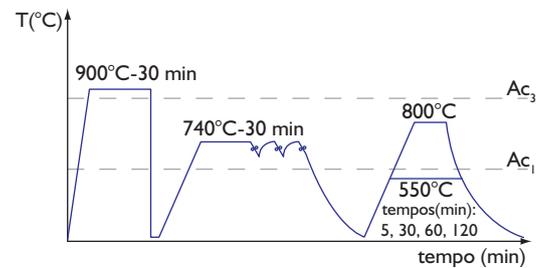


Figura 1. Processamentos térmico e mecânico aplicados ao material investigado.⁽¹²⁾

A microestrutura das amostras foi caracterizada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Os reativos usados para ataque foram Nital 2% e LePera.^(11,12) Por meio de microscopia óptica foi avaliado o percentual dos constituintes MA (martensita e austenita retida), carbonetos e ferrita. Para análise da textura cristalográfica, foi utilizada a microscopia de orientação da imagem (OIM) por EBSD. Após os ciclos térmicos, as amostras foram submetidas a testes de tração a temperatura ambiente a uma taxa de deformação de 10^{-3}s^{-1} . Os corpos de prova sub-tamanho para os testes de impacto Charpy a -20°C foram usinados de acordo com a norma ASTM A-370.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Recozimento Intercrítico e Subcrítico

A Figura 2 (seta) permite identificar a temperatura de recristalização após o trabalho a morno em torno de 550°C. A evolução microestrutural do material em função do tempo de recozimento pode ser acompanhada na Figura 3.

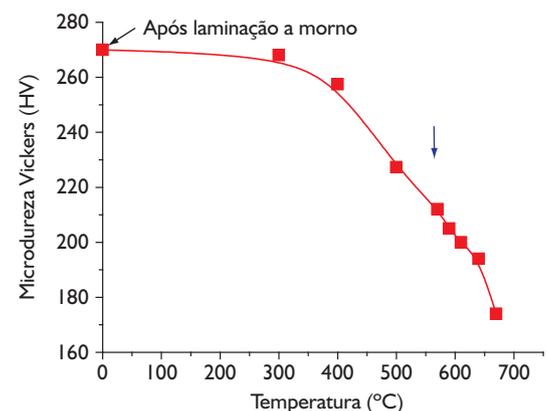


Figura 2. Microdureza Vickers em função da temperatura de recozimento por 1.800 s para amostras laminadas a morno e aquecidas em diferentes temperaturas.

Para o material que foi laminado a morno, com uma deformação real máxima de 0,67, a quantidade de energia acumulada durante o encruamento foi insuficiente para que, nas temperaturas de 550°C ou 800°C, ocorresse a recristalização completa e homogênea da ferrita.

A parte encruada, onde o acúmulo de energia é mais pronunciado, recristaliza-se primeiro. Assim, para tempos curtos, ocorre uma recristalização não homogênea,⁽¹¹⁻¹³⁾ (Figuras 3a e 3c).

Para o recozimento a 550°C, tem-se o revenimento do constituinte MA, resultante ainda da laminação a morno intercristica (Figura 3a), transformando-se em ferrita e cementita. Essa cementita coalesce com o aumento do tempo e se concentra nos contornos de grãos ferríticos (Figura 3b). À medida que o tempo de recozimento aumenta, a recristalização ocorre em maior intensidade e de forma mais homogênea, para, posteriormente, ocorrer o crescimento de grão (Figuras 3c e 3d).

