

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UM AÇO C-MN MULTICONSTITUÍDO LAMINADO A FRIO DE ALTA RESISTÊNCIA MECÂNICA¹

Élida Gonçalves das Neves²
Dagoberto B. Santos³
Eric Bartulici⁴
Ronaldo Barbosa³
Elena V. Pereloma⁵

Resumo

Os aços multiconstituídos são aços que possuem a microestrutura formada por uma matriz ferrítica, na qual estão distribuídos constituintes duros, como a martensita, bainita ou martensita-austenita (MA), contendo ainda frações de austenita retida e carbonetos dispersos. Entre esses aços destacam-se os aços TRIP e bifásicos (Dual Phase), este último constituído essencialmente de ferrita e martensita (ou constituinte MA). São aços que aliam elevada resistência com boa ductilidade, cujas principais aplicações são encontradas na indústria automobilística, dada a redução de peso aliada a um ganho de resistência mecânica que estes conferem, além de excelente capacidade de absorção de impacto e conformabilidade. Com intuito de obterem-se diferentes combinações microestruturais, foram simuladas em laboratório ciclagens térmicas diferenciadas. As amostras foram aquecidas até três temperaturas intercríticas (740, 760 e 800°C), resfriadas rapidamente até às duas temperaturas de tratamentos isotérmicos (600 e 500°C), encharcadas durante 300 s e, em seguida, resfriadas de forma acelerada, com taxas variando entre 12 a 30°C/s. A caracterização microestrutural envolveu microscopia óptica, eletrônica de varredura, de transmissão, e a metalografia quantitativa dos constituintes presentes. Essas medidas foram relacionadas com a propriedade dureza Vickers.

Palavras-chave: Recozimento intercrítico; Aços multiconstituídos; Caracterização.

MICROSTRUCTURE CHARACTERIZATION OF THE C-MN MULTIPHASE STEEL OF AN HIGH STRENGTH COLD ROLLED C- MN STEEL WITH COMPLEX PHASE CONSTITUTION

Abstract

The present work deals with simulation of continuous annealing of low carbon manganese steel that was initially cold rolling. Different thermal cycles were simulated in the laboratory in order to create the microstructures with improved mechanical properties. The samples were heated to various annealing temperatures (740, 760 or 780°C), held for 300 s, and then quickly cooled to 600 or 500°C, where they were soaked for another 300 s and then submitted to the accelerated cooling process, with the rates in the range of 12-30°C/s. The microstructure was examined at the end of each processing route. The mechanical behavior evaluation was made by microhardness testing. The microstructural characterization involved optical microscopy (OM), X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM) with electron backscattering diffraction (EBSD) and transmission electron microscopy (TEM). The use of multiple regression analysis allowed the establishment of quantitative relationship between the microstructural parameters, cooling rates and mechanical properties of the steel.

Key words: Intercritical annealing; Complex phase steel; Characterization.

¹ Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

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

⁴ Engenheiro Metalurgista – Gerência da Laminação Primária – Gerdau-Açominas, Ouro Branco – MG

⁵ Senior Lecture - Department of Materials Engineering, Building 26 Monash University, VIC 3800, Australia

INTRODUÇÃO

A crescente necessidade de se produzir materiais com propriedades cada vez mais estreitas tem levado a comunidade de pesquisadores em ciência e engenharia de materiais a desenvolver processos de produção cada vez mais elaborados. Os siderurgistas, por sua vez, têm se preocupado em desenvolver aços que aliem alta resistência, tenacidade e conformabilidade, buscando otimizar o comportamento durante a estampagem.^(1,2) Diante disso, a siderurgia mundial investe na produção de aços de alta resistência, mas que possuam boa ductilidade, o que até então era uma tarefa bastante complexa. Na operação de estampagem, por exemplo, esses novos materiais têm permitido a produção de peças mais finas, garantindo estruturas mais leves e com o mesmo nível de resistência mecânica.⁽¹⁾ O aumento da resistência à corrosão e da vida útil dos componentes automobilísticos através da aplicação de revestimentos de zinco, principalmente, tem também sido foco nesses desenvolvimentos.

