



OTIMIZAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UM AÇO ARBL ATRAVÉS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS

Abdalla, A.J.¹; Hashimoto, T.M.²; Pereira, M.S.²; Anazawa, R.M.^{1,2}

¹.Instituto de Estudos Avançados – IEAv/CTA abdalla@ieav.cta.br

Rod.Tamoios km 5,5 – CEP12.271-970 São José dos Campos -SP, Brasil – fone 55 12 3947 5413

².Faculdade de Eng.Guaratinguetá - FEG/UNESP marcelop@feg.unesp.br

Rua Ariberto P. Cunha 333 - CEP 12.500-000 Guaratinguetá-SP, Brasil – fone 55 12 3123 2873

(Recibido 8 de Oct.2006)

RESUMEN

O presente trabalho discute a formação de microestruturas, com diferentes frações volumétricas das fases ferrita, martensita, bainita e austenita retida, em aços multifásicos, através de tratamentos térmicos específicos. Estas modificações microestruturais são alcançadas por meio do mecanismo de transformação de fases em um aço de baixo carbono (0,11%). Para a caracterização microestrutural são desenvolvidos ataques químicos que permitem distinguir as fases presentes via microscopia óptica. Para a avaliação das propriedades mecânicas foram realizados ensaios de tração. Os resultados experimentais mostram que tratamentos térmicos apropriados podem contribuir significativamente para aumentar as propriedades mecânicas do aço estudado. Observa-se também que, para a otimização das propriedades mecânicas, é importante o controle da fração volumétrica das fases, da morfologia e do tamanho médio dos grãos.

Palavras chave: propriedades mecânicas, caracterização microestrutural, aços multifásicos.

ABSTRACT

This paper discusses the formation of microstructures with different volume fractions, as an outcome of a specific heat treatment, with the following phases: ferrite, martensite, bainite and retained austenite. These microstructure modifications are formed by mechanism of transformation of phases in low carbon steel (0.11%). For the characterization it is developed a chemical etching that allows distinguishing the phases by optical microscopy. The evaluation of the mechanical properties is done based on the results of tensile test. The experimental results show that appropriate heat treatments can contribute to a significant improvement in the mechanical properties of the steel. In this process it is essential to control the volume fraction, morphology of the phases and grain size.

Keywords: mechanical properties, microstructure characterization, multiphase steel.

1. Introdução

Desde as últimas décadas do século passado vêm se pesquisando as possibilidades de otimização das propriedades mecânicas dos aços através do processo de transformação de fases. Os aços bifásicos, na década de 70, mostraram-se bastante promissores, principalmente para a indústria automobilística (Hayami et al, 1975; Rashid, 1976). Estes estudos evoluíram bastante, segundo Andrade et alii (2002), a formação de microestruturas multifásicas torna estes aços adequados para a utilização nos automóveis do futuro, representando ganho na resistência e redução no peso do componente. Outros pesquisadores (Guimarães et al, 1981, Owen, 1980; Akisue et al, 1993) demonstraram que os aços bifásicos ou multifásicos além de reduzirem o peso e o custo de vários itens utilizados na indústria automobilística também representavam um ganho de vida em relação a fadiga.

Conforme mostra os estudos de Maid et al (1988), com relação as diferentes fases que podem estar presentes nos aços multifásicos, o aumento da fração volumétrica da fase dura (martensita) aumenta a resistência em tração. Esta fase atua como barreira ao movimento de discordâncias, aumentando o encruamento da fase dúctil durante o processo de deformação (Ab-

dalla et alii, 1999). A fase bainítica, de forma semelhante à fase martensítica, tem efeito benéfico nas propriedades mecânicas dos aços multifásicos e pode ainda retardar ou impedir o crescimento de trincas (Abdalla et alii, 2003). A presença da fase bainítica possui também a vantagem, sobre a fase martensítica, de manter a ductilidade do aço em patamares elevados (Metals Handbook, ASTM, 1996).

