

# CARACTERIZAÇÃO E COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO C-Mn MULTICONSTITUÍDO APÓS A LAMINAÇÃO A FRIO<sup>1</sup>

*Élida Gonçalves das Neves<sup>2</sup>*

*Ana Carolina Pontes<sup>2</sup>*

*Alexsandro Candeia<sup>3</sup>*

*Paulo César de Matos Rodrigues<sup>4</sup>*

*Ronaldo Barbosa<sup>5</sup>*

*Dagoberto Brandão Santos<sup>5</sup>*

## **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 e o ganho de resistência mecânica que estes aços conferem, além de excelente capacidade de absorção de energia ao 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 uma temperatura de tratamento isotérmico (600°C), encharcadas durante 5 min, e em seguida foi aplicado o resfriamento acelerado com taxas de 4 a 160°C/s. A caracterização microestrutural envolveu microscopia óptica e eletrônica de varredura.

**Palavras-chave:** Ciclagem térmica; Constituinte MA; Aços multiconstituídos.

## **CHARACTERIZATION AND MECHANICAL BEHAVIOUR OF A C-Mn MULTIPHASE STEEL AFTER COLD ROLLED**

### **Abstract**

Multiphase (MP) steels have complex microstructures containing polygonal ferrite, martensite, bainite, carbide and small amounts of retained austenite. This mix of phases and constituents gives this class of steels characteristics of high mechanical strength whilst maintaining good ductility. The present work shows how different thermal cycles can be used in order to create the suitable microstructure to improve mechanical properties of MP steels. Samples were first heated to various annealing temperatures (740, 760 or 800°C), hold for 300s, and then quickly cooled to 600°C. They were then soaked for another 300s and finally accelerated cooled, with average rates in the range of 4 to 160°C/s. The microstructures so obtained were examined at the end of each processing route via optical and scanning microscopy. Measurements of mechanical properties were carried out by microhardness testing. Analysis of the available data allowed the establishment of simple and yet useful quantitative relationship between the microstructural parameters, cooling rates and mechanical properties of the steel.

**Key words:** Thermal cycles; Multiphase steels; MA constituent

<sup>1</sup> 43º Seminário de Laminação da ABM. 17 a 20 de outubro de 2006 – Curitiba – PR – Brasil.

<sup>2</sup> Estudante de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da E.E. UFMG.

<sup>3</sup> Estudante de Engenharia de Minas da E.E. UFMG.

<sup>4</sup> Professor Adjunto, Departamento de Engenharia Mecânica da UFMG.

<sup>5</sup> 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 apresentem alta resistência e tenacidade, buscando otimizar o comportamento durante a estampagem.<sup>(1,2)</sup> 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.<sup>(1)</sup>

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.<sup>(1-2)</sup>

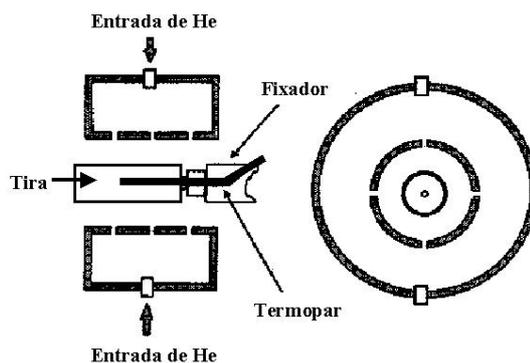
## METODOLOGIA

Nesse trabalho foi utilizado um aço industrial de baixo carbono e alto teor de manganês, Tabela 1. O aço de baixo carbono foi lingotado em placas e laminado a quente até a espessura de 3,5 mm, sendo bobinado a 600°C, resultando na microestrutura de ferrita-perlita alinhada e com ilhas dispersas de MA. Após a laminação a quente e decaagem das bobinas, essas foram laminadas 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. Para essa simulação foram usados um forno radiante com controlador de temperatura e um sistema de resfriamento acelerado, especialmente projetado para esse objetivo,<sup>(3)</sup> Figura 1.

