

Obtenção e caracterização de um aço C-Mn laminado a frio de alta resistência multiconstituído¹

*Eric Bartulic²
Marcelo Renato Magalhães³
Ronaldo Barbosa⁴
Dagoberto Brandão Santos⁵*

Resumo

Os aços multiconstituídos são aços que possuem uma microestrutura composta de uma matriz ferrítica, na qual se dispersam constituintes duros, como a martensita, bainita ou martensita-austenita (MA), podendo ainda conter frações de austenita retida e carbonetos dispersos. Entre estes 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 aços conferem, além de excelente capacidade de absorção de impacto. Com intuito de obter-se diferentes microestruturas, foram simulados em laboratório, ciclagens térmicas diferenciadas. As amostras foram aquecidas até três temperaturas intercríticas (740, 760 e 800°C), resfriadas rapidamente até duas temperaturas de tratamentos isotérmicos (600 e 500°C), encharcadas durante 5 min e em seguida foi aplicado o resfriamento acelerado com taxas de 13 a 28°C/s. Também foi avaliada a restauração do aço laminado a frio, para diversas temperaturas de encharque. A caracterização microestrutural envolveu microscopia óptica, eletrônica de varredura e identificação de fases por difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

Palavras-chave: recozimento intercrítico, MA, aços multiconstituídos, EBSD.

¹ 41º Seminário de Laminação da ABM – Internacional. 23 a 25 de outubro de 2004 – Joinville – SC - Brasil

² Membro da ABM, mestrando em Engenharia Metalúrgica e de Minas –CPGEM-EE UFMG.

³ Estudante de Engenharia Metalúrgica da E.E. UFMG.

^{4,5} Membro da ABM, Professor Adjunto, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG.

INTRODUÇÃO

A crescente necessidade de se produzir materiais com propriedades cada vez mais estreitas leva a comunidade de pesquisadores em ciência e engenharia de materiais a desenvolver estudos de processos cada vez mais elaborados. Os siderurgistas, por sua vez, têm se preocupado em desenvolver aços que aliem alta resistência e tenacidade, 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 bem mais leves[1].

Atualmente, o melhoramento das propriedades das chapas de aço visa a redução de peso, o aumento da resistência mecânica, a melhor conformabilidade do material, a maior capacidade de absorção de energia, o aumento da resistência à corrosão e da vida útil.

Os aços de alta resistência comparados a outros materiais apresentam a vantagem adicional de que o processamento é similar ao do aço baixo carbono convencional, além do ganho na sua redução de peso. Portanto, os custos gerais de fabricação não são aumentados em detrimento de redução de peso, o que significa uma atitude contrária ao processamento de outros materiais. Assim, o uso destes aços assegura ganhos de produtividade, melhoria do produto final e menor custo na cadeia produtiva [1-3].

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O trabalho foi dividido em duas etapas. Em uma primeira abordagem, efetuou-se o estudo da restauração, recuperação e recristalização do aço, aquecendo-se amostras de 300 até 740°C com intervalos de 100°C, durante 300 s, e seguida resfriando-as bruscamente em água. Os resultados foram publicados no 60º Congresso Anual da ABM [4]. Nesse trabalho, a temperatura de recristalização foi determinada como sendo próxima a 700°C, alcançando-se tamanhos de grão ferríticos entre 5 e 8 μm .

Em uma segunda etapa, no presente trabalho, avaliou-se a evolução microestrutural, e através de testes de microdureza inferiu-se sobre o comportamento mecânico, após ciclagens térmicas em três distintas temperaturas de tratamentos intercríticos (T_{IC})(740, 760 e 800°C) seguidos de tratamentos isotérmicos (T_{IT}) em duas temperaturas (600 e 500°C) para cada uma das temperaturas de tratamento intercrítico. Após o recozimento intercrítico o material foi submetido ao resfriamento acelerado, visando a obtenção de diferentes frações de austenita e de tamanhos médios de grão, sob três diferentes vazões de gás hélio, imprimindo diferentes taxas de resfriamento buscando microestruturas com distintas frações do constituinte MA e carbonetos. Os tempos de tratamentos intercrítico e isotérmico foram fixados em 300 s por etapa.