Uma das principais dificuldades na caracterização dos aços multifásicos é a identificação da fase bainítica. LePera (1980) e Girault et alii (1998) realizaram experimentos utilizando dois reagentes químicos específicos, os resultados foram bastante interessantes, possibilitando a distinção da fase bainítica, difícil de ser detectada por ataques convencionais. No presente trabalho foram realizados 14 tratamentos térmicos diferentes e para a caracterização microestrutural por microscopia óptica foram utilizados, além do reagente indicado por LePera, o ataque com nital e com metabissulfito de sódio.

2. Procedimento Experimental

O aço utilizado neste trabalho tem a composição química descrita na Tab.(1).

Tabela 1 – Composição química dos principais elementos do aço utilizado

| <i>Elementos</i> | <i>C</i> | <i>Si</i> | <i>Mn</i> | <i>P</i> | <i>S</i> | <i>Al</i> | <i>Nb</i> | <i>N</i> |
|------------------|----------|-----------|-----------|----------|----------|-----------|-----------|----------|
| % (peso) | 0.11 | 0.01 | 0.51 | 0.02 | 0.009 | 0.031 | 0.024 | 0.0039 |

Os corpos-de-prova para ensaio de tração foram confeccionados segundo a norma ASTM E 8M e 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, redução de área e alongamento total.

Os corpos-de-prova foram divididos em 16 lotes com 5 CDPs em cada um deles. Um primeiro lote, laminado, não recebeu tratamento algum, com o objetivo de estudar as propriedades do material como recebido. Nos outros lotes foram feitos tratamentos térmicos iniciais de recozimento, com o objetivo de eliminar o efeito da laminação. Um segundo lote, com os CDPs apenas recozidos foi separado para avaliar as propriedades mecânicas nesta condição. No recozimento os CDPs foram mantidos a 950 °C por 2 horas e resfriados ao forno até a temperatura ambiente. Os outros tratamentos térmicos, de A a N, estão descritos na Tab.(2).

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, 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).

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.

Tabela 2 – Tratamentos térmicos intercríticos e isotérmicos

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

3.Resultados E Discussões

Os tratamentos térmicos aplicados formaram microestruturas multifásicas com diferentes morfologias e frações volumétricas de ferrita, bainita, martensita e austenita retida.

A micrografia da Fig.(1), do aço tratado na condição L, 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. A micrografia da Fig. (2), do aço na condição M, mostra a aparência típica das amostras atacadas com metabissulfito de sódio. O objetivo deste ataque é o de ressaltar a austenita retida (clara). A Fig. (3), referente ao tratamento J, 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).

Com exceção do tratamento térmico A, onde os grãos estão distribuídos ao acaso, as outras condições apresentaram uma morfologia com matriz ferrítica e ilhas de segunda fase, bainita e/ou martensita, distribuídas pela matriz. Através da análise por microscopia óptica das amostras atacadas é possível determinar as frações volumétricas das fases.

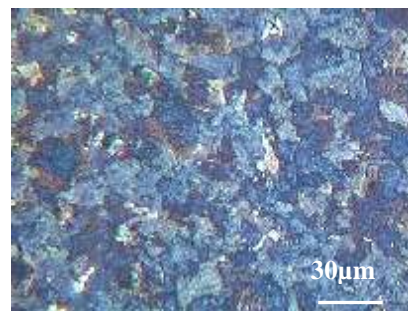
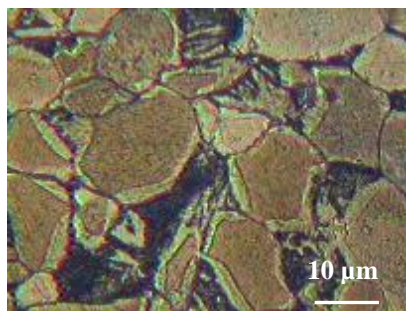
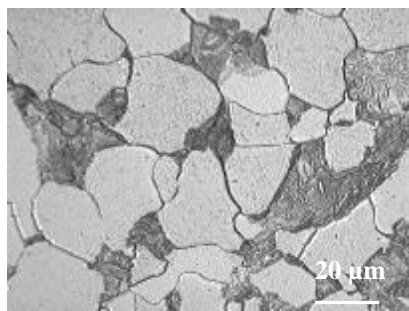


Figura 1 – Microscopia óptica: aspecto geral da microestrutura do aço na condição L (Nital- 3%).