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

Aço	C	Mn	Si
C-Mn	0,08	1,91	0,04

As temperaturas de recozimento intercrítico escolhidas foram 740, 760 e 800°C. Após o encharque de 5 min à temperatura de recozimento intercrítico, as amostras foram resfriadas até a temperatura intermediária de 600°C, a uma taxa entre 20 e 60°C/s. Em seguida, as amostras permaneceram a temperatura de 600°C durante 5 min, e então foram resfriadas até a temperatura ambiente, empregando-se seis taxas de resfriamento acelerado entre 4 e 160°C/s, Tabela 2.



**Figura 1.** Esquema do sistema adaptado para resfriamento acelerado. O gás He é soprado sobre a amostra pelos orifícios colocados na parte interna, de forma diametralmente oposta.<sup>(3)</sup>

**Tabela 2.** Taxas de resfriamento utilizadas para formação da microestrutura multiconstituída e constituintes aciculares.

Amostra (800°C)	Taxa (°C/s)	Amostra (760°C)	Taxa (°C/s)	Amostra (740°C)	Taxa (°C/s)
A	129	G	142	N	161
B	40	H	60	O	72
C	47	I	55	P	35
D	17	J	26	Q	42
E	11	L	10	R	18
F	7	M	5	S	4

A Figura 2 é uma representação esquemática da simulação de recozimento intercítico em todas as suas etapas, desde o aquecimento até o encharque, seguindo-se os resfriamentos em taxas diferenciadas. Os perfis térmicos obtidos foram utilizados para as calibrações das taxas de resfriamento e avaliação das transformações de fases por análise térmica diferencial.

A análise metalográfica foi feita segundo procedimentos padrão, nas seções transversal e longitudinal, empregando-se ataque químico diferenciado, LePera,<sup>(4)</sup> e Nital. O reativo LePera<sup>(4)</sup> conferiu a coloração branca ao constituinte MA. A ferrita se coloriu de marrom ou azul, enquanto regiões que continham carbonetos ficaram escuras. A medição do tamanho de grão ferrítico foi realizada de acordo com a norma ASTM E112-96, através da utilização do método do intercepto linear médio, para um aumento de 1000 vezes, realizando-se 40 aplicações da linha de teste (100mm de comprimento) por amostra. A fração volumétrica do constituinte MA foi medida pelo método da contagem de pontos, segundo a norma ASTM E 562-83. A rede de pontos foi aplicada 50 vezes, em diferentes campos de observação da superfície transversal da amostra previamente atacada. Os resultados, média e desvio padrão, foram obtidos com uma precisão relativa para um limite de confiança de 95%. Todos os resultados mostraram erros relativos inferiores a 10%. A caracterização microestrutural foi desenvolvida através de microscopia óptica e eletrônica de varredura.

O monitoramento do comportamento mecânico foi feito pela medição da microdureza Vickers do material. As medidas foram realizadas em um microdurômetro, utilizando penetrador Vickers e carga de 2,9 N (300 gf). As medidas

foram feitas na superfície longitudinal polida da amostra, isenta de ataque, sendo 20 impressões realizadas em diferentes campos de observação, escolhidos aleatoriamente. Os resultados, expressos em termos da média e desvio padrão, apresentaram erros relativos menores que 10%.

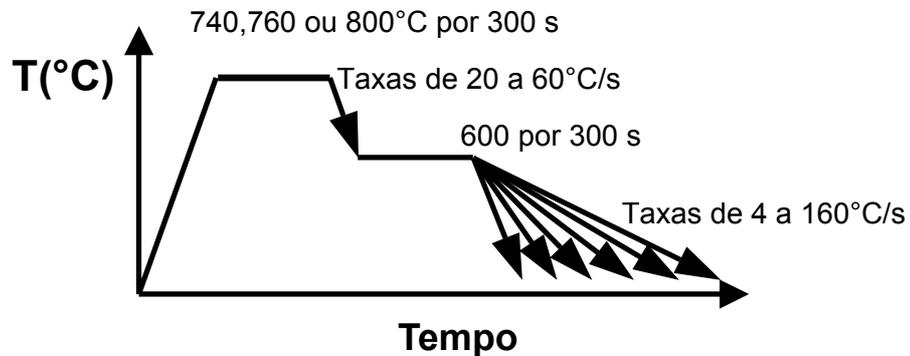


Figura 2. Esquema do processamento térmico aplicado às amostras.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

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. Após a retirada manual do material do forno, esse levava em média 1 a 4 s para 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 400°C, aproximadamente. Quando observada uma forte mudança de inclinação na curva, a taxa a ela referida foi considerada para análise dos dados de microdureza e da fração volumétrica do constituinte MA.