Esses aços de alta resistência comparados aos materiais convencionais apresentam a vantagem adicional, uma vez que o seu processamento é similar. Portanto, os custos gerais de fabricação não são aumentados em detrimento de redução de peso dos veículos. Assim, o uso destes aços assegura ganhos de produtividade, melhoria do produto final e menor custo na cadeia produtiva.⁽¹⁻³⁾

Devido à complexidade e diversidade da microestrutura multiconstituída possível de ser produzida, foram simuladas em laboratório ciclagens térmicas diferenciadas para obtenção de diferentes frações volumétricas dos constituintes, visando identificar a influência desses no comportamento mecânico do aço.

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Foi utilizado um aço baixo carbono-manganês industrial, cuja composição química é descrita na Tabela 1. O material foi lingotado em placas e laminado a quente até a espessura de 3,5 mm, sendo bobinado a 600°C, resultando na microestrutura ferrita-perlita alinhada. Após decapagem, foi efetuada a laminação a frio com redução total de 66%, obtendo-se a espessura final de 1,2 mm. Dessa tira foram retiradas amostras em forma de fitas (20 mm largura por 50 mm de comprimento), paralelas à direção de laminação, para a simulação do recozimento contínuo. A determinação da temperatura de recristalização e o comportamento durante os processos de restauração no aquecimento desse aço foram descritos no trabalho de Silva *et al.*⁽⁴⁾ O aço recristaliza a 650°C para 300 s de encharque. A 700°C o aço já se encontra completamente recristalizado.⁽⁴⁾

Para obtenção de várias combinações de constituintes, ciclagens térmicas foram aplicadas, iniciando por três temperaturas de tratamentos intercríticos (740, 760 e 800°C), seguidos de tratamentos isotérmicos em duas temperaturas (600 e 500°C), para cada uma das temperaturas de tratamento intercrítico. Após a transformação isotérmica, o material foi submetido ao resfriamento acelerado. Foi usado um forno radiante com controlador de temperatura e um sistema de resfriamento acelerado a gás hélio, especialmente projetado para esse

objetivo.^[5] Seis diferentes vazões de gás He (Figura 1) foram usadas para aplicar as taxas de resfriamento, buscando uma microestrutura com distintas frações dos constituintes ferrita, martensita, bainita, MA e carbonetos, Fe₃C. Os tempos de tratamentos intercrítico e isotérmico foram fixados em 300 s por etapa. Detalhes do sistema de resfriamento acelerado a He podem ser encontrados na referência.^[5]

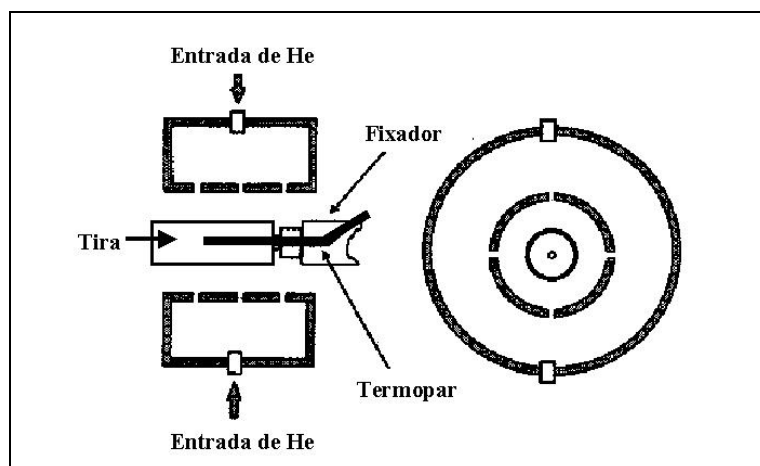


Figura 1. Esquema do sistema adaptado para resfriamento acelerado. O gás He é soprado sobre as amostras pelos orifícios colocados de forma diametralmente oposta.^[5]