Figura 2 – Microscopia óptica: destaca a austenita retida (clara). Aço na condição M.

Figura 3 – Microscopia óptica: mostrando as fases: ferrita (azul), bainita (marrom) e contituientes MA (branco). (Condição J - LePera)

A Tabela (3) 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 3 – Fração volumétrica das fases

| Tratamentos térmicos | Fração volumétrica % | | | | | | | | |
|----------------------|----------------------|----------|---------|----------|-------------------|----------|------------------|----------|---------------------|
| | Bainita | σ | Ferrita | σ | Constituinte M.A. | σ | Austenita retida | σ | Martensita estimada |
| A | 20,64 | 3,60 | 63,22 | 3,60 | 16,32 | 3,60 | 6,58 | 1,21 | 9,74 |
| B | 13,69 | 2,31 | 75,16 | 2,31 | 11,15 | 2,31 | 5,20 | 2,14 | 5,95 |
| C | 19,65 | 1,83 | 82,22 | 1,83 | 4,13 | 1,83 | 3,06 | 1,70 | 1,07 |
| D | 13,31 | 2,42 | 81,54 | 2,42 | 5,15 | 2,42 | 4,25 | 1,68 | 0,90 |
| E | 16,33 | 1,27 | 76,97 | 1,27 | 6,70 | 1,27 | 6,14 | 1,32 | 0,56 |
| F | 18,33 | 3,04 | 75,53 | 3,04 | 5,14 | 3,04 | 4,65 | 1,43 | 0,49 |
| G | 15,18 | 1,56 | 77,78 | 1,56 | 7,04 | 1,56 | 6,21 | 2,11 | 0,83 |
| H | 19,9 | 2,8 | 74,8 | 3,3 | 5,3 | 1,0 | 3,9 | 0,9 | 1,4 |
| I | 18,6 | 1,9 | 76,2 | 3,7 | 5,2 | 1,1 | 4,3 | 1,2 | 0,9 |
| J | 22,6 | 2,1 | 71,7 | 4,1 | 5,7 | 1,3 | 3,4 | 1,3 | 1,4 |
| K | 23,4 | 1,4 | 70,5 | 2,4 | 6,1 | 1,5 | 4,5 | 1,1 | 1,6 |
| L | 16,8 | 2,3 | 69,5 | 3,6 | 13,7 | 2,1 | 6,0 | 1,6 | 7,7 |
| M | 24,6 | 2,6 | 68,4 | 3,0 | 7,0 | 1,7 | 5,2 | 1,1 | 1,8 |
| N | 27,2 | 3,1 | 65,9 | 1,9 | 6,9 | 2,2 | 4,7 | 1,2 | 2,2 |

A Tabela (4) 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 C, D, E e F). A Tabela (5) mostra que este aumento no tamanho médio de grão provoca uma redução no limite de resistência.