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, 704, 853, 447°C e 637.<sup>(5)</sup> A taxa de resfriamento aplicada a partir da temperatura intercrítica até a temperatura de tratamento isotérmico variou de 60°C/s, para 800 e 760°C, a 20°C/s, para 740°C.

$$A_{c1} = 723 - 10,7(\%Mn) - 16,9(\%Ni) + 29,1(\%Si) + 16,9(\%Cr) + 290(\%As) + 6,38(\%W); \quad (1)$$

$$A_{c3} = 910 - 203(\%C^{1/2}) - 15,2(\%Ni) + 44,7(\%Si) + 104(\%V) + 31,5(\%Mo) + 13,1(\%W); \quad (2)$$

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

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

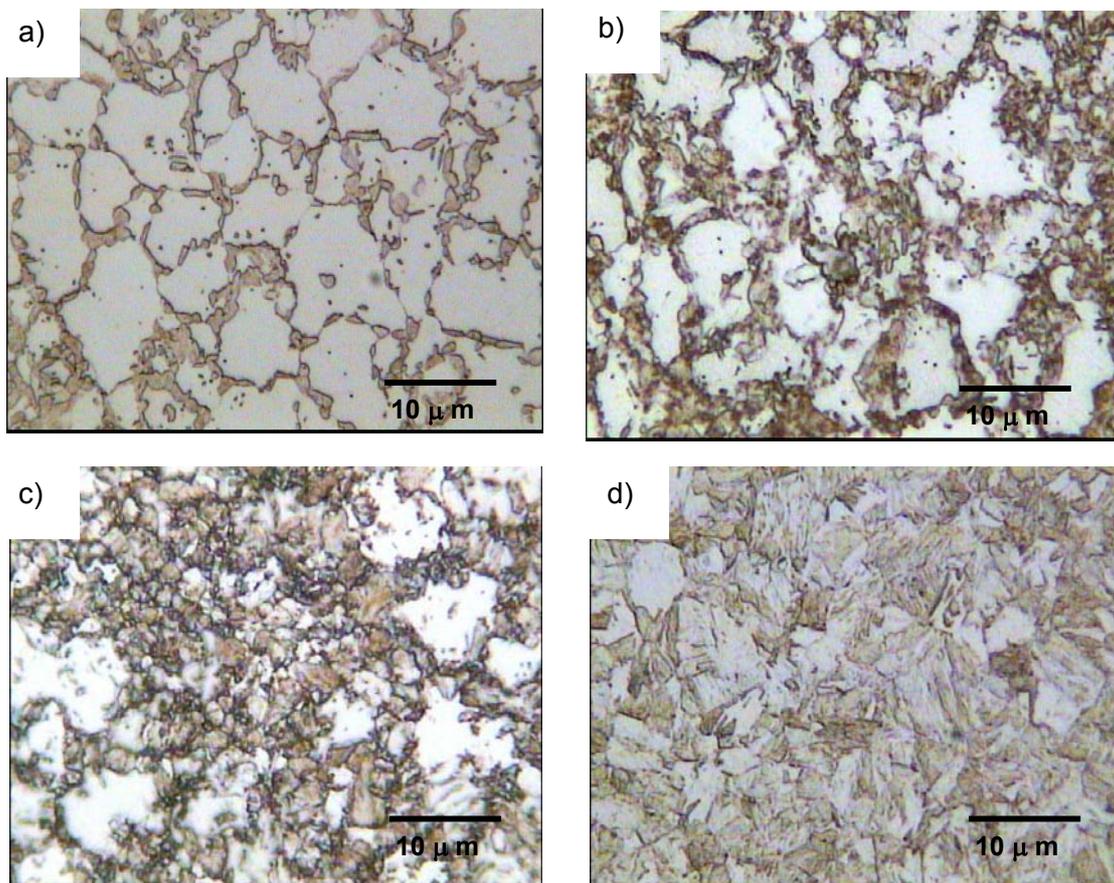
A escolha das temperaturas dos ciclos térmicos foi baseada nos dados fornecidos pelas equações citadas acima, buscando três distintas temperaturas intercríticas e uma para os tratamentos isotérmicos que permitissem a formação de constituintes aciculares, ferrita e MA, gerando-se assim o aço multiconstituído, ou *complex steel*, CP. Dessa forma, obteve-se um total de 18 amostras.