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

C	Mn	Si	P	S	Al	N
0,08	1,91	0,04	0,018	0,006	0,035	0,005

A medição do tamanho de grão ferrítico foi realizada com base na norma ASTM E112-96, através da utilização do método do intercepto linear médio, para um aumento de 1000X, realizando-se 40 aplicações da linha de teste por amostra; totalizando no mínimo 200 grãos por amostra. A caracterização microestrutural foi acompanhada por microscopia óptica, eletrônica de varredura, transmissão e ataque químico diferenciado para o constituinte MA.^[6] Após a ciclagem térmica completa, foram realizados testes de microdureza Vickers com carga de 2,94 N (300 gf).

Os perfis térmicos foram acompanhados por um termopar, tipo K, localizado na superfície das fitas e conectado a uma interface A/D instalada em um microcomputador (Figura 1 e 2).

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Para estabelecer o ciclo térmico procurou-se estabelecer uma taxa de resfriamento crescente, variando-se a vazão de gás hélio a partir do cilindro adaptado ao sistema de resfriamento na saída do forno radiante. A Figura 2 ilustra um exemplo desses ciclos térmicos.

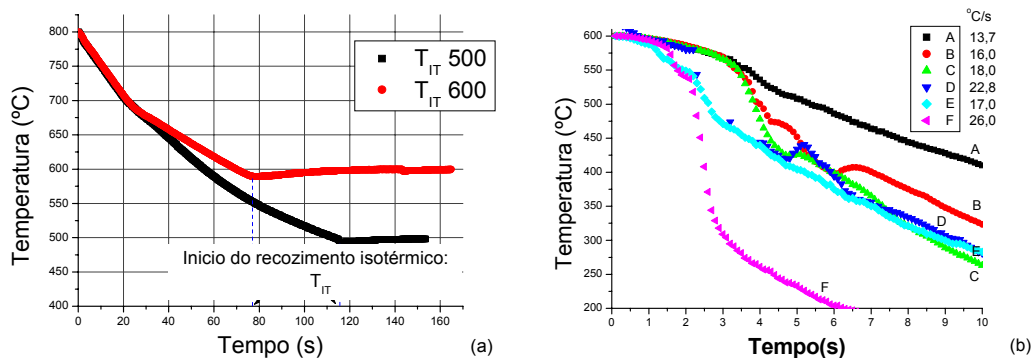


Figura 2. Perfil térmico após recozimento intercrítico, T_{IC} , 800°C com tempo de resfriamento para isotérmicas (T_{IT}) de 500 ou 600°C, encharque de 300 s para as temperaturas T_{IC} e T_{IT} (a). Diferentes taxas foram aplicadas após encharque em 500 ou 600°C, identificadas pelas letras A-F (b).

De acordo com as equações (1-4), pode-se calcular, para o aço em estudo, as temperaturas A_{C1} , A_{C3} , B_i e M_i , sendo estas respectivamente, 701, 853, 447, 637°C.^{(7-9]} A taxa de resfriamento média aplicada a partir da temperatura intercrítica até a temperatura de tratamento isotérmico foi sempre de 4,5°C/s, independente das combinações dessas.

