

TRATAMENTOS TÉRMICOS PARA A FORMAÇÃO DE BAINITA EM AÇOS MULTIFÁSICOS DE BAIXO CARBONO ¹

Antonio Jorge Abdalla ²
Tomaz Manabu Hashimoto ³
Carlos de Moura Neto ⁴
Marcelo dos Santos Pereira ³

Resumo

Um aço de baixo carbono foi submetido a diversos roteiros de tratamentos térmicos para a formação de variadas frações volumétricas de bainita (13 a 27%), além das fases ferrita e martensita. Para a avaliação quantitativa da bainita produzida foram utilizados ataques químicos específicos (LePera modificado com alteração na proporção dos reagentes) e para a análise morfológica da bainita formada foram utilizadas técnicas de microscopia eletrônica de transmissão. Foram avaliadas as propriedades mecânicas do aço com diferentes microestruturas através de ensaios de tração e fadiga. As propriedades mecânicas foram relacionadas com a morfologia e as frações volumétricas das fases presentes. Observa-se que a utilização de uma fração volumétrica adequada de bainita pode substituir a fase martensita, mantendo boa resistência ductilidade. Há uma relação entre o tipo de bainita formada e a temperatura utilizada para a sua formação. Devido ao baixo teor de carbono do aço utilizado (0,11%), a bainita formada foi predominantemente do tipo bainita superior.

Palavras-chave: Tratamentos térmicos; Bainita; Caracterização microestrutural.

HEAT TREATMENTS FOR BAINITIC FORMATION IN LOW CARBON MULTIPHASE STEELS

Abstract

Different volume fractions of bainite were formed by heat treatments in low carbon steel. In this process ferrite and martensite phases were also produced. For the microstructural characterization, we developed a chemical etching (LePera modified by changing in reagent proportions) that allows one to distinguish the phases by optical microscopy. The process was also accomplished by transmission electron microscopy observation with the objective of analyzing the morphology of the bainite phase. The evaluation of the mechanical properties was done based on the results of the tensile and fatigue tests. The experimental results show that an appropriate volume fraction of bainite can substitute the martensite phase allowing a good ductility. There is a relationship between the type of bainite formed and the temperature used in the treatment. Due to the low carbon content in steel (0.11 %), the superior bainite was formed mainly.

Key words: Heat treatments; Bainite; Microstructural characterization.

¹ Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.

² Doutor do Inst. Estudos Avançados IEAv- CTA, 12231-970 São José dos Campos - SP, Brasil

³ Doutor da Universidade Estadual Paulista - UNESP, 12500-000 Guaratinguetá - SP, Brasil
Doutor do Instituto Tec. Aeronáutica ITA-CTA, 12228-900 São José dos Campos - SP, Brasil

1 INTRODUÇÃO

As necessidades de mercado, com relação à tecnologia, vêm no sentido de se obter materiais com características especiais para aplicações específicas. Para os aços, destinados para fins estruturais, são requisitos importantes: resistência mecânica associada à boa tenacidade, resistência à fadiga, ao desgaste e à corrosão atmosférica. Alguns aspectos da produção e da trabalhabilidade destes aços devem ainda ser considerados, tais como: serem produzidos facilmente por deformação, serem trabalháveis por conformação, dobramento, corte, solda e outros.

Dentre as rotas de aperfeiçoamento dos aços estão os processos termomecânicos e térmicos que possibilitaram o desenvolvimento de aços com granulação fina e aumento adicional no limite de escoamento, através de endurecimento por precipitação. Novas melhorias no processo termomecânico têm possibilitado a obtenção de grãos ultrafinos.⁽¹⁾

Para melhorar o desempenho de alguns tipos de aços, após o processamento termomecânico, podem ser aplicados tratamentos térmicos adicionais. Tratamentos isotérmicos e intercríticos permitem a formação de uma microestrutura refinada e com diferentes frações volumétricas das diferentes fases possíveis nos aços.^(1,2) Esta combinação permite o aproveitamento das propriedades específicas de cada uma das fases, permitindo a formação de microestruturas com propriedades mecânicas adequadas a uma série de aplicações diferentes. Neste contexto, a introdução da bainita é uma opção promissora quando se deseja a combinação de alta resistência e tenacidade, tornando-a um constituinte com grande potencial em termos de pesquisa e desenvolvimento de aços para fins estruturais. Estes aços podem ter estrutura inteiramente bainítica ou conter outras fases como a ferrita, martensita ou austenita retida.⁽³⁾