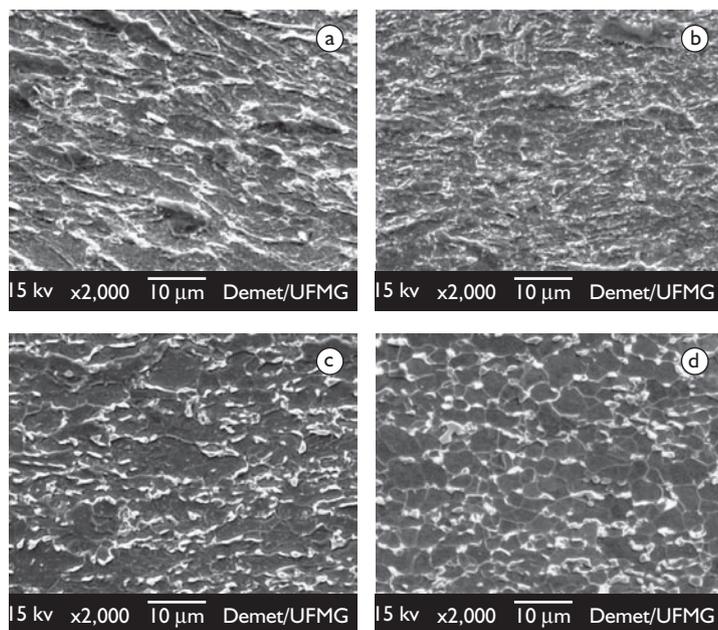


Figura 3. Amostras recozidas durante 5 min e 120 min a a,b) 550°C e c,d) 800°C. Ataque com Nital 2%. Análise por MEV. Matriz ferrítica com ilhas do constituinte MA. Detalhes dos subgrãos de ferrita em c).

As micrografias apresentadas na Figura 4 referem-se às mesmas amostras da Figura 3, atacadas com o reativo LePera, onde se separa, pela tonalidade clara, o constituinte MA dos demais. O constituinte escuro é formado por aglomerados de Fe_3C , enquanto a ferrita aparece na tonalidade cinza. A fração volumétrica de MA a 800°C aumenta à medida que o tempo de recozimento aumenta, e essa é responsável pelo menor limite de escoamento como é descrito adiante. Isso pode ser explicado pela maior homogeneização da austenita, que se enriquece de carbono e manganês levando a um aumento de sua temperabilidade.⁽¹³⁾ Esta se transforma em MA no resfriamento subsequente ao ar. Contudo, após o recozimento a 800°C o percentual do constituinte MA em geral é baixo, pois apesar de haver uma maior homogeneização da austenita, esta tem tempo suficiente para se transformar em ferrita e carbonetos no resfriamento (Figura 3d).

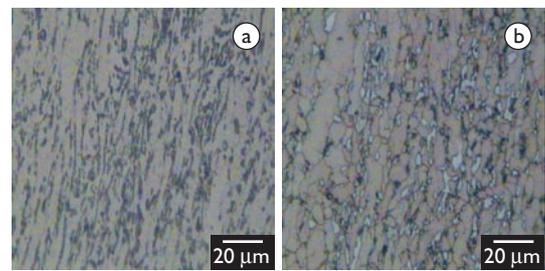


Figura 4. Micrografias ópticas de amostras laminadas a morno e recozidas a a) 550°C e b) 800°C. Tempo de encharque de 120 min. Ataque com reativo LePera.

3.2 Microtexturas Cristalográficas Obtidas Durante Deformação a Morno e Recozimento subsequente

Para a análise de microtextura, foram usadas três amostras nas condições seguintes: resfriamento ao ar após laminação a morno, recozida a 550°C por 5 min e 800°C por 1 min. Os resultados foram obtidos pela técnica de EBSD (Figuras 5 e 6).

A Figura 5 revela grãos maiores alongados após recuperação estática da ferrita, grãos bem menores recristalizados e a presença de um segundo constituinte. Para a temperatura de 550°C, o constituinte é a cementita; para o recozimento a 800°C, é o MA.^(11,12) Por sua vez, a Figura 6 confirma a formação da subestrutura no material deformado e recozido por curtos períodos.

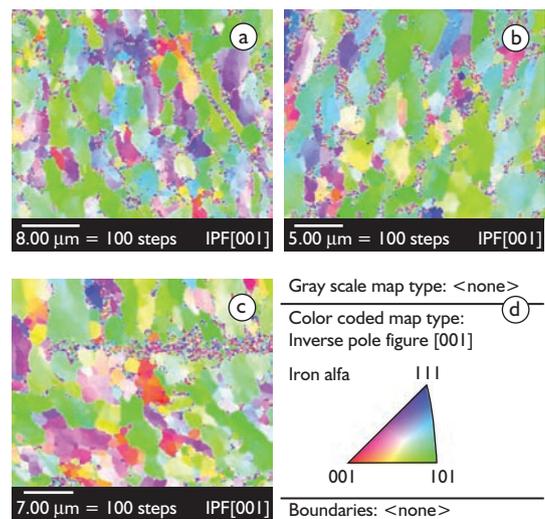


Figura 5. Mapas de orientação dos grãos para o aço após: a) laminação a morno e resfriamento ao ar ($\epsilon = 0,66$); b) recozimento a 550°C por 5 min; c) a 800°C por 1 min; e d) triângulo respectivo com código de cores definindo a orientação de cada grão. Seção correspondente à espessura da chapa. Os grãos menores correspondem ao segundo constituinte, MA ou Fe_3C .