Com o intuito de se avaliar o nível de austenitização que o material sofria ao ser submetido a cada tratamento intercrítico, realizaram-se quatro ciclos térmicos, aquecendo as amostras até temperaturas de 740, 760, 800 e 900°C em forno tipo

mufra, seguidas de têmpera em água, “congelando-se” a estrutura obtida, sendo toda austenita, praticamente, transformada em martensita.

Obteve-se com os ciclos, frações crescentes de martensita (austenita prévia) de 27, 37, 42 e maior que 90%, para os ciclos de 740, 760, 800 e 900°C, respectivamente, Figura 3.

Analisando-se a microdureza dessas amostras, verificaram-se os valores de 220, 250, 310 e 400 HV, ou seja, limites de resistência de aproximadamente 660, 750, 940 e 1200 MPa, respectivamente.



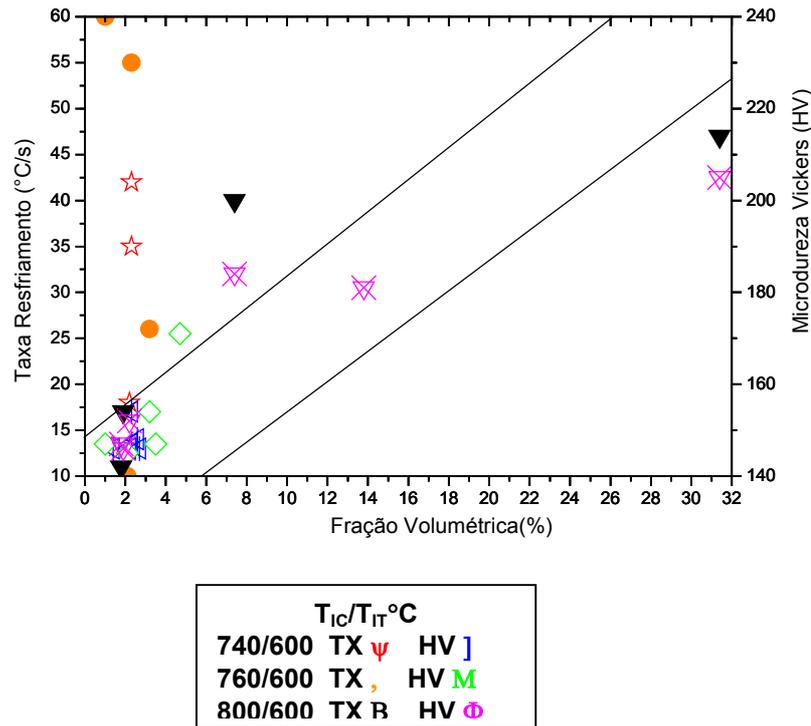
**Figura 3.** Têmpera em água de amostras parcialmente austenitizadas durante 300 s, de a) até c), onde: a) T=740°C; b) T=760°C; c) T=800°C. A amostra d) foi completamente austenitizada, com T=900°C por 300 s. Ataque nital 2%. A ferrita mostra coloração branca, a martensita coloração marrom, evidenciando intensa nucleação nos contornos de grão, em distintos tons, e carbonetos com cor preta.

A Figura 4 mostra a dependência da microdureza na rota de processo. A dureza depende da fração volumétrica de MA (aproximadamente  $\Delta HV = 4(\%MA)$ ) e da taxa de resfriamento.