Foi utilizado um aço baixo carbono 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 chapa foram retiradas

amostras em forma de tiras, paralelas à direção de laminação, para a simulação do recozimento contínuo. Usou-se um forno radiante, com controlador de temperatura, e um sistema de resfriamento acelerado especialmente projetado para esse fim [5], como pode ser visualizado na figura 1.

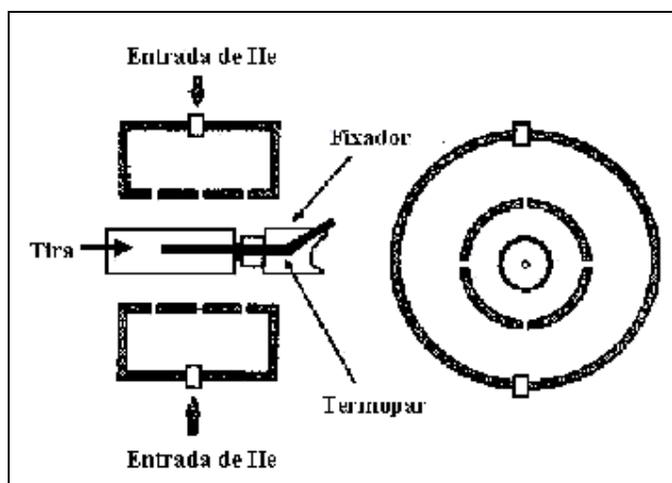


Figura 1 - Esquema do sistema adaptado para resfriamento acelerado. O gás He é soprado através dos orifícios do cilindro aberto nas extremidades. A amostra é posicionada no centro do cilindro vazado [5].

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 e ataque químico diferenciado, LePera [6], para o constituinte MA. Este reativo confere a coloração branca ao constituinte MA. A ferrita se colore de laranja, marrom ou azul, enquanto regiões que contenham carbonetos ficam escuras.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Taxas de Resfriamento: Procurou-se estabelecer uma taxa de resfriamento crescente, variando-se a vazão de gás He, a partir do cilindro adaptado na saída do forno radiante. A partir da retirada manual do material, levava-se em média 1s para a amostra atingir a região de resfriamento. Este tempo foi desconsiderado na determinação da taxa de resfriamento, buscando-se determinar seus respectivos valores em intervalos de tempo que refletissem a passagem pela faixa de temperatura estabelecida entre a máxima temperatura aplicada e a temperatura de 100°C. Quando observado uma forte mudança de inclinação na curva, a taxa a ela referida foi considerada para análise da microdureza e do constituinte MA.

De acordo com as expressões de (1) a (4), pode-se calcular para esse aço as temperaturas A_{c1} , A_{c3} , M_i e B_i , sendo respectivamente, 701, 903, 447, 637°C [7,8,9].
 $A_{c1}=723-10,7(\%Mn)-16,9(\%Ni)+29,1(\%Si)+16,9(\%Cr)+290(\%As)+6,38(\%W)$; (1)
 $A_{c3}=910-203(\%C^{1/2})-15,2(\%Ni)+44,7(\%Si)+104(\%V)+31,5(\%Mo)+13,1(\%W)$; (2)
 $M_i=539-423(\%C)-30,4(\%Mn)-17,7(\%Ni)-12,1(\%Cr)-7,5(\%Mo)$; (3)
 $B_i=830-270(\%C)-90(\%Mn)-37(\%Ni)-70(\%Cr)-83(\%Mo)$. (4)

A escolha das temperaturas dos ciclos térmicos foi baseada nos dados fornecidos pelas equações citadas acima, buscando três distintas temperaturas intercríticas e tratamentos isotérmicos que permitissem a formação de constituintes aciculares, ferrita, bainita e/ou MA (ou martensita).

Tabela 2 – Taxas de resfriamento obtidas a partir das curvas de resfriamento coletadas por termopar de contato (adaptados ao centro das tiras do aço), considerando um valor médio entre 0 e 10 s do resfriamento acelerado.

