

INTER-RELAÇÕES ENTRE TRATAMENTO TÉRMICO, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS EM UM AÇO ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL)¹

Carlos de Moura Neto²

Jorge Otubo³

William Marcos Muniz Menezes⁴

Resumo

O presente estudo foi desenvolvido com tratamentos térmicos em um aço estrutural de Alta Resistência e Baixa Liga – ARBL, contendo 0,11%C e outros elementos como Mn, Si, somando-se a adição de Nb como microligante. Os tratamentos térmicos contemplaram diversos roteiros de aquecimento e resfriamento, com austenitização plena e intercrítica visando a maximização da resistência mecânica. Todos os tratamentos térmicos envolveram têmpera do aço, porém devido ao baixo teor de carbono, fases como ferrita e carbeto compartilharam estruturas polifásicas com a martensita. A presença de ferrita, perlita, bainita e martensita, em diversos roteiros, caracterizam a textura como multifásica. Apesar da ocorrência de martensita em ilhas, é na condição de martensita dispersa que foram obtidos os mais elevados valores de resistência mecânica, majorando-se em até cerca de 90% o limite de resistência médio previsto pelo fabricante, na condição de fornecimento em chapas laminadas a quente.

Palavras-chave: Aço estrutural; Microligantes; ARBL.

INTERRELATIONS OF HEAT TREATMENT, MICROSTRUCTURE, AND MECHANICAL PROPERTIES IN HIGH STRENGTH LOW ALLOY STEEL

Abstract

It was carried out the heat treatment of HSLA – High Strength Low Alloy steel, containing 0.11wt%C with additions of Mn, Si and Nb as alloying elements. Heat treatments was carried out heating the samples above A_{C3} , and between A_{C1} and A_{C3} , with subsequent holding at this temperature followed by rapid cooling in varying quenching bath in order to maximize the mechanical properties. The appearance of ferrite, perlite, bainite and martensite phases indicate a multiphase microstructure. In spite of the occurrence of martensite phase as islands, the highest mechanical resistance was obtained by this condition with up to 90% surplus compared to nominal values of hot rolled sheet, as usually delivered.

Key words: Structural steel; Microalloy; HSLA.

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

² *Membro da ABM, Professor Adjunto da Divisão de Engenharia Mecânica-Aeronáutica, ITA, São José dos Campos, SP.*

³ *Membro da ABM, Professor Adjunto da Divisão de Engenharia Mecânica-Aeronáutica, ITA, São José dos Campos, SP.*

⁴ *Membro da ABM, Professor da Faculdade de Tecnologia Expoente, FATEC-EXPOENTE, São José dos Campos, SP.*

INTRODUÇÃO

Este trabalho tem por objetivo submeter o aço RW-450 a três roteiros de tratamentos térmicos envolvendo austenitização e resfriamento, visando a obtenção de microestruturas diferenciadas. A opção por austenitização intercrítica, além da plena, levou em consideração a solubilização do carbono em apenas parte do material, concentrando-o nestas regiões, uma vez que o limite de solubilidade do carbono na austenita é sensivelmente maior que na ferrita. Os elementos microligantes substitucionais tendem a permanecer dissolvidos na matriz ferrítica, da mesma forma que na austenita de origem,⁽¹⁾ considerando-se elevadas taxas de resfriamento com vistas à obtenção de fases metaestáveis como a bainita e martensita.

Os roteiros de tratamentos térmicos foram adotados com base em diversos roteiros de tratamentos térmicos desenvolvidos por Menezes.⁽²⁾ Os resultados mostram-se consistentes com os fundamentos metalúrgicos,⁽³⁾ e com valores de propriedades mecânicas encontrados por Abdalla.⁽⁴⁾ O aspecto microestrutural possibilita uma reprodutiva associação entre textura e resistência mecânica, de tal forma que ganhos de resistência mecânica são majorados sensivelmente, da ordem de 47% em relação aos valores obtidos por Menezes,⁽²⁾ e de 87% de aumento da resistência mecânica quando comparados com o material de referência (fornecido como laminado a quente). Atendendo aos apelos de sua constituição química, este trabalho deve determinar os procedimentos que levem o aço RW-450 aos níveis de resistência mecânica de referência para aços estruturais, que é da ordem de 1020 a 1170MPa para aços ARBL com carbono equivalente de 0,447 a 0,616%,⁽⁵⁾ por sinal superiores ao aço RW-450 que é de 0,18%.