Tabela 4 – 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 | 6,1 | G-12 | 5,6 |
| B | 25,8 | G-7,5 | 26,7 |
| C | 45,3 | G-6,0 | 44,9 |
| D | 47,2 | G-6,0 | 44,9 |
| E | 46,4 | G-6,0 | 44,9 |
| F | 48,3 | G-6,0 | 44,9 |
| G | 27,7 | G-7,5 | 26,7 |
| H | 13,9 | G-9,5 | 13,3 |
| I | 14,5 | G-9,5 | 13,3 |
| J | 10,9 | G-10 | 11,2 |
| K | 11,3 | G-10 | 11,2 |
| L | 17,3 | G-8,5 | 18,9 |
| M | 19,5 | G-8,5 | 18,9 |
| N | 17,6 | G-8,5 | 18,9 |

Os resultados apresentados na Tab.(5) mostram que, comparando-se o aço na condição microestrutural recozida com aços em outras condições microestruturais, os com microestruturas multifásicas têm um ganho nas propriedades mecânicas sem perda acentuada na ductilidade (medida pelo alongamento).

Os tratamentos que conduziram aos maiores aumentos no limite de resistência foram os aplicados nos aços nas condições A, B, L e N. Os três primeiros mostram que a presença da fase martensita em proporções um pouco superior aos demais, entre 6 e 10%, foi suficiente para elevar o limite de resistência. O aço na condição N, apesar de apresentar uma fração volumétrica de martensita baixa (2,2%), apresentou uma fração de bainita superior as demais condições (27,2%), e este fato, além de aumentar o limite de resistência, manteve no aço uma excelente ductilidade, semelhante ao aço recozido. Nota-se também que, apesar do tamanho de grão e do teor de bainita e martensita do aço na condição A serem superiores aos das condições B e L, o limite de resistência foi inferior, este fato mostra a importância da morfologia das fases, que nos casos B, L e N são em forma de uma matriz ferrítica, com ilhas de martensita ou bainita.

Os aços nas condições de tratamento C, D, E e F, devido ao crescimento no tamanho de grão, apesar de terem frações volumétricas das fases semelhantes aos aços tratados nas condições J, K e M, apresentaram propriedades mecânicas inferiores.

Uma outra propriedade interessante dos aços multifásicos nas condições B, C, D, E, F, G e K é a baixa relação entre o limite de escoamento e o limite de resistência (σ_e/σ_t), inferior a 0,68. Este fenômeno credencia estes aços para aplicações que envolvam deformações a frio, Kumar et al (1991) consideram que os valores de σ_e/σ_t entre 0,66 e 0,77 são indicados para uma série de aplicações industriais, devido ao grande aumento na resistência que ocorre durante a deformação plástica do aço.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas das condições microestruturais estudadas

| Tratamentos térmicos | σ_e (MPa) | | σ_t (MPa) | | A (%) | | (σ_e/σ_t) |
|-------------------------|------------------|----------|------------------|----------|-------|----------|-----------------------|
| | Média | σ | Média | σ | Média | σ | |
| Recozido | 293 | 05 | 350 | 04 | 38 | 2 | 0,83 |
| A | 401 | 10 | 515 | 03 | 19 | 2 | 0,78 |
| B | 402 | 21 | 587 | 07 | 16 | 3 | 0,68 |
| C | 264 | 11 | 432 | 16 | 28 | 3 | 0,61 |
| D | 263 | 07 | 419 | 20 | 28 | 2 | 0,63 |
| E | 208 | 04 | 411 | 14 | 25 | 1 | 0,51 |
| F | 207 | 13 | 416 | 12 | 26 | 2 | 0,50 |
| G | 277 | 15 | 447 | 23 | 21 | 3 | 0,62 |
| H | 366 | 8 | 467 | 2 | 30 | 3 | 0,75 |
| I | 303 | 5 | 441 | 2 | 30 | 3 | 0,73 |
| J | 350 | 1 | 469 | 8 | 27 | 4 | 0,74 |
| K | 316 | 11 | 443 | 9 | 27 | 1 | 0,76 |
| L | 462 | 2 | 598 | 12 | 17 | 2 | 0,68 |
| M | 350 | 6 | 485 | 5 | 35 | 6 | 0,77 |
| N | 374 | 9 | 524 | 7 | 34 | 4 | 0,77 |