A introdução do microconstituinte bainítico pode representar ganho na resistência mecânica comparado com as microestruturas ferríticas ou ferríticas-perlíticas. Nos aços ARBL ou microligados, pode-se substituir de forma total ou parcial os grãos martensíticos, mantendo a resistência e melhorando a tenacidade dos mesmos.^(3,4)

A estrutura bainítica pode ser obtida através de resfriamento isotérmico em uma faixa de temperatura entre o início da transformação da martensita e as temperaturas de formação da ferrita e perlita.^(5,6) A bainita pode ser formada ainda por resfriamento contínuo em certos aços contendo elementos de liga que retardem a reação da ferrita e da perlita e diminuam a temperatura de reação da bainita.

A morfologia da bainita por transformação isotérmica varia com a temperatura, sendo constituída de agregados finos de ripas de ferrita e partículas de carbonetos⁽⁷⁾ e é diferente da bainita produzida por resfriamento contínuo. Da mesma forma, o desenvolvimento de aço inoculado com adições controladas de partículas não metálicas, induz a nucleação da ferrita de forma intragranular e heterogênea e cresce em muitas direções, com aparência acicular.^(8,9)

As diferentes morfologias resultam em propriedades diferentes.^(10,11) É necessário um esforço para otimização dos tratamentos térmicos, caracterização das microestruturas e propriedades da bainita.

A identificação da bainita por microscopia óptica exige o ataque da microestrutura por um reagente específico que ressalte esta fase, além de cuidados especiais na preparação da amostra para que se consiga, após o ataque, um bom resultado na análise quantitativa deste microconstituinte.⁽¹²⁾ Para uma análise

qualitativa são necessários grandes aumentos, possíveis através da microscopia eletrônica.⁽¹³⁾ Neste trabalho foram utilizados ataques com o reagente LePera modificado para a observação da bainita por microscopia óptica e foram realizadas análises qualitativas, da morfologia do microconstituente, através de microscopia eletrônica de transmissão.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O aço utilizado neste trabalho foi fornecido pela Usina Siderúrgica de Minas Gerais S.A. em chapas laminadas com 3 mm de espessura, com a seguinte composição (% em peso): C(11), Si(0,01), Mn(0,51), P(0,20), S(0,009), Al(0,031), Nb(0,024), N(0,0039) Fe(balanço). Este aço é utilizado para rodas automobilísticas.

Os corpos-de-prova para ensaio de tração foram confeccionados segundo a norma ASTM E 8M. Os ensaios foram realizados em uma máquina servohidráulica do tipo MTS, modelo 810.23M, à temperatura ambiente. Foram determinados os parâmetros de limite de escoamento, limite de tração e alongamento total.

Os corpos-de-prova foram separados em 11 lotes, cada um deles contendo 5 CDP(s) para ensaios de tração. Foram estipulados diversos roteiros de tratamentos térmicos com a finalidade de obter diferentes frações volumétricas de bainita. Inicialmente todos os corpos-de-prova foram recozidos a 950°C por 2 horas e resfriados ao forno, posteriormente, cada lote de CDP(s) foi submetido a um tratamento térmico específico, conforme mostrado na Tabela 1.

Tabela 1 – Tratamentos térmicos intercríticos e isotérmicos utilizados

Tratamentos térmicos	Aquecimento inicial	Tratamento intercrítico	Tratamento Isotérmico	Têmpera
A	920°C-12min	760°C-40min	370°C-20min	água
B	920°C-12min	760°C-40min	370°C - 2 h	água
C	920°C-12min	760°C-40min	500°C-20min	água
D	920°C-12min	760°C-40min	500°C - 2 h	água
E	920°C-12min	760°C-20min	370°C-20min	água
F	920°C-12min	---	500°C-1min	água
G	920°C-12min	---	500°C-5min	água
H	920°C-12min	---	370°C-1min	água
I	920°C-12min	---	370°C-5min	água
J	920°C-12min	810°C-10min	---	óleo
K	920°C-12min	780°C-10min	---	óleo