Amostra	Taxa (°C/s)	Amostra	Taxa (°C/s)	Amostra	Taxa (°C/s)
7450-A	14,2	7650-A	13,2	8050-A	17,7
7450-B	16,2	7650-B	22,5	8050-B	15,6
7450-C	21,5	7650-C	25,0	8050-C	23,2
7460-A	17,2	7660-A	15,4	8060-A	16,0
7460-B	26,6	7660-B	28,4	8060-B	22,8
7460-C	20,2	7660-C	24,4	8060-C	26,0

Os dois primeiros dígitos do código da amostra se referem à T_{IC} , os dois seguintes à T_{IT} . As letras A, B e C são respectivamente vazões crescentes de gás He, regulando-se a vazão, nos valores de 8, 16 e 24 bar, respectivamente. A tabela 2 não reflete a forte inclinação em alguns trechos da curva de resfriamento que algumas amostras sofreram por determinado intervalo de tempo, passando pela temperatura M_i com elevada taxa, se pressupondo a formação de martensita, como pode ser visto na figura 2.

Microdureza - Foram realizados testes de microdureza em todas as amostras, perfazendo um total de 30 impressões por amostra, com carga de 300g, cujos resultados podem ser visto na tabela 3 e na figura 3. Os testes de microdureza apresentaram baixa variabilidade de medições, menores que 4%, e com um bom percentual de acuracidade, exceto a amostra 7650-A, com 6,2% (figura 6-a).

Os maiores valores de dureza foram obtidos naquelas amostras que apresentaram alta taxa de resfriamento entre 1 e 2 s sob resfriamento, como evidenciam os gráficos de resfriamento das amostras 7660-B, 7660-C e 7460-B. Auxiliando a obtenção destes valores de dureza, está o fato de que neste tempo curto a difusão de carbono fica dificultada, favorecendo a transformação da austenita em MA, ou ainda, em martensita.