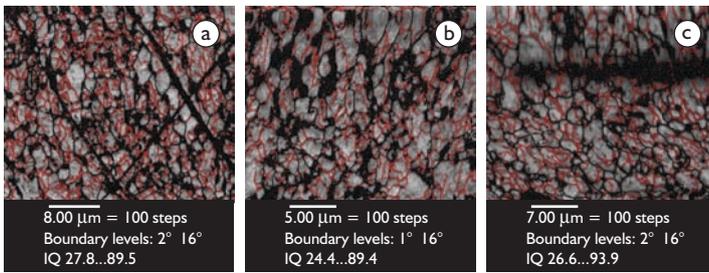


Figura 6. Mapas de relação de orientação obtidos por OIM para: a) o aço após a laminação a morno; b) recozimento a 550°C por 5 min; e c) recozimento a 800°C por 1 min. Os contornos de cor vermelha correspondem à orientação entre 1° e 15°; em preto, a orientação maior que 15°. Verifica-se que grande parte da estrutura apresenta contornos de baixo ângulo em todas as condições de processamento.

3.3 Comportamento Mecânico

Na Figura 7, são descritos o tamanho de grão ferrítico e a energia absorvida no ensaio de impacto Charpy em função do tempo de recozimento.

As propriedades de tração em função do tempo de recozimento estão plotadas na Figura 8. Para o recozimento a 550°C, a resistência mecânica e tenacidade diminuem com o tempo. Isso se deve à recuperação e recristalização da ferrita e ao coalescimento dos carbonetos, reduzindo a sua eficiência no ancoramento no movimento das deslocamentos.^(8,9,13) Para o recozimento a 800°C, ocorre também redução da resistência mecânica, porém com aumento da ductilidade (Figura 8b), e, conseqüentemente, da tenacidade.

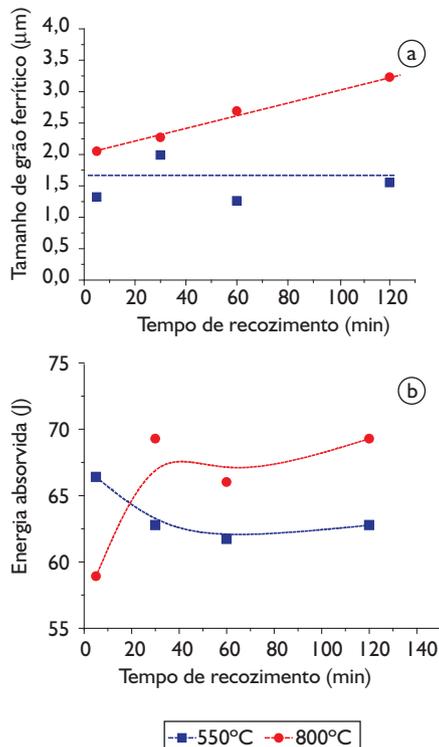


Figura 7. Variação do tamanho de grão ferrítico e energia absorvida no ensaio de impacto Charpy em função do tempo de recozimento para 550°C ou 800°C.

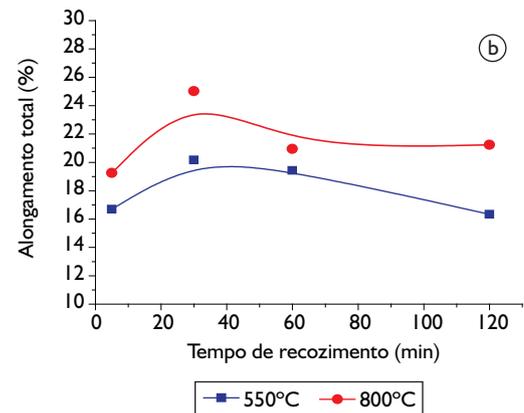
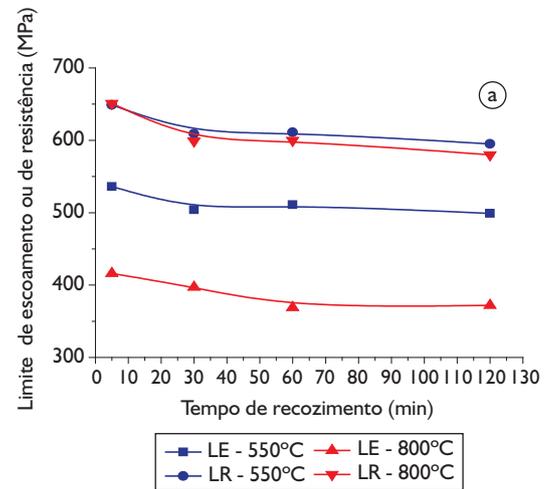