$$A_{C1} = 723 - 10,7(\%Mn) - 16,9(\%Ni) + 29,1(\%Si) + 16,9(\%Cr) + 290(\%As) + 6,38(\%W); \quad (1)$$

$$A_{C3} = 910 - 203(\%C^{1/2}) - 15,2(\%Ni) + 44,7(\%Si) + 104(\%V) + 31,5(\%Mo) + 13,1(\%W); \quad (2)$$

$$M_i = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo); \quad (3)$$

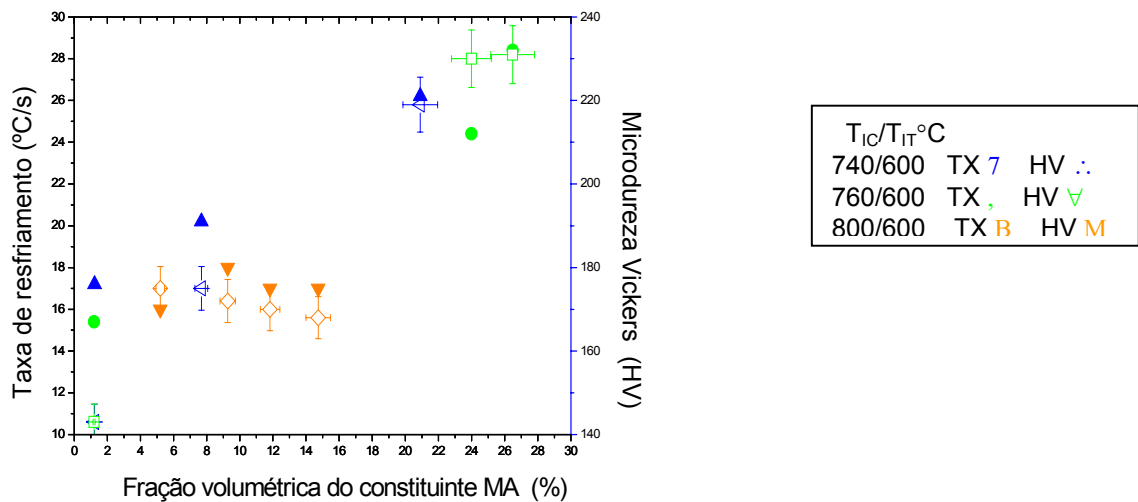
$$B_i = 830 - 270(\%C) - 90(\%Mn) - 37(\%Ni) - 70(\%Cr) - 83(\%Mo). \quad (4)$$

A escolha das temperaturas dos ciclos térmicos foi baseada nos dados fornecidos pelas equações citadas acima, buscando três distintas temperaturas intercríticas (740,760,800°C) e duas para os tratamentos isotérmicos (500 e 600°C) que permitissem a formação de constituintes aciculares, ferrita, bainita e MA ou martensita,^{(10]} gerando-se, assim, o aço multiconstituído, ou polifásico. Dessa forma, tem-se um total de 36 amostras.

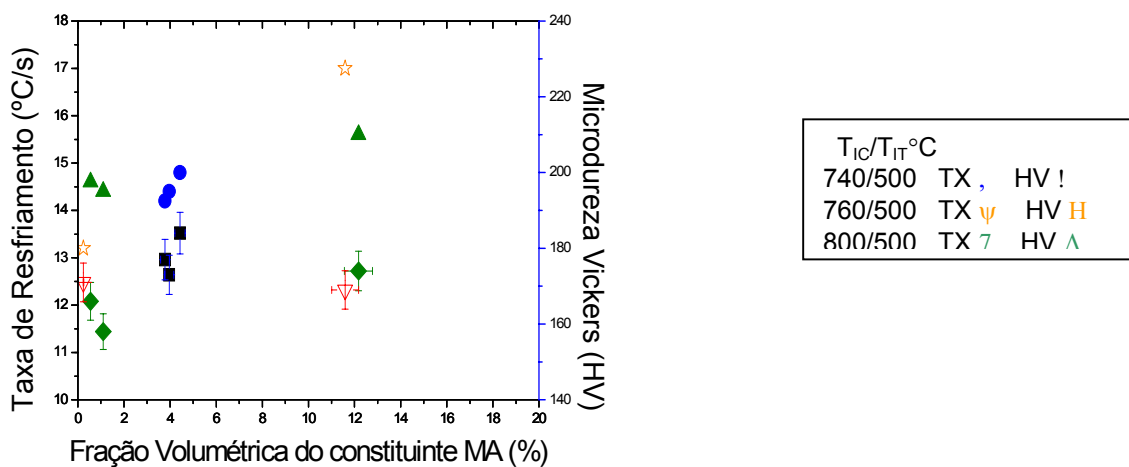
A microdureza Vickers é relacionada com a fração volumétrica de MA e a taxa de resfriamento na Figura 3a,b. Primeiramente, o aumento da fração volumétrica de MA conduz a um aumento na dureza, Figura 3a,b. A transformação de isotérmica a 600°C implica que uma alta fração volumétrica de austenita ainda está presente, resultante do aquecimento intercrítico, sendo capaz de se transformar em ferrita e carbonetos ou no constituinte MA, dependendo, portanto, da taxa de resfriamento aplicada. Porém, a 500°C menos austenita está disponível para essas transformações. Sendo a ferrita o constituinte mais abundante durante o resfriamento até a 500°C, resultando em mais baixa dureza após o final do ciclo térmico.