Com o objetivo de distinguir e quantificar as fases presentes, em cada microestrutura, foram embutidas amostras de cada uma das situações microestruturais estudadas, e, após o polimento, estas foram atacadas com três diferentes reagentes: Nital 3% por 20 segundos (solução em etanol); metabissulfito de sódio 10% (solução em água); e LePera modificado (mistura de dois reagentes: I – 1g de metabissulfito em 100 ml de água e II – 4g de ácido pícrico em 100 ml de etanol). A modificação introduzida no reagente LePera refere-se às proporções utilizadas, na proposta original onde utiliza-se 50% do reagente I e 50% do reagente II, para que o ataque alcance um bom resultado é necessário um aumentar a fração volumétrica do reagente I para um valor entre 60 a 70%, completando os 100% com o reagente II. Caso a microestrutura tenda generalizadamente para a coloração azul é necessário aumentar a fração do reagente II; caso a microestrutura tenda para o

marrom, aumentasse a fração volumétrica do reagente I. Os tempos para este ataque variaram entre 15 e 23 segundos, dependendo do tratamento térmico aplicado.

As análises quantitativas e qualitativas como fases presentes, grãos e frações volumétricas das fases, foram realizadas por meio de técnica de microscopia óptica, com o auxílio de um analisador de imagens, utilizando o software *Cybernetics Image Pro-Express 4,0*, módulo: *Materials-Pro Analyser 3.1*.

Para análise do tipo de bainita formada e das subestruturas de discordâncias formadas durante os ensaios foi utilizado um microscópio eletrônico de transmissão, tipo JEOL JEM – 200C, com tensão de aceleração igual a 200kV. As amostras foram retiradas da região central dos corpos-de-prova, próximo à fratura, e afinadas manualmente até a espessura de 100 μ m. Foram posteriormente cortadas numa máquina SERVOMET SMD, por eletroerosão em discos com 3mm de diâmetro e receberam polimento e afinamento final em uma TENUOL – 3 da STRUERS.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os tratamentos térmicos aplicados formaram microestruturas contendo frações volumétricas de bainita entre 13 e 27 %, além de outras fases como: ferrita, martensita e austenita retida.

A micrografia da Figura 1, do aço tratado na condição K, atacada com Nital 3%, ilustra a aparência típica das micrografias dos aços atacados com este reagente. Observa-se que a morfologia básica produzida nos tratamentos térmicos é de uma matriz ferrítica (clara), com ilhas de segunda fase (escura), composta por bainita ou martensita (ocorrência em menor proporção). A micrografia da Figura 2, do aço na condição J, mostra a aparência típica das amostras atacadas com metabissulfito de sódio. O objetivo deste ataque é o de ressaltar a austenita retida (clara). A figura 3, referente ao tratamento H, ilustra a aparência típica das amostras atacadas com o reagente LePera modificado. A coloração azul corresponde à fase ferrita, a coloração marrom à bainita e a branca ao constituinte MA (martensita + austenita retida).

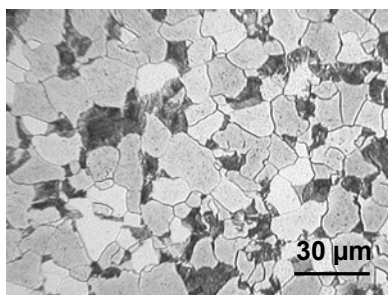


Figura 1 – Microscopia óptica: aspecto geral da microestrutura do aço na condição K. Ataque - Nital- 3%.

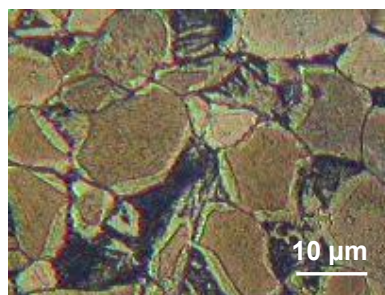


Figura 2 – Microscopia óptica: destaca a austenita retida (clara). Aço na condição J. Ataque - Metabissulfito de Sódio.