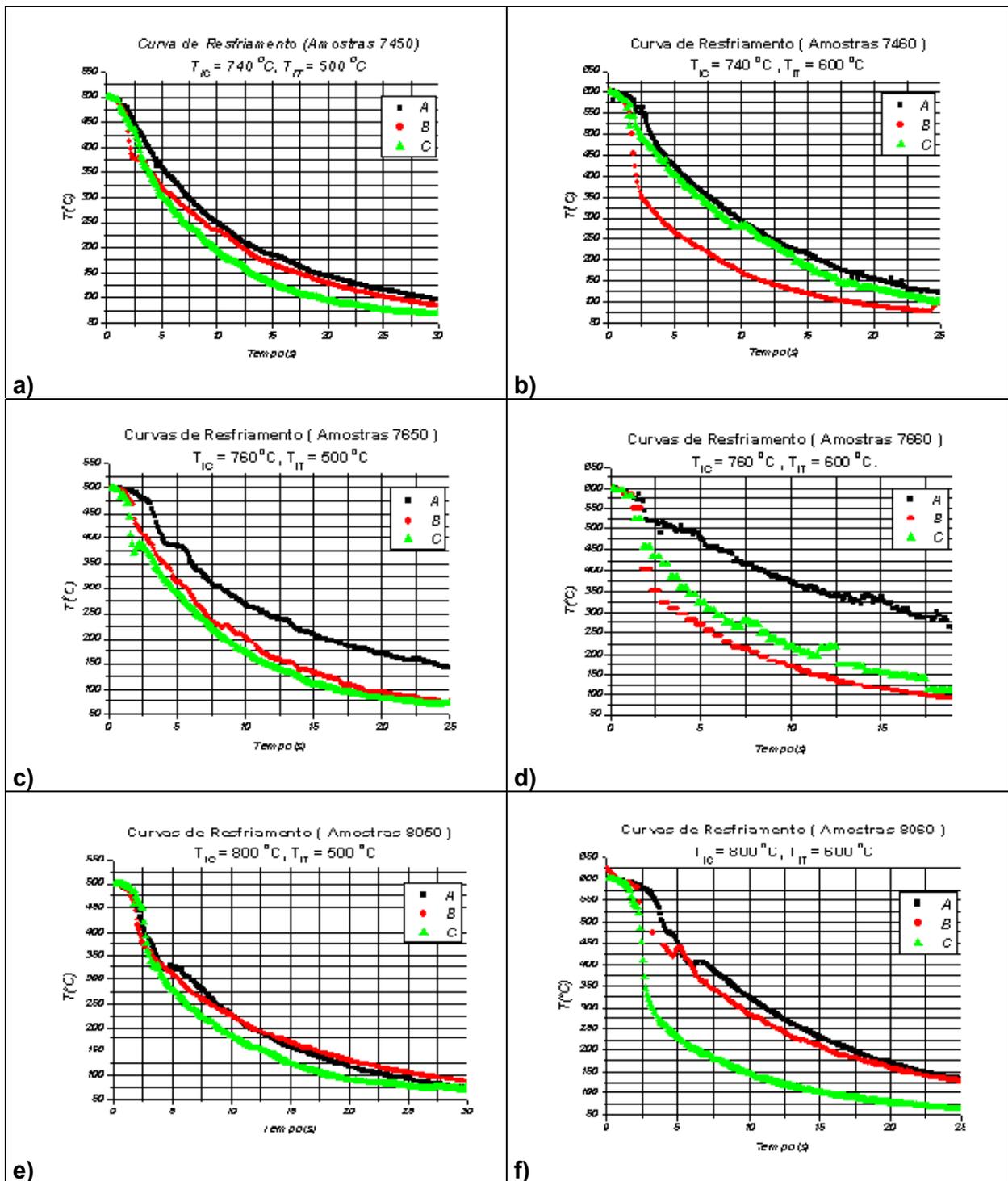


Figura 2 – Curvas de Resfriamento obtidas em laboratório. Nas figuras b) e d) nota-se que a vazão intermediária de gás He nas amostras B superou aquelas das amostras C, devido a oscilações na pressão de saída do cilindro.

Tamanho de Grão – De um modo geral não houve uma variação acentuada do tamanho de grão (tabela 4). As amostras 8060-A/B/C apresentaram os menores

tamanhos de grão, e com baixa dispersão nos resultados, evidenciando um leve refinamento da

microestrutura, ao passo que as amostras 7460 tenderam a apresentar os maiores valores, onde se evidencia baixa fração de austenita formada no recozimento intercrítico e de reduzido crescimento do grão ferrítico, como pode ser visto na tabela 4.

Tabela 3 – Microdureza Vickers das amostras.

Microdureza Vickers						
	7450	7460	7650	7660	8050	8060
A	177	149	171	143	178	175
B	174	219	179	231	174	184
C	170	175	174	230	175	172

Tabela 4 – Tamanho de grão médio, em μm .

	7450	7460	7650	7660	8050	8060
A	4,64	5,61	4,53	4,45	4,32	4,14
B	6,52	6,48	5,72	6,69	5,21	4,30
C	5,43	5,97	5,47	4,74	4,43	4,43

Fração Volumétrica do constituinte MA – análise foi realizada pelo método de contagem manual de pontos em uma grade quadrada de 64 pontos, com base na norma ASTM E 562-83. Foram obtidos os dados da tabela 5.

Tabela 5 – Fração volumétrica do constituinte MA, ataque Le Pera.

	7450	7460	7650	7660	8050	8060
A	3,78	1,23	0,24	1,20	0,23	5,20
B	4,97	7,04	5,12	26,48	12,17	11,93
C	3,86	7,68	6,71	23,99	5,85	9,27

A formação do constituinte MA foi verificada intensamente em duas amostras, ambas com T_{IC} e T_{IT} de 760 e 600 °C, respectivamente. Isto pode ser explicado pela combinação de teor de carbono na austenita, cuja fração é intermediária àquelas formadas às temperaturas T_{IC} de 800 e de 740°C, e alta taxa de resfriamento até temperaturas abaixo de M_i se medidas na maior inclinação da curva no intervalo de temperaturas entre T_{IT} e 350°C aproximadamente (110°C/s para a 7660-B), favorecendo a formação do constituinte MA. O mesmo se aplica à amostra 7660-C.