Durezas da ordem de 230 HV podem ser relacionadas a aços de limite de resistência mecânica de 690 MPa (LR = 3HV (5,8]). Esses valores são obtidos para combinações bastante estreitas de aquecimento intercrítico, transformação

isotérmica e resfriamento acelerado. Na figura 3 verifica-se que essas condições são alcançadas para temperaturas intermediárias de aquecimento, 740 e 760°C, principalmente essa última, transformação a 600°C e aplicação de taxas maiores de resfriamento, 28°C/s.



(a)



(b)

Figura 3. Efeito do processo na microdureza e fração volumétrica do constituinte MA. (a) $T_{IT} - 600^{\circ}\text{C}$; (b) $T_{IT} - 500^{\circ}\text{C}$. T_{IC} / T_{IT} são as temperaturas de recozimento intercrítico e temperatura isotérmica, respectivamente. TX é a taxa de resfriamento.

A microestrutura das amostras está ilustrada nas Figuras 4 e 5, obtidas usando MEV e MET. A Figura 4 mostra a microestrutura revelada com o ataque de reativo de LePera, onde se evidencia claramente o constituinte MA pela coloração branca, enquanto os carbonetos são identificados pela cor preta. A ferrita apresenta tonalidades distintas de marrom. Observa-se claramente a nucleação de constituinte MA nos contornos de grão, como nas amostras

740/600 e 760/600°C, resfriadas a 18°C/s C (Figura 4 a,b), semelhantemente aos trabalhos anteriores.^{(11-13]}

Quando observada pelo MEV, nota-se que, nas amostras que apresentaram baixa dureza, a fração de carbonetos é visivelmente superior às amostras de elevada dureza, o que era de se esperar. A dispersão de finas partículas de carbonetos no interior dos grãos ferríticos pode ser vista nas fotomicrografias da figura 4. Resultados semelhantes foram obtidos por Estay *et al.*^{(14]} A presença dessas se deve a não dissolução das partículas de cementita durante o recozimento intercrítico, o que facilita a nucleação da austenita ao redor dessas.^{(11-13]}

O tamanho de grão ferrítico não apresentou variações significativas, situando-se entre 5-8 μm para todo o conjunto de amostras tratadas. Essa variação não implicou em mudanças acentuadas nos valores de dureza.^{(15]}