Figura 8. Variação das propriedades mecânicas em função do tempo de recozimento para as temperaturas de 550°C e 800°C.

As amostras, de um modo geral, apresentaram um aspecto dúctil (Figura 9). Nas fotos com maior ampliação, podem-se observar partículas de cementita no interior das microcavidades, que, por sua vez, nuclearam-se em torno destas. Um dos aspectos observados na Figura 9 é a presença de delaminações na superfície das fraturas.

De acordo com Song, Ponge e Raabe,⁽⁹⁾ o fenômeno da delaminação não tem influência direta na velocidade de propagação da trinca durante o processo de fratura dúctil do corpo de prova. Entretanto, a presença de delaminações leva a uma redução na temperatura de transição dúctil-frágil em amostras Charpy de aços de granulação ultrafina devido a um decréscimo na triaxialidade do estado de tensões.^(9,15) A delaminação em corpos de prova Charpy tem sido relatada por vários pesquisadores.^(9,10,15) A quantidade de delaminações tende a aumentar com a redução do tamanho de grão e com o abaixamento da temperatura de teste.

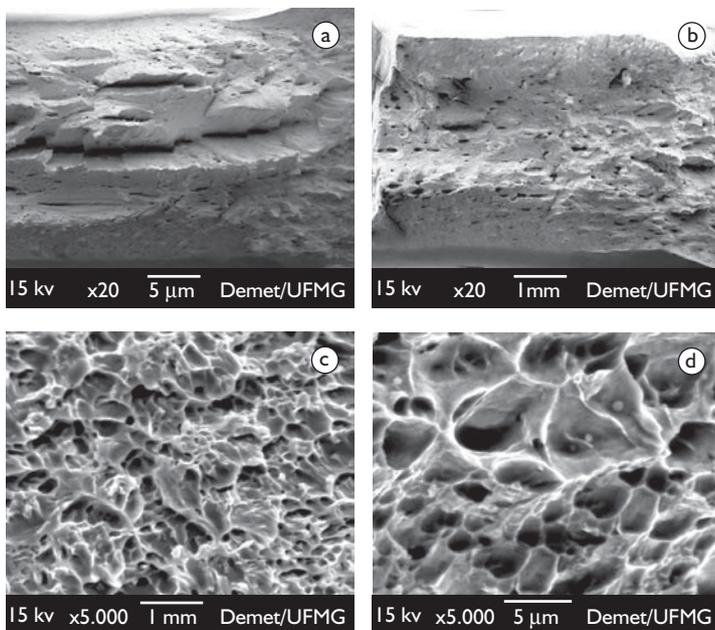


Figura 9. Fractografias obtidas no MEV ilustrando as superfícies da fratura dos corpos-de-prova Charpy de amostras recozidas durante a,c) 7.200 s a 550°C e b,d) a 800°C.

Superfícies contendo sulcos, como as observadas na Figura 9, são decorrentes de delaminações e sugerem algum tipo de decoesão entre contornos de grãos alongados. Contornos de grão de alto ângulo podem favorecer a propagação de trincas, especialmente quando grandes partículas de cementita estão localizadas ao longo desses contornos.^(9,10,15) Além disso, a micro-

estrutura constituída de ferrita e partículas de cementita alinhadas pode facilitar a abertura de trincas na direção transversal da chapa laminada e na direção da laminação ao longo da espessura.

4 CONCLUSÕES

O tamanho médio de grão ferrítico após o recozimento a 550°C e 800°C, situou-se entre 1,3 μm e 3,5 μm, para os tempos de 5 min e 120 min, respectivamente. A subestrutura resultante do processamento térmico e mecânico é responsável pela alta taxa de nucleação da ferrita, que possibilita a obtenção da granulação ultrafina. Os resultados obtidos permitem projetar uma liga com a resistência à tração mais alta, próxima de 660 MPa para 5 min de recozimento, ou 600 MPa para 120 min.