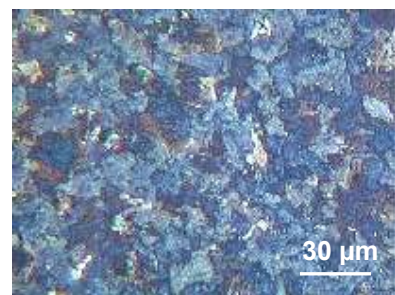


Figura 3 – Microscopia óptica: mostrando as fases: ferrita (azul), bainita (marrom) e constituintes MA(branco). Aço na condição H. Ataque – LePera.

A Tabela 2 mostra as frações volumétricas das fases presentes para cada um dos tratamentos térmicos aplicados. A fração de constituintes MA corresponde à soma das porções de martensita e de austenita retida presentes em cada microestrutura.

Tabela 2 – Fração volumétrica das fases

Tratamentos térmicos	Fração volumétrica %								
	Bainita	$\bar{\sigma}$	Ferrita	$\bar{\sigma}$	Constituinte M.A.	$\bar{\sigma}$	Austenita retida	$\bar{\sigma}$	Martensita estimada
A	19,6	1,8	82,2	1,8	4,1	1,8	3,1	1,7	1,1
B	13,1	2,4	81,5	2,4	5,1	2,4	4,3	1,7	0,9
C	16,3	1,2	76,9	1,3	6,7	1,3	6,1	1,3	0,6
D	18,3	3,0	75,5	3,0	5,1	3,0	4,7	1,4	0,5
E	15,1	1,5	77,8	1,6	7,0	1,6	6,2	2,1	0,8
F	19,9	2,8	74,8	3,3	5,3	1,0	3,9	0,9	1,4
G	18,6	1,9	76,2	3,7	5,2	1,1	4,3	1,2	0,9
H	22,6	2,1	71,7	4,1	5,7	1,3	3,4	1,3	1,4
I	23,4	1,4	70,5	2,4	6,1	1,5	4,5	1,1	1,6
J	24,6	2,6	68,4	3,0	7,0	1,7	5,2	1,1	1,8
K	27,2	3,1	65,9	1,9	6,9	2,2	4,7	1,2	2,2

A Tabela 3 mostra o tamanho médio de grão da fase ferrita encontrado para cada uma das condições microestruturais estudadas. Observa-se que nos tratamentos térmicos onde o tempo, na temperatura intercrítica, foi mais prolongado ocorreu um crescimento excessivo no tamanho dos grãos ferríticos (tratamentos A, B, C e D). A Tabela 4 mostra que este aumento no tamanho médio de grão provoca uma redução no limite de resistência.

Os resultados apresentados na Tabela 4 mostram que os tratamentos térmicos aplicados permitiram a formação de microestruturas multiconstituídas, e que, estas microestruturas melhoram as propriedades mecânicas em tração, sem representar perda acentuada na ductilidade (medida pelo alongamento).

Tabela 3 – Diâmetro médio dos grãos

Tipos de tratamentos térmicos	Diâmetro médio dos grãos (μm)	Tamanho de grão (ASTM E 112)	
		Número	μm
Laminado	7,8	G-11	7,9
Recozido	15,2	G-9,5	13,3
A	45,3	G-6,0	44,9
B	47,2	G-6,0	44,9
C	46,4	G-6,0	44,9
D	48,3	G-6,0	44,9
E	27,7	G-7,5	26,7
F	13,9	G-9,5	13,3
G	14,5	G-9,5	13,3
H	10,9	G-10	11,2
I	11,3	G-10	11,2
J	19,5	G-8,5	18,9
K	17,6	G-8,5	18,9

Tabela 4 – Propriedades mecânicas

Tratamentos térmicos	σ_e (MPa)		σ_t (MPa)		A (%)		(σ_e/σ_t)
	Média	$\overline{\sigma}$	Média	$\overline{\sigma}$	Média	$\overline{\sigma}$	(%)
Recozido	293	05	350	04	38	2	0,83
A	264	11	432	16	28	3	0,61
B	263	07	419	20	28	2	0,63
C	208	04	411	14	25	1	0,51
D	207	13	416	12	26	2	0,50
E	277	15	447	23	21	3	0,62
F	366	8	467	2	30	3	0,75
G	303	5	441	2	30	3	0,73
H	350	1	469	8	27	4	0,74
I	316	11	443	9	27	1	0,76
J	350	6	485	5	35	6	0,77
K	374	9	524	7	34	4	0,77