Os resultados são expressivos, principalmente quando se volta atenção ao baixo teor de carbono do aço tratado, inferior a 0,10%C em peso. Daí a importância do estudo e da compreensão dos mecanismos de atuação dos elementos microligantes sobre as propriedades dos aços ARBL, que se associa ao desenvolvimento tecnológico de procedimentos de tratamento térmico. Como método de controle destes procedimentos de tratamento térmico destaca-se a análise morfológica microestrutural, relacionada com as propriedades mecânicas obtidas no aço, que deve considerar os tipos de fases presentes, suas frações volumétricas, formas dos grãos e distribuição espacial, e permitir a determinação algorítmica de suas propriedades mecânicas, de forma similar à lei de misturas de fases.⁽⁶⁾

MATERIAIS E MÉTODOS

O aço utilizado é do tipo ARBL, fabricado pela USIMINAS e denominado USI-RW-450. A Tabela 1 apresenta a composição química obtida e a especificação que deve ser seguida.

Tabela 1. Composição química real do aço estudado.

Elementos	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Ni	Cr
% em peso	0,084	0,02	0,52	0,021	0,012	0,03	--	0,02	0,01
Especificação (Usiminas, 2003)	≤0,12	0,10	≤0,80	0,025	0,015	0,010 a 0,070	≥0,016	-	-

-- não determinado.

Os corpos-de-prova foram obtidos segundo a geometria apresentada na Figura 1.

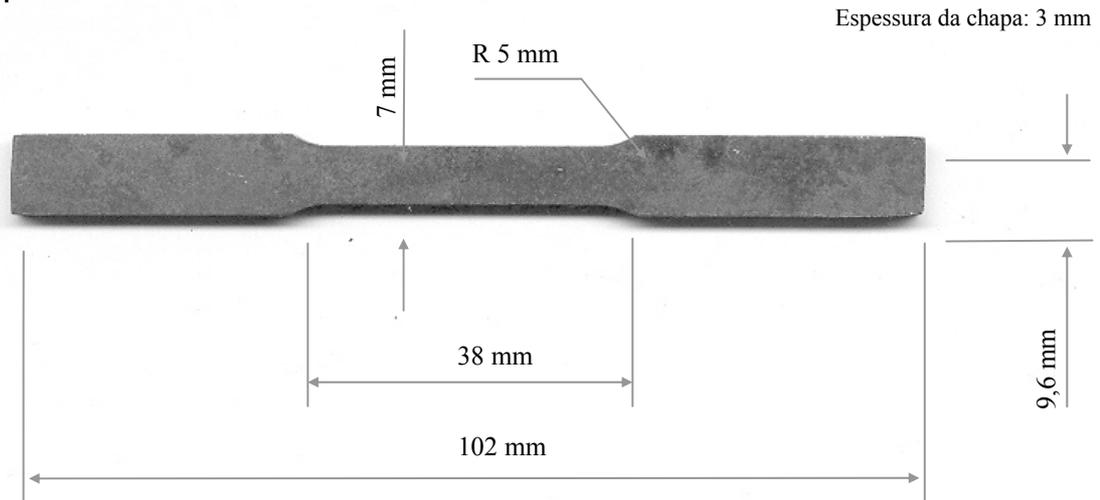


Figura 1. Geometria dos corpos-de-prova.

A avaliação da estrição do material foi efetuada com medidas dos cdp após os ensaios de tração, e a geometria final quantificada, considerando-se os valores finais de largura e espessura dos cdp. A análise da ductilidade do aço ARBL é de grande importância, uma vez que uma das principais características de um aço estrutural é a sua formabilidade, associada à capacidade do aço ser manufaturado segundo processos de conformação mecânica, dos quais se destaca a estampagem.

As medidas foram obtidas conforme apresentadas na Figura 2.