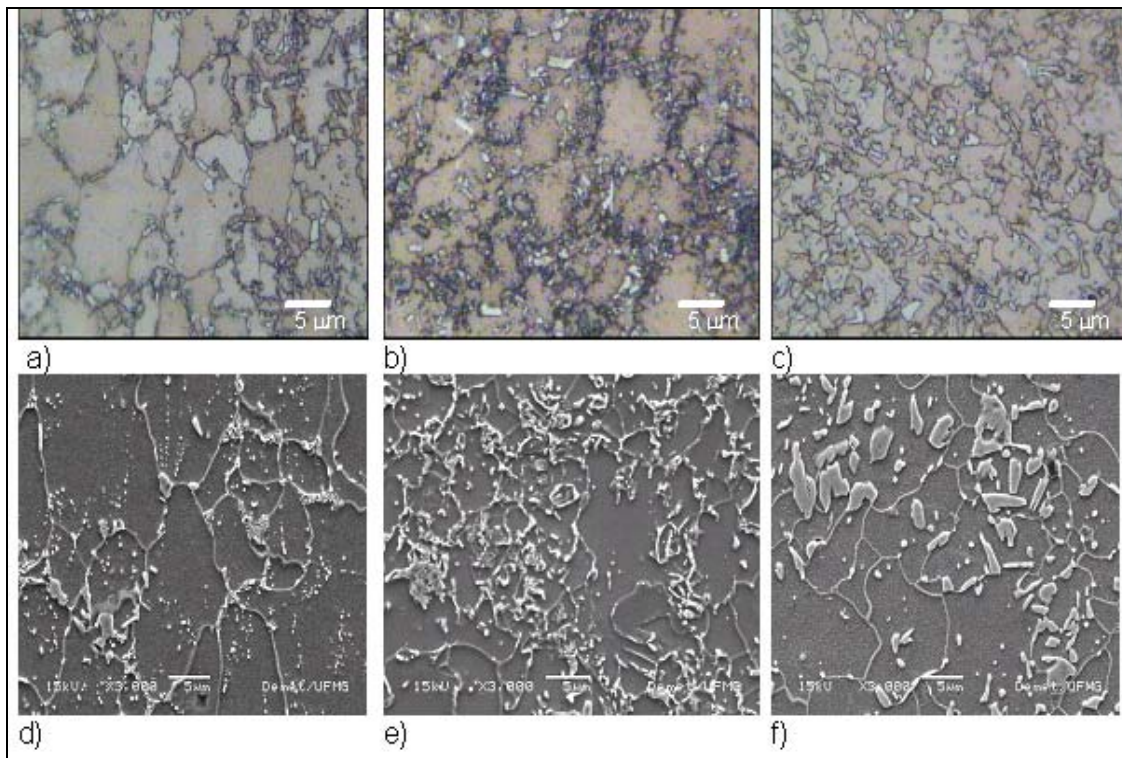


Figura 4. (a- c) Microscopia óptica. Aumento 1000X, ataque LePera : a) 740-600°C; b) 760-600°C; c) 800-600°C; Amostras (d-f):MEV, 3000X, mesmas amostras de (a-c), respectivamente.

O efeito da temperatura intercrítica no desenvolvimento da microestrutura pode ser visto na figura 5. Considerando a amostra com recozimento intercrítico de 800°C, sua microestrutura consiste de uma mistura de ferrita poligonal, martensita e bainita inferior (Figura 5a-c). Nesta temperatura de aquecimento intercrítico há formação de mais fases quando são aplicadas as diferentes taxas de resfriamento, tais como ferrita poligonal (PF) contendo grãos de carbonetos ($\sim 0.15 \mu\text{m}$) com formas esféricas ou alongadas. A imagem em campo claro da bainita inferior (LB) indica um arranjo característico de partículas de cementita paralelas no interior da placa de ferrita, Figura 5b.