Observa-se, através da Tabela 2, que o aço na condição N apresentou uma fração de bainita superior às demais condições (27,2%), e este fato, além de aumentar o limite de resistência, manteve no aço uma excelente ductilidade, semelhante ao aço recozido (Tabela 4). O gráfico da Figura 4 mostra que há uma tendência de aumento do limite de escoamento e de resistência com o aumento da fração volumétrica de bainita.

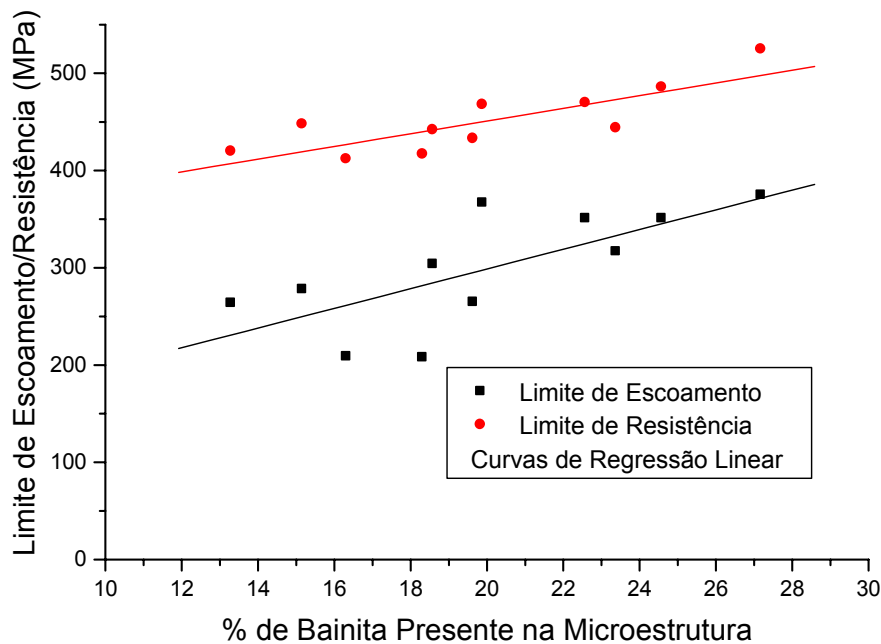


Figura 4 – Variação do Limite de Escoamento e de Resistência com a Fração Volumétrica de Bainita

Os aços nas condições de tratamento A, B, C e D, devido ao crescimento no tamanho de grão, apresentaram propriedades mecânica inferiores. Observa-se através do gráfico da Figura 5 a tendência de redução na resistência mecânica devido ao aumento do tamanho de grão. A Figura 6 mostra que há uma tendência de ganho no alongamento com o aumento da fração volumétrica de bainita, apesar do aumento do limite de resistência, resultando, portanto, em melhoria na tenacidade.

O tipo de bainita formada varia em função da temperatura isotérmica, do percentual de carbono do aço e do tempo de permanência na temperatura isotérmica. Alguns elementos como o Si e o Mn podem contribuir para estabilizar a austenita e evitar a transformação desta em bainita. Este efeito é observado nos aços TRIP e pode representar ganhos significativos na ductilidade.⁽¹⁴⁾