4. Conclusões

- O melhor desempenho dos aços multifásicos, comparado ao mesmo aço com microestrutura recozida, está associado à presença da fase martensítica e/ou bainítica na microestrutura. Uma fração volumétrica em torno de 20 a 30 % de segunda fase mostra-se adequada para melhorar as propriedades mecânicas;
- A substituição da fase martensítica da microestrutura dos aços multifásicos por bainita (em torno de 30%) manteve a resistência mecânica em níveis elevados e garantiu uma excelente ductilidade (condição de tratamento N);
- Os aços submetidos a tratamentos intercríticos a 760 °C por 40 minutos apresentaram um crescimento de grão ferrítico excessivo e, em consequência, ocorreu uma redução nos limites de escoamento e resistência; e
- A morfologia em forma de matriz ferrítica, com ilhas de segunda fase, mostrou-se adequada para melhorar a resistência do aço, mantendo uma boa ductilidade.

5. Agradecimentos

Os autores agradecem o apoio do Instituto de Estudos Avançados - IEAv/CTA, da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá FEG/UNESP, do Instituto Tecnológico de Aeronáutica ITA/CTA, a Divisão de Materiais do Instituto de Espaço e Aeronáutica AMR/IAE/CTA e da Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo – FAPESP.

7. Referências Bibliográficas

- [1]. Abdalla, A.J., Hashimoto, T.M., Moura Neto, C., Monteiro, V.A., 2003, “Otimização das Propriedades Mecânicas Por Meio de Modificações Microestruturais em Aços de Baixo Carbono”, Anais do 58º Congresso da ABM, Rio de Janeiro, pp.2801-2809.
- [2]. Abdalla, A.J., Hein, L.R.O., Pereira, M.S., Hashimoto, T.M., 1999, “ Mechanical Behavior of Strain Aged Dual Phase Steel”, Material Science and Technology, v.15, pp1167-1170.
- [3]. Akisue, O., Usuda, M., 1993, “ New Types of steel sheets for automobile weight reduction”, Nippon Steel Technical Rep., n.57, pp.11-15.
- [4]. Andrade, S.L., Taiss, E.J.M., Rosa, L.K., 2002, Anais do 57º Congresso Annual da ABM, São Paulo, pg.721-732.
- [5]. Girault, E., Jacques, P., Mols, K., Van Humbeeck, J., Aernoudt, E., DelannaY,F., 1998, “Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels Materials Characterization”, v.40, p.111-118.

- [6]. Guimarães, J.R.C., Papaléo, R., 1981, “Aços Bifásicos: Características Mecânico-Metalúrgicas e Aplicações Potenciais”, Metalurgia ABM, v.37, n.288, p.617-622.
- [7]. Hayami, J., Furukawa, T., 1975, “A Family of high strength cold rolled steels”, Microalloying, Vanitech, p.78-87.
- [8]. Kumar, A. N. E., Basu, S. N., 1991, “Manganese partitioning and dual-phase characteristics in a microalloyed steel”, Journal of Materials Science, v.16, pp.2089-2092.
- [9]. LePera, F. S., 1980, “Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high-strength dual-phase steel”, Journal of Metals, p 38-39.
- [10]. Maid, O., Dahl, W., Strassburger, C., 1988, “Einfluss der Gefuegeparameter auf die Mechanischen eigenschaften von Duaphasenstahl”, Mueschenborn, Stahl u. Eisen 108, n.8, pp.355-364.
- [11]. Metals Handbook, ASTM, 1996, “Properties and selection: iron, steels and high performance alloys”, 10.ed. Ed.by American Society for Metals, Materials Park, Ohio, pp.126-139.
- [12]. Owen, W. S., 1980, “Can a Simple Heat Treatment Help to Save Detroit?”, Metals. Technology, pp.1-14.
- [13]. Rashid, M.S., 1976, “A Unique high strength cold rolled steels”, Technical paper preprint 760206, Society of Automotive Engineers.