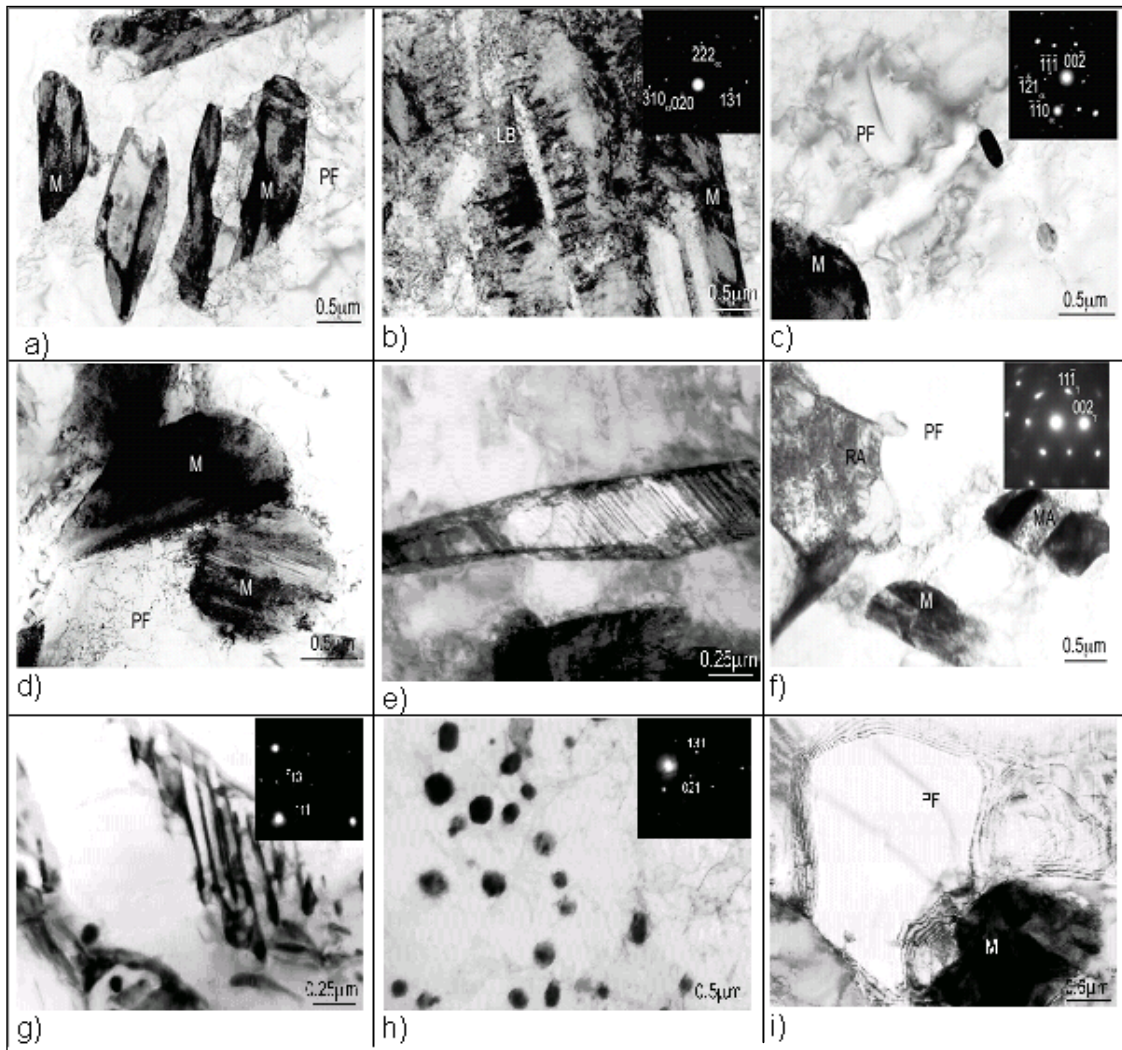


Figura 5. Fotomicrografias de microscopia de transmissão do aço após recozimento a 800 (a-c); 760 (d-f); 740°C (g-i) por 300 s, resfriamento até 600°C, encharque durante 300 s e resfriamento com 18°C/s até a temperatura ambiente.