Uma análise dos resultados, no que se refere à fração do constituinte MA, revela que essas frações são em geral insensíveis a variação da taxa e temperatura intercrítica, ou seja, não houve tendência de obter-se frações significativas de MA. Entretanto, a formação do constituinte MA foi verificada intensamente em três amostras, todas com  $T_{IC}$  (temperatura de recozimento intercrítica) e  $T_{IT}$  (temperatura de recozimento isotérmico) de 800 e 600°C, respectivamente. Isto pode ser explicado pela alta taxa de resfriamento até temperaturas abaixo de  $M_i$ , ou seja quanto maior for a taxa de resfriamento, maior a taxa de nucleação de ferrita,

diminuindo a probabilidade de se formar bainita, portanto, favorecendo assim a formação do constituinte MA.<sup>(6-10)</sup>

Os testes de microdureza apresentaram baixa variabilidade de medições, e com um bom percentual de acuracidade, em torno de 4%. Isto se deve ao fato de que maiores temperaturas favorecem a um menor teor de C em equilíbrio na austenita, o que significaria uma martensita de menor dureza, mas em maiores frações volumétricas, no entanto, para temperaturas de recozimento intercrítico menores, há uma maior dureza da martensita, porém, em menores frações volumétricas.<sup>(10-12)</sup>

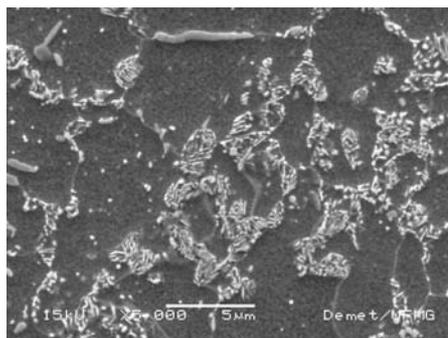


**Figura 4.** Efeito da rota de processamento na microdureza e fração volumétrica. T<sub>IC</sub> 800°C; 760°C e 740°C. T<sub>IT</sub> = 600°C. T<sub>IC</sub> e T<sub>IT</sub> são temperaturas de recozimento intercrítica e isotérmico, respectivamente. TX é a taxa de resfriamento.

Os maiores valores de dureza foram obtidos naquelas amostras que apresentaram alta taxa de resfriamento e maiores temperatura intercrítica. Auxiliando a obtenção destes valores de dureza, está o fato de que neste tempo curto de resfriamento, a difusão de carbono fica dificultada, favorecendo a transformação da austenita em MA, ou ainda, em martensita.<sup>(5-7,13,14)</sup>

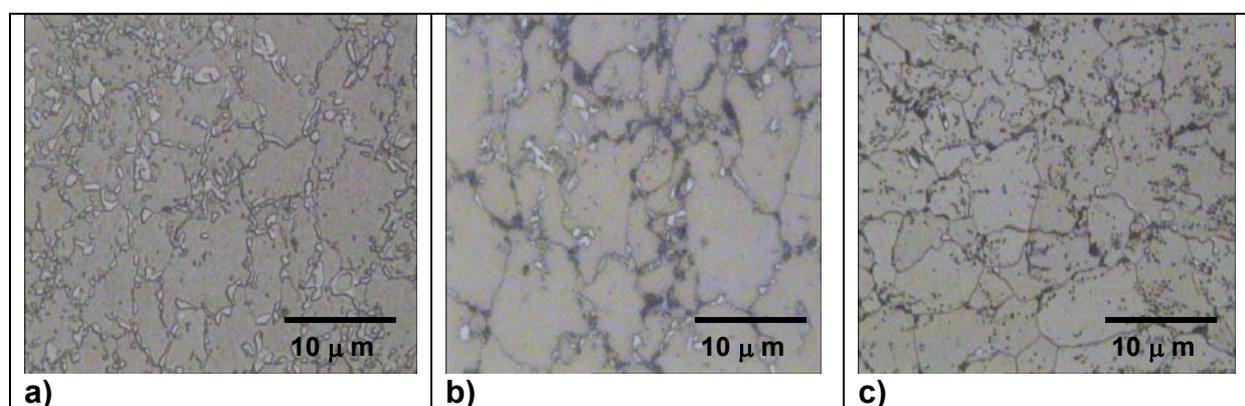
Quando se observa a relação da microdureza e fração de MA, evidencia-se que até 5% de MA não se obtêm ganho significativo em dureza, ficando os valores de 146 e 150 HV.