Essa tendência deveria ser observada na amostra 8060-C, entretanto, a menor dureza que se verificou pode ser explicado pelo menor teor de carbono da austenita prévia à transformação, mesmo submetida à taxa média de 26°C/s. A amostra 7460-B estaria no outro extremo, ou seja, baixa fração de austenita formada, com maior teor de carbono, o que induz a uma menor fração de MA formada (7% aproximadamente), contribuindo a um menor nível de dureza, portanto.

Quando se observa a relação da microdureza pela fração de MA, evidencia-se que até 10% de MA não se obtêm ganho significativo em dureza, ficando entre

170 e 180 HV, exceto pela 7460-B que passou por M_i com elevada taxa de resfriamento.

Quando se observa a relação entre a microdureza e a taxa de resfriamento, vê-se que a formação de uma perlita incipiente ou esboroadada, induz ao forte decréscimo na microdureza, evidenciado nas amostras 7460-A e 7660-A, ambas com baixa taxa de resfriamento e com T_{IT} à 600 °C.

Avaliando a relação da microdureza com as temperaturas T_{IC} e T_{IT} , nota-se que o fato de se tratar isotermicamente o aço em questão em temperatura acima de M_i , ou seja, no caso com T_{IT} a 600 °C, há uma grande dispersão nos resultados de microdureza.