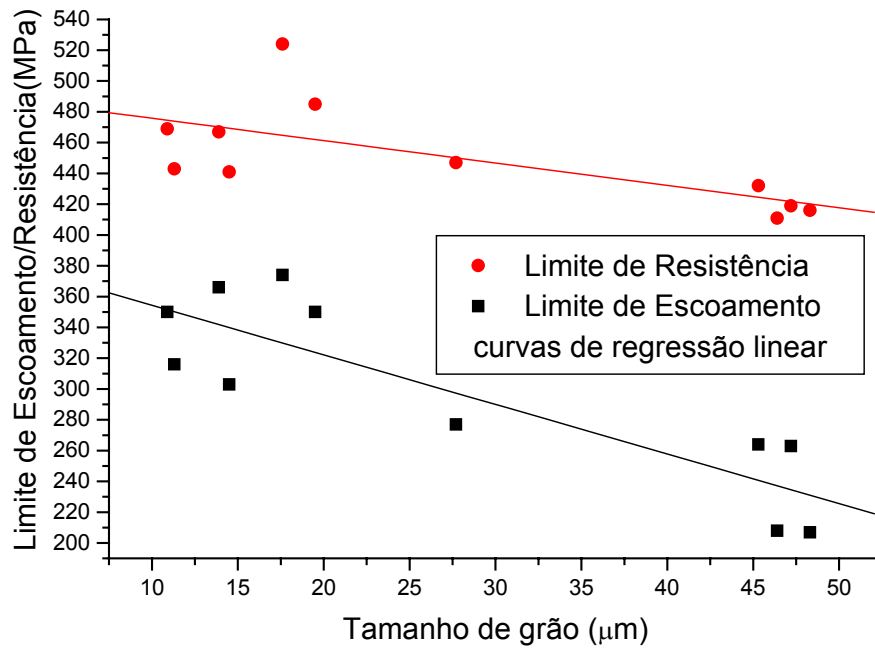


Figura 5 – Gráfico Mostrando a Redução no Limite de Escoamento e Resistência em função do Aumento no Tamanho de Grão da Matriz.

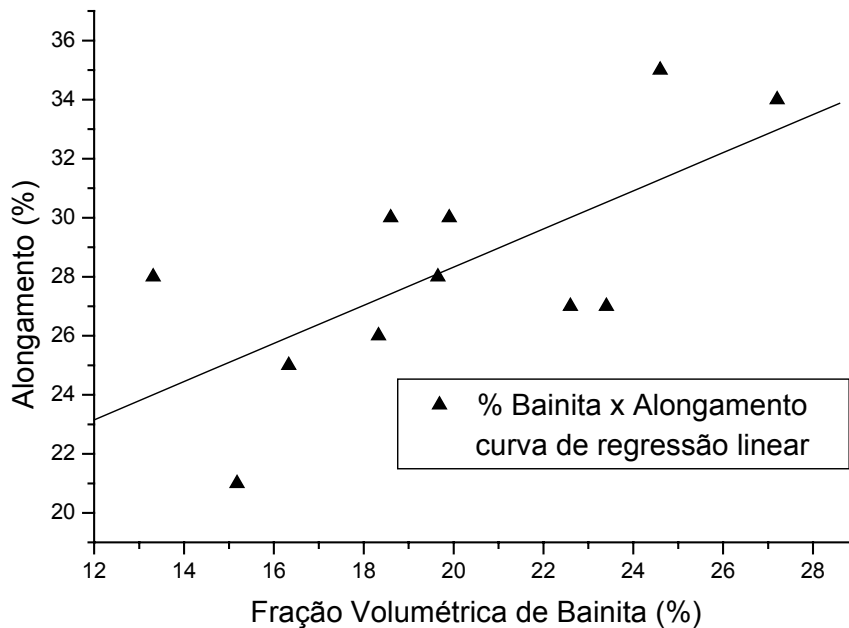


Figura 6 – Gráfico Mostrando o Aumento no Alongamento em Função da Fração Volumétrica de Bainita.

Os tratamentos isotérmicos aplicados induziram à formação de uma bainita constituída de plaquetas alongadas de carbonetos intermediadas por ferrita bainítica. Não foi observada diferença significativa entre a formação da bainita em 370°C ou 500°C, em ambos os casos observa-se que a precipitação de carbonetos entre as ripas de cementita foi rara. A Figura 7.a e b mostram a morfologia típica da bainita formada nestes tratamentos (A, B, C, D, E, G e I).