A microestrutura da amostra aquecida a 760°C contém predominantemente ferrita poligonal com ilhas de martensita e perlita (Figura 5d-f). A martensita possui duas morfologias: com alta densidade de deslocações e finas placas de martensita maclada, como pode ser vista na figura 5d. A ferrita poligonal possui um significativo número de partículas de Fe_3C grossas, que em alguns casos são remanescentes da decomposição da perlita, enquanto em outros casos são partículas muito grossas não dissolvidas, provavelmente formadas durante etapas anteriores do processo de recristalização do aço. Para amostras aquecidas a 740°C, a microestrutura é predominantemente ferrita poligonal (PF) com perlita e quantidades significantes de carbonetos coalescidos (provenientes da decomposição da perlita), Figura 4g-i. Pequenas áreas de martensita também podem ser observadas. Isto indica que a baixa temperatura de recozimento não

foi suficiente para formar uma quantidade significativa de austenita. A formação de grão ferrítico poligonal (Figura 4h) indica a restauração do aço durante o processo de recozimento.

CONCLUSÕES

As amostras submetidas à ciclagem térmica nas várias temperaturas utilizadas apresentaram variações na distribuição tanto de tamanho de grão ferrítico, bem como na forma e distribuição dos constituintes. A microestrutura observada fortalece a importância do controle sobre a fração de MA através da sinergia entre teor de carbono em solução sólida na austenita no tratamento intercrítico, sua fração e a taxa de resfriamento pela qual se submete o aço ao decréscimo de temperatura até valores abaixo das temperaturas de transformação, Ar_3 , Ar_1 , Bi e M_i . Frações de MA até 10% praticamente não interferem significativamente na dureza do aço. Foram obtidas durezas de 230 HV para a maior fração volumétrica de martensita/MA. Não se observou a formação de bainita em quantidades significativas. Pelo contrário, foi evidenciada a formação do constituinte MA, carbonetos isolados e de perlita, a qual proporciona menor dureza ao aço multiconstituído.

REFERÊNCIAS

- 1 D.C. Horvath, J.R. Fekete: Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications. Colorado, USA, (2004), p.3-10
- 2 C. Mesplont and B.C. De Cooman, *Iron and Steelmaker*, p.39-45, 2002.
- 3 D.T. Lewellyn, D. J. Hillis, *Ironmaking and Steelmaking*, v. 23, n. 6, p. 4771-478, 1996.
- 4 F. Silva, N.I.A. Lopes, D.B. Santos, *Mater Charact.* v. 56, p.3-9 2006.
- 5 A.B. Cota, R. Barbosa, D.B. Santos, *J. of Mater. Proc. Tech.* v. 100, n1-3, p.156-162; 2000.
- 6 F.S. LePera, *Journal of Metals*, March, p. 38-39, 1980.
- 7 G.Krauss, *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, p. 14, 1990.
- 8 R.W.K. Honeycombe, H.K.D.H Bhadeshia, *Steels, Microstructure and Properties*, p. 103, second edition, 1995.
- 9 K.W. Andrews, *Journal of Iron and Steel Institute*, p. 721-727, 1965.
- 10 L.F. Ramos, D. K. Matlock, G. Krauss, *Metall. Trans. A*, v. 10A, p. 259-261, 1979.
- 11 G. R. Speich, V. A. Demarest, R. L. Miller. *Metall. Trans. A*, v. 12A, August p.1419-1428, 1981.
- 12 Pichler, S. Taint, G. Arnolder, E. Werner, R. Pippan, P. Stiaszny. *42nd MWSP Conf. Proc. ISS*, v. XXXVIII, 2000. p. 573-593
- 13 M. Erdogan, R. Priestner, *Mat. Sci. and Tech.* v. 15, p. 1273-1284, 1999.
- 14 S. Estay, L. Cheng, G. R. Purdy, *Can. Metall. Quarterly*, v. 23, p. 121-130, 1984.
- 15 E. Bartluci, M.R. Magalhães, R. Barbosa, D.B. Santos: 15^a. Conferencia de Laminación. Buenos Aires, Argentina, November. (2004). p. 30-38.