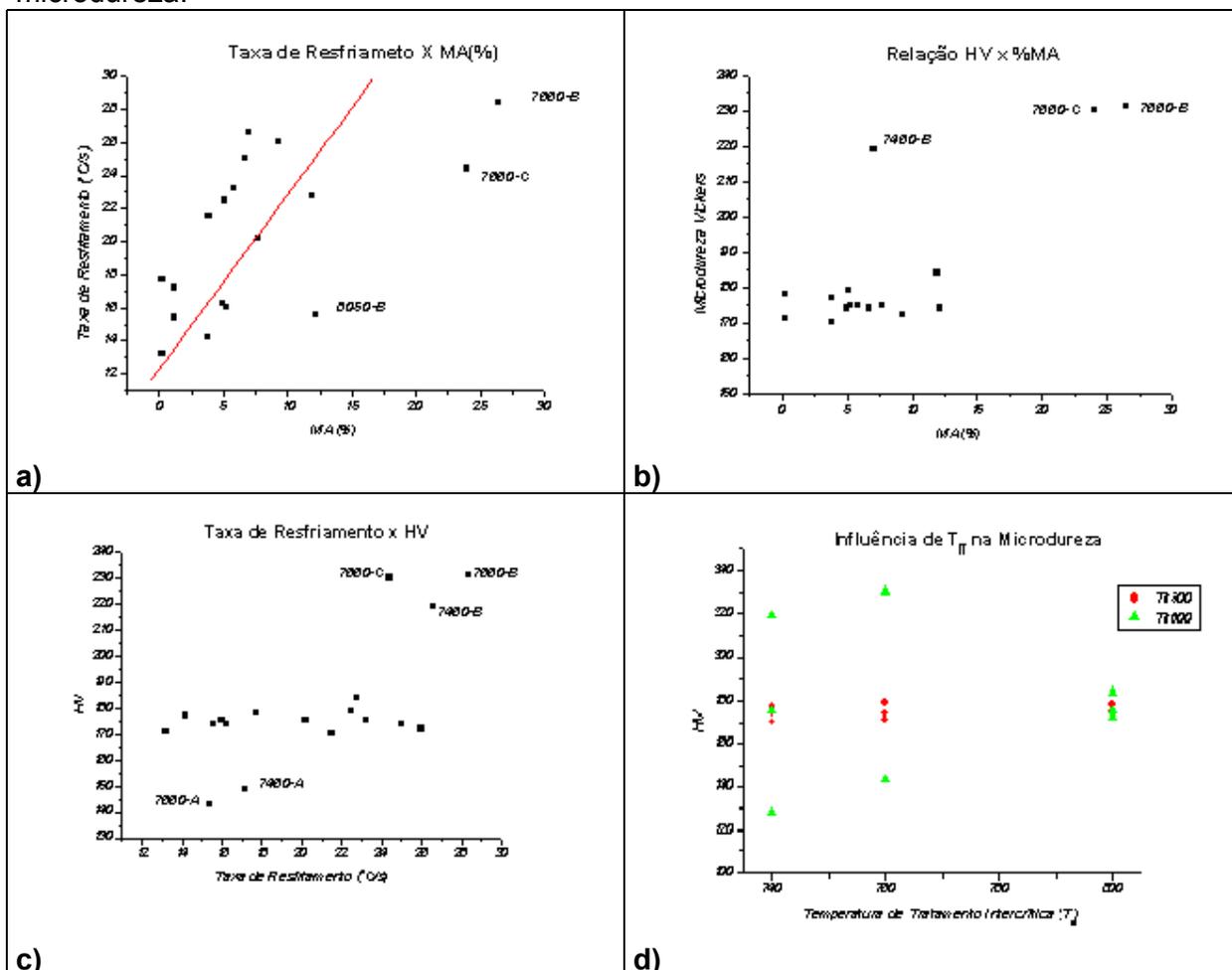


Figura 3- a) gráfico mostrando a relação entre a taxa de resfriamento aplicada e a fração de MA gerada; b) gráfico mostrando a relação entre a fração de MA e a microdureza Vickers associada; c) influência da taxa de resfriamento na microdureza; d) avaliação das temperaturas de tratamento intercrítico e isotérmico na microdureza.

Nota-se que quanto T_{IT} é de 500 °C há uma menor dispersão nos valores de microdureza, o que pode ser explicado pela queda na velocidade de difusão do carbono nesta temperatura independente da T_{IC} aplicada. A medida que se fornece condições favoráveis à difusão de C, ou seja, temperaturas mais altas em tempos maiores, o que ocorre quando a transição de temperaturas T_{IC} e T_{IT} é lenta, favorece-se a formação de constituintes cuja formação é essencialmente por difusão, como a perlita, por exemplo, o que explica a não formação de ferrita

acicular. No forno radiante utilizado essa transição se dá desligando-se a energia e o resfriamento é livre, comandado pela inércia térmica do mesmo.

As dispersões observadas nos gráficos da figura 3 são provenientes da dificuldade de se medir, com maior precisão, os valores da fração de MA pela contagem de pontos em rede (os tamanhos médios de grão de MA nucleados nos contornos são relativamente pequenos quando comparados com o tamanho de grão da ferrita) e a escolha da faixa para determinação da taxa média de resfriamento.

A microestrutura revelada com o ataque LePera evidenciam claramente o constituinte MA pela coloração branca, enquanto os carbonetos são identificados pela cor preta. A ferrita apresenta tonalidades distintas de marrom, e revela-se claramente a nucleação de constituinte MA nos contornos de grão, como na amostra 7660-B e C (figuras 4-a e 4-g).

Quando observado 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 pode ser vista nestas micrografias da figura 4.