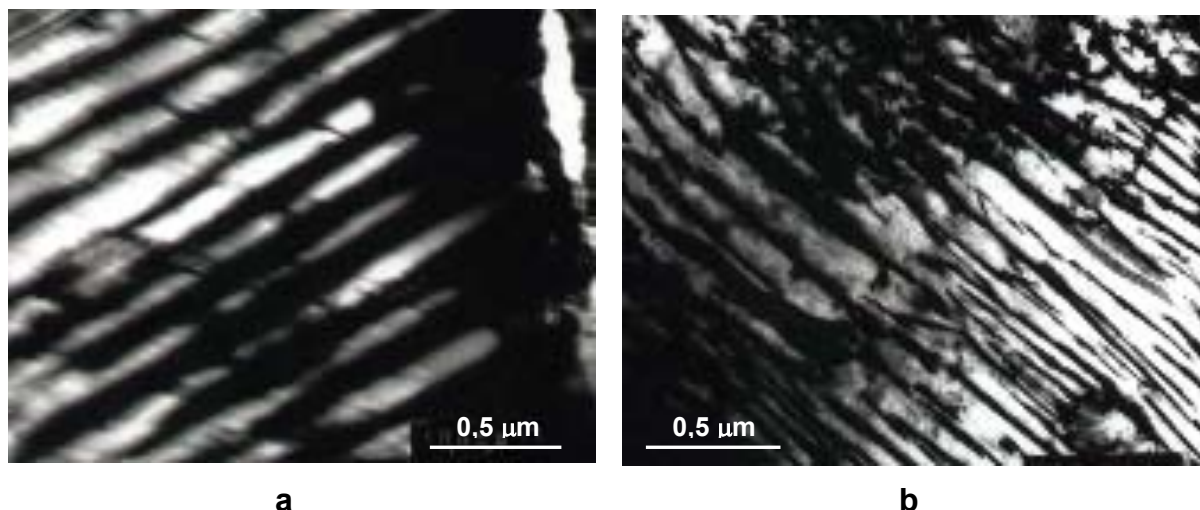


Figura 7 – Microscopia Eletrônica de transmissão (MET): mostrando a morfologia típica da fase bainítica produzida na temperatura isotérmica de (a) 500°C e (b) 370°C.

A Figura 8.a mostra a bainita formada através do resfriamento contínuo a partir da região intercrítica (J e K) nestes casos a bainita formada apresentou-se em pequenos blocos distribuídos na matriz ferrítica. A Figura 8.b mostra detalhes observados em amostras onde a permanência na temperatura isotérmica foi de apenas 1 minuto (F e H), nota-se a formação incompleta da fase bainita.

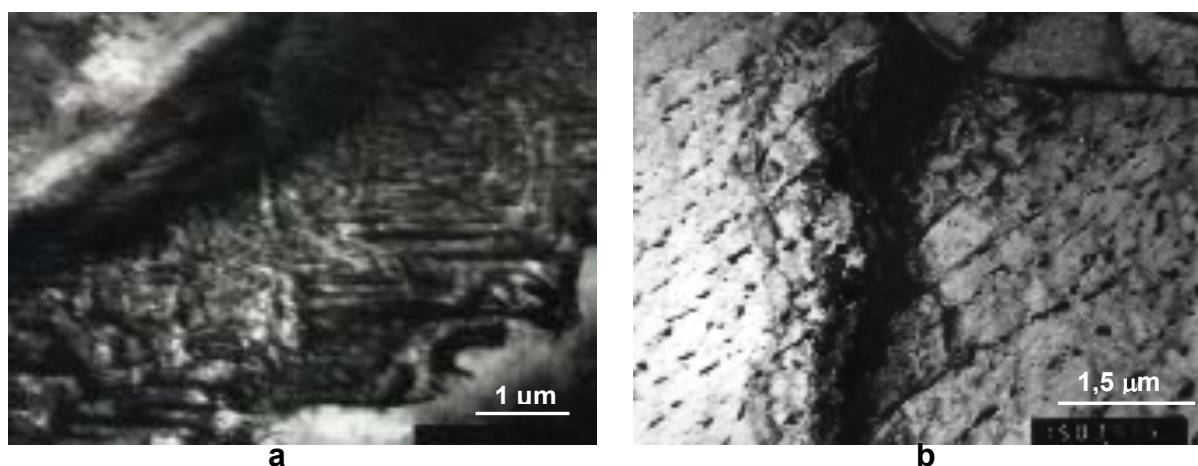


Figura 8 – Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET): mostrando a morfologia típica encontrada para a bainítica dos aços tratados nas condições: (a) J e K ; (b) F e H.