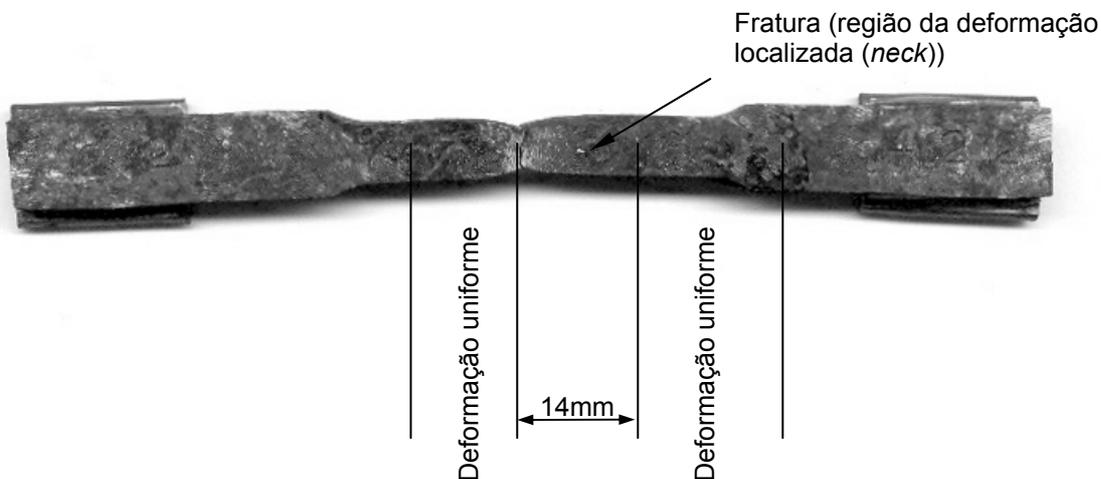


Figura 2. Corpo-de-prova com ruptura, após ensaio de tração.

Com objetivo de promover a decomposição da austenita mediante diversas taxas de resfriamento, foram utilizados meios de resfriamento com severidades diversas, estando em temperatura ambiente ou inferiores. A ordem de temperatura do meio de resfriamento visa assegurar plena decomposição da austenita, considerando fração zero de austenita retida para aços com teor de carbono inferior a 0,2%.⁽⁷⁾ A M_I estimada para o aço utilizado neste trabalho, com %C de 0,11%, e CE de 0,18%, pela equação de Andrews (*product*) (KRAUSS,1990) é de aproximadamente 46°C. Em ordem crescente de severidade, foram utilizados os seguintes meios de resfriamento: água, salmoura (100 g/L_{NaCl}) a 23°C e salmoura (200 g/L_{NaCl}) a 9°C.

Quanto à austenitização, optou-se por realizá-la de duas maneiras: plena e parcial (intercrítica). A austenitização plena contemplou temperaturas superiores à linha Ac_3 , enquanto que a austenitização parcial (intercrítica) foi desenvolvida em temperaturas intermediárias às linhas Ac_1 e Ac_3 . Dessa forma poder-se-ia ter concentrações diferenciadas de carbono dissolvido em uma matriz austenítica ou parcialmente austenítica, e conseqüentemente modificar os parâmetros de decomposição da austenita, que por sua vez implicam em variações das propriedades mecânicas do aço.

A temperatura de austenitização de 950°C foi escolhida com referência nos valores para os aços 1008,⁽¹⁾ de aproximadamente 913°C, referendada ainda por Abdala.⁽⁴⁾ Os valores de Ac_1 e Ac_3 , para este aço, são ~717°C e 843°C respectivamente calculados de acordo com Krauss.⁽⁷⁾

O tempo de encharque da peça foi definido de acordo com recomendação da empresa AÇOS VILLARES, tomando-se como referência o quociente de 25mm espessura da chapa/hora, na temperatura desejada. Considerando a espessura do corpo de prova de 3,0 mm, o tempo mínimo para encharque seria de 7,2 min. Assegurado um valor mínimo para austenitização plena do cdp, adotou-se o seguinte tempo de encharque de 30min.

Foram utilizados 3 roteiros para o tratamento térmico dos cdp conforme esquematizados nas Figuras 3, 4 e 5 e Tabela 2, respectivamente.

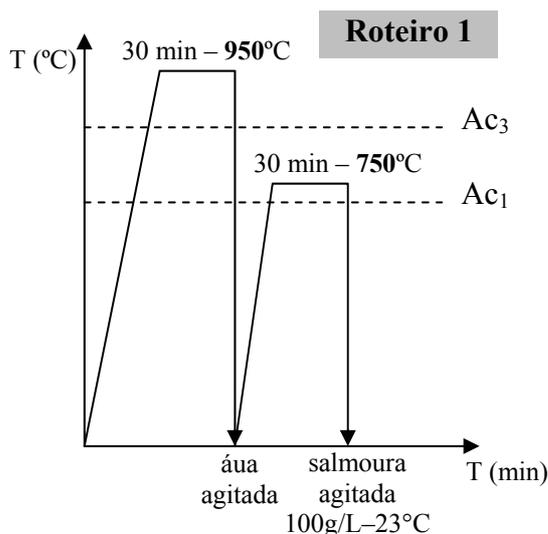


Figura 3. Roteiro 1 de tratamento térmico.