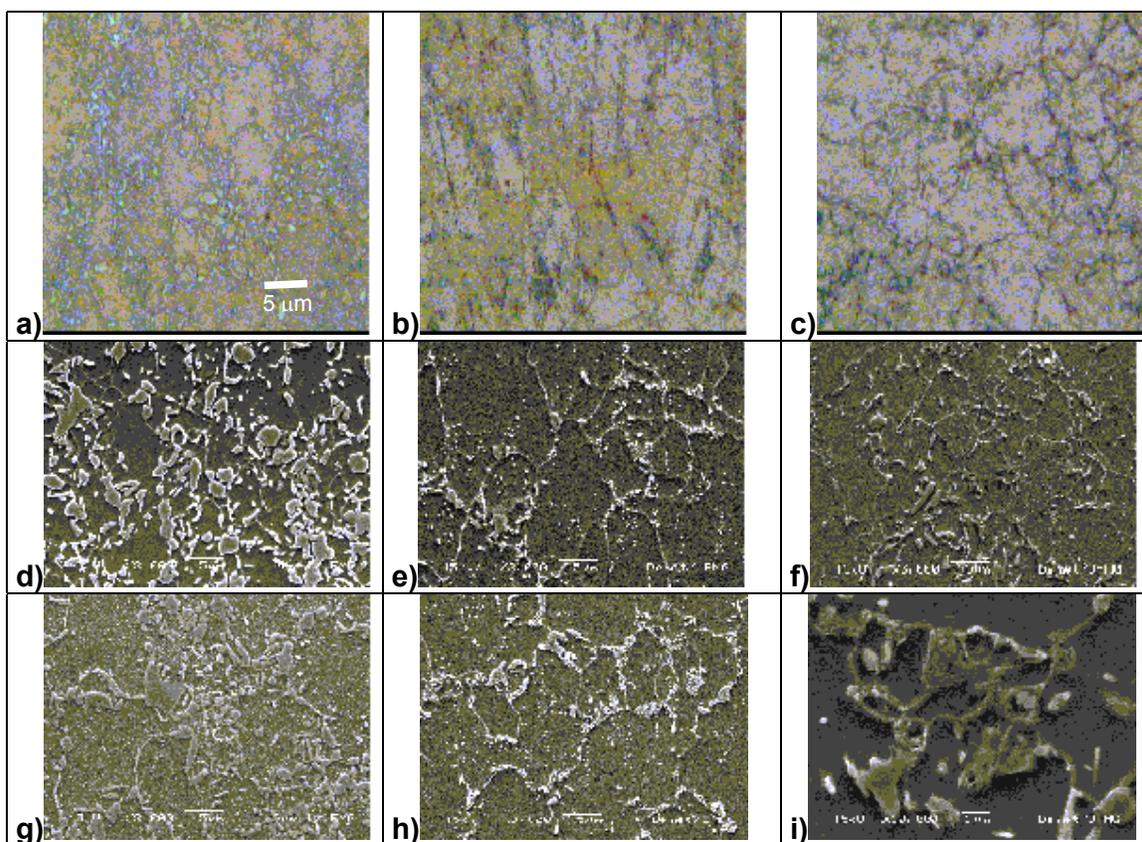


Figura 4 – de a) a c) microscopia óptica. Aumento 1000X, ataque Le Pera : a) 7660-B; b) 7460-A; c) 8050-A; Amostras de d) - f):MEV, 3000X, mesmas amostras de a) a c), respectivamente; g) MEV, 3000X, 7660-C ; h)7660-A, evidenciando a formação de perlita ; i) 7450-C, 10.000X, detalhe mostrando a formação de perlita esboroad.

Conclusões

As amostras submetidas ao recozimento em várias temperaturas apresentaram variações na distribuição tanto de tamanho de grão ferrítico, bem como na sua forma. Identificou-se dessa forma que na temperatura em torno de 650°C ocorre a recristalização do material, estando essa completada quando se realiza o recozimento a 700°C, i.e., para um tempo de aquecimento de 5 min.

A microestrutura observada pelo MEV fortalece a importância do controle sobre a fração de MA através da sinergia entre teor de carbono em solução na austenita no tratamento intercrítico, sua fração e a taxa pela qual submete-se a amostra a um decréscimo de temperatura até valores abaixo de M_i . Frações de MA até 10% praticamente não interferem significativamente na dureza do aço. Durezas da ordem de 230 HV que podem ser relacionadas a aços de limite de resistência mecânica de 690 MPa.

Referências bibliográficas

- [1] A.Scheid e A.R. Kantovisck. *58^o Congresso Anual da ABM*, Rio de Janeiro, 2003, p. 1085 – 1092.
- [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] P. M. Queiroz, P. C. M. Rodrigues, R. Barbosa, D. B. Santos. *59^o Congresso Anual da ABM*, São Paulo, 2004, a ser publicado.
- [5] A. B. Cota. Simulação da Laminação Controlada e Resfriamento Acelerado em um Aço ARBL Bainítico de Baixo Carbono através de Ensaio de Torção. 1998. Belo Horizonte: UFMG. Tese de Doutorado, CPGEM.
- [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] H-J. Bunge, C. M. Vlad, H-H. Kopp, *Arch. Eisenhüttenwes*, v. 55, n. 4, p. 163-168, 1984.
- [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, n. p. 121-130, 1984.