Quando se observa a taxa de resfriamento, vê-se que há formação de perlita degenerada, podendo-se verificar na literatura resultados semelhantes.<sup>(8)</sup> Essa formação da perlita degenerada induz um decréscimo na microdureza, evidenciado nas amostras com baixa taxa de resfriamento. O Mn e o C estabilizando a austenita, afetam a resposta do aço à taxa de resfriamento aplicada, decrescendo a taxa de nucleação de ferrita, atribuída à segregação de átomos de Mn ao longo da fronteira das fases ferrita-austenita,<sup>(15)</sup> Figura 5.



**Figura 5.** Micrografia eletrônica de varredura (MEV) da amostra a recozida a 740°C e baixa taxa de resfriamento. Observa-se a presença de perlita degenerada.

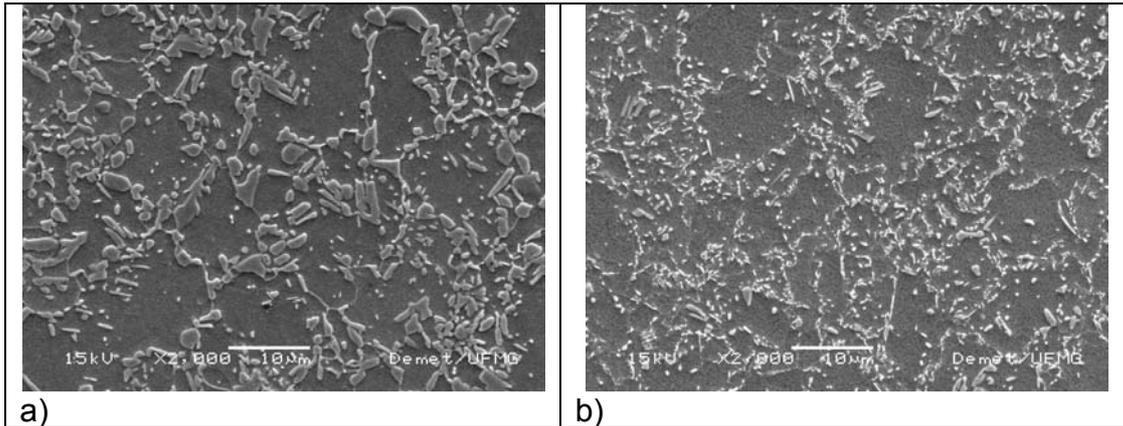
A microestrutura revelada com o ataque LePera evidencia claramente o constituinte MA pela coloração branca, enquanto os carbonetos são identificados pela cor preta. A ferrita apresenta tonalidades distintas de marrom, e revela-se claramente a nucleação de constituinte MA nos contornos de grão, Figura 6 a-c.



**Figura 6.** Micrografia ótica com ataque por reativo LePera. Temperatura de recozimento intercrítica de a) 800°C, b) 760°C e c) 740°C.

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 pode ser vista nestas fotomicrografias da Figura 7. Resultado semelhante foram obtidos por Estay, Chengji e Purdy<sup>(8)</sup> e Ramos, Matlock e Krauss.<sup>(9)</sup> A presença dessas partículas se deve a não dissolução da cementita, durante o recozimento intercrítico, o que facilita a nucleação da austenita ao seu redor, Figura.7.

Medições do tamanho de grão, de um modo geral, não mostraram uma variação acentuada, independentemente da condição de tratamento térmico e taxa de resfriamento a que a amostra foi submetida.<sup>(11)</sup> Os dados do tamanho de grão podem ser vistos na Tabela 3.



**Figura 7.** Fotomicrografias do MEV de amostras recozidas a 800°C. Ataque por reativo LePera. a) Amostra com maior valor de microdureza, 205 HV, b) Amostra com menor valor de microdureza, 146 HV.