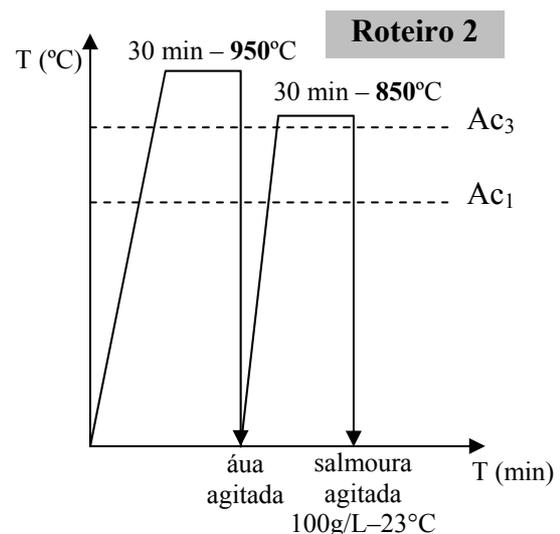


Figura 4. Roteiro 2 de tratamento térmico.

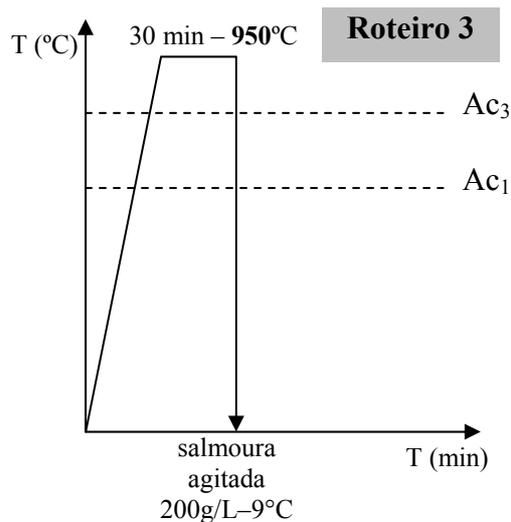


Figura 5. Roteiro 7.2 de tratamento térmico.

Tabela 2. Parametrização dos ciclos de resfriamento dos roteiros de tratamento térmico.

Roteiro/ CDP	Meio de resfriamento	Temperatura de austenitização	Tempo de encharque
1	água	1° ciclo – 952°C	30 min
	Salmoura agitada (23°C) (~ 100 g _{NaCl} /L)	2° ciclo – 755°C	30 min
2	água	1° ciclo – 952°C	30 min
	Salmoura agitada (23°C) (~ 100g _{NaCl} /L)	2° ciclo – 850°C	30 min
3	Salmoura agitada (9°C) (~ 200g _{NaCl} /L)	952°C	30 min

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados obtidos nos ensaios consistem em dados numéricos acerca de parâmetros relativos às propriedades mecânicas e micrografias. A análise do limite de resistência e do limite de escoamento surge como principal referência na análise comparativa com outros trabalhos^(3,5,7) e importante critério de projeto estrutural.

Na Tabela 3 estão dispostos os dados resultantes acerca das propriedades mecânicas do aço RW 450. Estão apresentados os valores de Limite de Escoamento (LE), Limite de Resistência (LR), relação LE/LR, estricção e deformação uniforme. Estes parâmetros têm significativa importância como critérios de projeto estrutural, considerando-se critérios de tensão máxima e deformação máxima. Os valores de referência⁽⁹⁾ para propriedades mecânicas do aço USI RW 450 são LE de 350 a 450MPa, LR de 450 a 570MPa.

Tabela 3. Resultados obtidos em ensaios mecânicos do aço RW 450 sob diversas condições de tratamento térmico, na fase direcionada.

Roteiro	LR (MPa)	LE* (MPa)	LE/LR	Estricção (%)	Deformação Uniforme* (%)
1 água + salmoura	662,0 ± 18,5	325 ± 12,9	0,491	51,7 ± 5,8	12,1 ± 2,3
2 água + salmoura	564,3 ± 17,9	325 ± 19,1	0,576	66,9 ± 5,2	11,5 ± 2,3
3 água	978,8 ± 18,1	417 ± 28,7	0,427	41,3 ± 2,1	2,7 ± 1,3

(*) Análise geométrica da curva tensão-deformação.