4 CONCLUSÕES

- Em função dos tratamentos térmicos aplicados foi possível produzir uma fração volumétrica de bainita que variou entre 13 e 27%;
- Nas microestruturas formadas, observou-se que o aumento na fração volumétrica de bainita proporcionou uma elevação nos limites de escoamento e de resistência;
- O alongamento também foi favorecido com o aumento do percentual de bainita, sugerindo ganho na tenacidade;
- A morfologia básica da bainita formada foi de plaquetas alongadas de carbonetos intermediadas por ferrita bainítica, com rara observação de precipitados.

Agradecimentos

Os autores agradecem ao Instituto de Estudos Avançados IEAv/CTA, à USIMINAS, ao IPEN/CNEN, à FEG/UNESP e à FAPESP, pelo apoio recebido.

REFERÊNCIAS

- 1 ABDALLA, A.J., HASHIMOTO, T.M., MOURA NETO, C., MONTEIRO, V.A., Otimização das Propriedades Mecânicas Por Meio de Modificações Microestruturais em Aços de Baixo Carbono, In: 58º CONGRESSO DA ABM, Rio de Janeiro, RJ, 2003, p.2801-2809.
- 2 MAID, O., DAHL, W., STRASSBURGER, C., "Einfluss der Gefuegeparameter auf die Mechanischen eigenschaften von Duaphasen-stahl", MUESCHENBORN, *Stahl u. Eisen* 108, n.8, 1988, p.355-364.
- 3 ABDALLA, A.J., HASHIMOTO, T.M., PEREIRA, M.S., MONTEIRO, W.A., Influence of the Phases on the Tensile and Fatigue Properties in a Multiphase Steel, In: 9th INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS, Atlanta, Georgia, EUA, 2006, p.1-8.
- 4 LITVINENKO, D. A., CHU, V. U., LI, S. V., CHEUSKAIA, O. N. Structure and properties of metals and alloys quality of ferritic-bainitic steel X70 for welded pipes of Artics gas trunk pipelines, **Steel in Transactions**, v.26, n.7, 1996, p. 57-61.
- 5 HONEYCOMBE R.W.K., BHADHESHIA N.K.D.H., **Steels: Microstructure and Properties**, E. Arnolds, London, 2nd ed., 1996.
- 6 ABE, F., NAKAZAWA, S.A, **Material Science Technology**, v.8, 1992, p.1063-1069.
- 7 BRAMFITT, B.L., WEADERLY, G.C., LIN, Z.Y, **Metallurgical Transactions**, 21A, 1991, p.817-829.
- 8 ZHANG, Z., FARRAR, R.A., **Material Science Technology**, v.12, 1996, 237 – 260.
- 9 MADARI, I., ROMERO, J.L., GUTIERREZ, I., **Metallurgical Transactions**, 29A, 1998, p.1003 – 1015.
- 10 PEREIRA, M.S., GARCIA, P.E.L., HASHIMOTO, T.M. , In: MICROSCOPY AND MICROANALYSIS 2002, CD-ROM, Québec City, Canadá, 2002, p.1328-1329.
- 11 ABDALLA, A.J., HASHIMOTO, T.M., MOURA NETO, C., MONTEIRO, W.A., In: 8th INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS – FATIGUE 2002, Estocolmo, v.4, 2002, p.2263-2268.
- 12 GIRAULT, E., JACQUES, P., MOLS, K., VAN HUMBEECK, J., AERNOUDT, E., DELANNAY, F. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels, **Materials Characterization**, v.40, 1998, p.111-118.
- 13 ABDALLA, A.J., HASHIMOTO, T.M., PEREIRA, M.S., MONTEIRO, W.A., Fatigue properties and substructure dislocations in dual-phase steel, In: 9th INTERNATIONAL FATIGUE CONGRESS, Georgia, EUA, 2006, p.723-780.
- 14 YANG, J.R., HUANG, C.Y., HSIEH, W.H., CHIO, C.S., Mechanical Stabilization of Austenite against Bainitic Reaction in Fe-Mn-Si-C Bainitic Steel, **Materials Transactions, JIM**, v.37, n.4, 1996, p.579-585.