**Tabela 3.** Tamanho de grão (TG) das amostras tratadas.

Amostra	TG( $\mu\text{m}$ )	Amostra	TG( $\mu\text{m}$ )	Amostra	TG( $\mu\text{m}$ )
A	6,2	G	6,4	N	6,4
B	6,3	H	6,3	O	6,4
C	6,3	I	6,2	P	6,5
D	6,4	J	5,9	Q	6,8
E	6,1	L	6,1	R	6,4
F	6,0	M	5,8	S	6,6

## CONCLUSÃO

As amostras submetidas ao recozimento intercrítico nas várias temperaturas utilizadas apresentaram variações discretas na distribuição quanto ao tamanho de grão ferrítico. As frações de ferrita e martensita situaram-se nos intervalos de 70-95 e 5-30%, respectivamente. As frações de MA até 5% praticamente não interferem significativamente na dureza do aço. Durezas da ordem de 200 HV, que podem ser relacionadas a aços de limite de resistência mecânica de 600 MPa ( $LR = 3 \times HV$ ), foram obtidas para a maior fração volumétrica de martensita/constituente MA. Não se observou a formação de bainita, pelo contrário, foi evidenciada a formação de perlita, que proporciona menor dureza ao aço multiconstituído.

## REFERÊNCIAS

- 1 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, 2004, p.3-10
- 2 MESPLONT, C., De COOMAN, B. C., VANDEPUTTE, S. Microstructure-Properties Relationships in Complex Phase Cold Rolled High Strength Steels. **Iron and Steelmaker**, p. 39-45, 2002.
- 3 COTA, A.B., BARBOSA, R., SANTOS, D.B. Simulation of the controlled rolling and accelerated cooling of a bainitic steel using torsion testing. **Journal of Materials Processing Technology**, v.100, p. 156-162, 2000.

- 4 LePERA, F. S. Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual Phase Steel. **Journal of Metals**, v.100, p. 38-39, 1980.
- 5 ANDREWS, K.W. Empirical Formulae for the calculation of Some Transformation Temperatures. **Journal of Iron and Steel Institute**, v. 203 p. 721-727, 1965.
- 6 LLEWELLYN, D. T., HILLIS, D. J. Dual Phase Steels. **Ironmaking and Steelmaking**, v. 23, n. 6, p. 471-478. 1996.
- 7 PICHLER, A., TRAIT, S., ARNOLDER, G., WERNER, E., PIPPAN, R., STIASZNY, P. In: *42<sup>ND</sup> MWSP CONF. PROC. ISS*, v. XXXVIII, 2000. p. 573-593
- 8 STAY, S., CHENGJI, L., PURDY, G. R. Carbide Dissolution and Austenite Growth in the Intercritical Annealing of Fe-C-Mn Dual Phase Steels. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 23, n. 1, p. 121-130, 1983.
- 9 RAMOS, L.F., MATLOCK, D. K., KRAUSS, G. On The Behavior of Dual-Phase Steel. **Metallurgical Transactions**, v. 10A, p. 259-261, 1979.
- 10 ZAEFFERE, S., OHLERT, J., BLECK, W. A study of microstructure, transformation mechanisms and correlation between microstructure and mechanical properties of a low alloyed TRIP steel. **Acta Materialia**, v. 52, p. 2765-2778, 2004.
- 11 SILVA, F., LOPES N.I.A., SANTOS, D.B. Microstructural Characterization of the C-Mn Multiphase High Strength Cold Rolled Steel. **Materials Characterization**, v. 56, p.3, 2006.
- 12 QUEIROZ, P. M., RODRIGUES, P. C. M., BARBOSA, R., SANTOS, D. B. Caracterização Microestrutural de um Aço C-Mn Multiconstituído Laminado a Frio de Alta Resistência. In: *59<sup>0</sup> CONGRESSO ANUAL DA ABM*. São Paulo: ABM, 2004. p. 2997-3006.
- 13 KRAUSS, G. Phases and Structures. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles**, n.1, p. 1-16. 1990
- 14 HONEYCOMBE, R.W.K., BHADESHIA, H.K.D.H. **Steels, Microstructure and Properties**. Arnold, E: 1995. cap. 5, p. 83-114.
- 15 SPEICH, G. R., DEMAREST, V. A., MILLER, R. L. Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual Phase Steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 12, p. 1419-1428, 1980.