Os resultados de resistência mecânica, obtidos por ensaios de tração apresentam boa correlação com a expectativa teórica, uma vez que o aumento da severidade do meio de resfriamento levou a um aumento da resistência mecânica do aço, face à presença de maior fração volumétrica de martensita.

A fase martensítica, quando presente, apresenta duas formas distintas de ocorrência: (1) dispersa e (2) em ilhas (Figura 6). As ilhas de martensita são formadas a partir de centenas de cristais de martensita,⁽⁷⁾ cristais estes na forma de ripas, uma vez que o aço estudado possui teor de carbono inferior a 0,6%.⁽⁷⁾ A formação de martensita dispersa determina o comportamento do aço quanto à resistência mecânica, proporcionando elevados valores de resistência mecânica. Já a ocorrência de martensita em ilhas promove aumento localizado da dureza, associado a uma queda da resistência mecânica, provavelmente devido a descontinuidade da fase resistente, no caso a própria martensita. Sob este aspecto a textura do aço estrutural mostra sua relevância, quando se observa forte correlação das propriedades mecânicas com a fração volumétrica de fases presentes e com a distribuição destas fases.

A dureza máxima encontrada neste material é da ordem de 350HV⁽³⁾ exatamente em ilhas de martensita, por sinal correspondente à fase martensita de baixo teor de carbono conforme apresentado no gráfico da Figura 7. Mesmo presente, a matriz ferrítica dispersa a fase martensita, reduzindo a dureza da estrutura obtida para valores da ordem de 180HV.⁽³⁾



Figura 6. Micrografia do cdp 1A,⁽³⁾ apresentando ilha de martensita em destaque, com diâmetro próximo de 175µm. A estrutura acicular da martensita aparece de forma bastante nítida. Ataque: Nital, 3% – 200x.

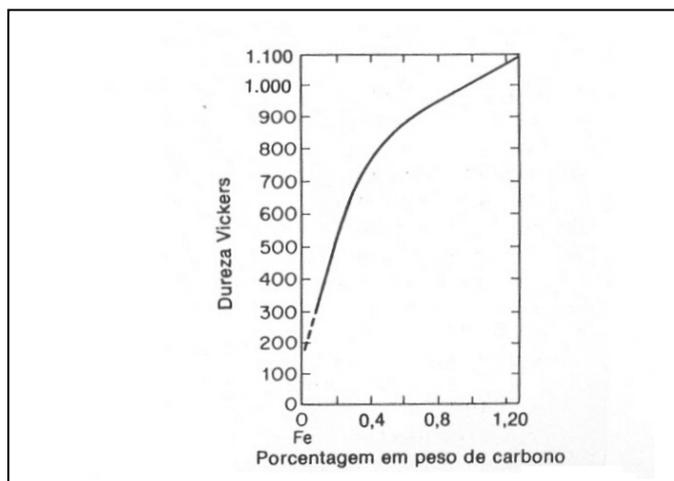


Figura 7. Variação da dureza da martensita em função do teor de carbono, medida na escala Vickers (10).

O roteiro 1 de tratamento térmico compreende austenitização intercristica seguida de resfriamento severo, o que possibilita a obtenção de uma estrutura multifásica contendo grãos de ferrita e grãos de ferrita e cementita ultrafina, provavelmente na condição de perlita e bainita (Figura 8). A utilização de roteiros com austenitização intercristica para obtenção de estrutura bifásica ferrita e bainita pode ser observada em Abdalla,⁽⁴⁾ e mencionada por Ramos.⁽¹¹⁾

A austenitização plena, conforme o roteiro 3, seguida de resfriamento severo, leva a uma estrutura multifásica, onde a presença de martensita dispersa (Figura 9) eleva consideravelmente a resistência mecânica do aço, ao passo que a ductilidade diminui (Tabela 3).

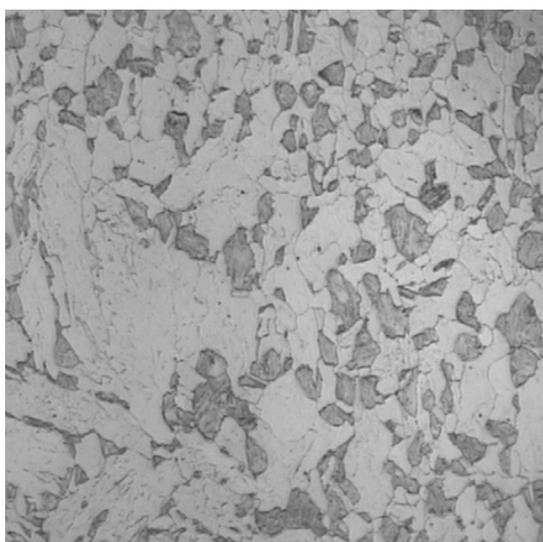


Figura 8. Microestrutura do cdp 421, apresentando nitidamente grãos de ferrita e grãos de ferrita com carbeto precipitados. Ataque: Nital, 3% – 1000X.