O material recozido a 800°C apresenta um melhor balanço resistência-tenacidade, mostrando um notável alongamento e apresentando capacidade de encruamento da ordem de duas vezes superior à apresentada pelo material recozido a 550°C. A microestrutura e a textura cristalográfica fortemente anisotrópicas causaram uma queda na tenacidade, tanto para as amostras recozidas a 550°C quanto a 800°C, i.e., comparativamente ao material original.

REFERÊNCIAS

- 1 TANAKA, T. The four stages of the thermomechanical processing in HSLA steels. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEELS, 1984, Wollongong, Australia. **Proceedings...** Australia: Australasian Institute of Metals, 1984. p. 6-16.
- 2 HORVATH, D.C.; FEKETE, J.R. Opportunities and challenges for increased usage of advanced strength steels in automotive applications. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ADVANCED HIGH STRENGTH SHEET STEELS FOR AUTOMOTIVE APPLICATIONS, 2004, Winter Park, Colorado. Warrendale, PA: AIST, 2004. p. 3-10.
- 3 DeARDO, A.J. New challenges in the thermomechanical processing of HSLA steels. **Materials Science Forum**, v. 426-32, p. 49-56, 2003.
- 4 VALIEV, R.Z.; KORZNIKOV, V.A.; MULYUKOV, R.R. Structure and properties of ultra-fine-grained materials produced by severe plastic deformation. **Materials Science Engineering A**, v. 168, n. 2, p. 141-8, 1993.
- 5 RINTARO, U.; TSUJIB, N.; MINAMINO, Y.; KOIZUMI, Y. Effect of rolling reduction on ultrafine grained structure and mechanical properties of low-carbon steel thermomechanically processed from martensite starting structure. **Science & Technology-Advanced Materials**, v. 5, n. 1-2, p. 153-62, Jan.-Mar. 2004.
- 6 SAITO, Y.; UTSUNOMIYA, H.; TSUJI, N.; SAKAI, T. Novel ultra-high straining process for bulk materials-development of the accumulative roll-bonding (ARB) process. **Acta Materialia**, v. 47, n. 2, p. 579-83, 1999.
- 7 NAGAI, K. Ultrafine-grained ferrite with dispersed cementite particles. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 117, n. 3, p. 329-32, Nov. 2001.
- 8 OHMORI, A.; TORIZUKA, S.; NAGAI, K. Strain-hardening due to dispersed cementite for low carbon ultrafine-grained steels. **ISIJ International**, v. 44, n. 6, p. 1063-70, 2004.
- 9 SONG, R.; PONGE, D.; RAABE, D. Mechanical properties of an ultrafine grained C-Mn steel processed by warm deformation and annealing. **Acta Materialia**, v. 53, n. 18, p. 4881-92, 2005.

- I0 SONG, R.; PONGE, D.; RAABE, D.; KASPAR, R. Microstructure and crystallographic texture of an ultrafine grained C-Mn steel and their evolution during warm deformation and annealing. **Acta Materialia**, v. 53, n. 3, p. 845-58, 2005.
- I1 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**, v. 346, n. 1-2, p. 189-95, 2003.
- I2 SILVA, H.R.; LOURENÇO, G.G.; BRAGA, L.H.R.; RODRIGUES, P.C.M.; SANTOS, D.B. Encruamento e tenacidade do aço Nb-Ti de grão ultrafino. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 62, 2007, Vitória-ES. **Anais...** São Paulo: ABM, 2007. 1 CD-ROM. p. 3351-9.
- I3 HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. UK: Pergamon, 1995.
- I4 HAWKINS, D.N.; SHUTTLEWORTH, A.A. The effect of warm rolling on the structure and properties of low-carbon steel. **Journal of Mechanical Working Technology**, v. 2, n. 4, p. 333-45, Feb. 1979.
- I5 KIMURA, Y.; INOUE, T.; YIN, F.; TSUZAKI, K. Inverse temperature dependence of toughness in ultrafine grain-structure steel. **Science**, v. 320, n. 5879, p. 1057-60, May 2008.

Recebido em: 27/11/2008

Aprovado em: 20/04/2009

Proveniente de: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO – PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS, 45., 2008, Porto de Galinhas, BA. São Paulo: ABM, 2008.