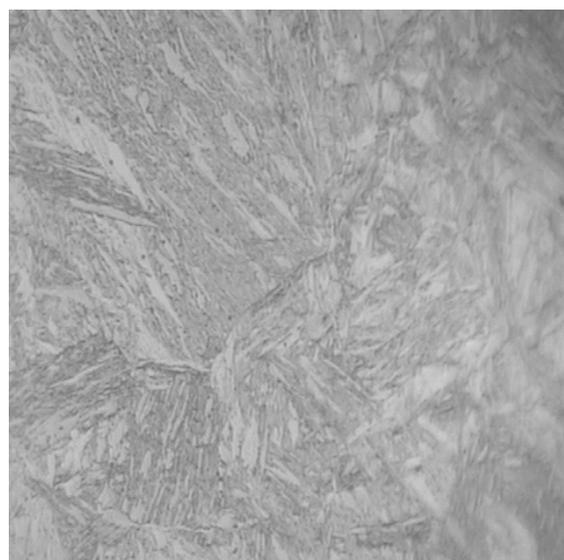


Figura 9. Microestrutura do cdp 72. Ataque: Nital, 3% – 1000X.

CONCLUSÕES

Em face aos resultados obtidos e análises realizadas, podem ser obtidas as seguintes conclusões:

i) Apesar de conter martensita, que mantém elementos de liga em solução e é uma fase notadamente de maior resistência mecânica que a ferrita, esta se apresenta descontínua, imersa numa matriz contínua ferrítica, cujas propriedades influenciam de forma definitiva e significativa os resultados do tratamento térmico.

ii) Tratamentos de austenitização plena seguida de têmpera apresentam estruturas com maior resistência mecânica que aqueles austenitizados parcialmente e seguidos de têmpera, porém têm a ductilidade reduzida, indicada pela queda da estrição. Enquanto o roteiro 1 reproduziu os resultados de roteiros similares desenvolvidos por Menezes,⁽²⁾ o roteiro 3 obteve sensível ganho de resistência mecânica em relação ao similar 7.⁽²⁾ Provavelmente, a elevação da temperatura de austenitização e o aumento do tempo de encharque promoveram maior solubilidade dos elementos de liga na matriz austenítica, e conseqüentemente o aumento da fração volumétrica de martensita.

iii) A austenitização em elevada temperatura (roteiro 3), a 950°C, provavelmente permitiu maior dissolução de elementos de liga, os quais em solução sólida após têmpera geraram fases resistentes como a martensita, dispersa na forma de rede, e que resultou em substancial aumento da resistência mecânica.

iv) A dureza da martensita de baixo carbono pôde ser determinada através do ensaio de microindentação em ilhas de martensita. O resultado obtido encontra similaridade com o gráfico de Bain⁽¹⁰⁾ para martensita de baixo teor de carbono, determinando uma clara fronteira dos limites de dureza e resistência mecânica que podem ser obtidos neste tipo de aço.

v) Mesmo com ampliações de 1000x, os aços tratados com austenitizações intercríticas não apresentam texturas aciculares ou na forma de ripas. Morfologicamente isto aponta no sentido da ocorrência predominante de bainita sobre a martensita, visto que o material apresenta elevada resistência mecânica, levando-se em consideração seu baixo teor de carbono.

vi) Apesar do baixo teor de carbono, as propriedades mecânicas apresentaram poder de resposta aos tratamentos térmicos em função do carbono equivalente e dos elementos microligantes, como o nióbio, elevando sensivelmente o limite de resistência do material.

Agradecimentos

À Divisão de Materiais do Instituto de Atividades Espaciais, do Comando-Geral de Tecnologia Aeroespacial (AMR-IAE-CTA) pelos ensaios de análise metalográfica, e ensaios de tração.

REFERÊNCIAS

- 1 BHADESHIA, H.K.D.H., *Widmanstätten Ferrite – Part II Course C9, Alloys, Material Science & Metallurgy*, www.msm.cam.ac.uk, acessado em 11/11/2005.
- 2 MENEZES, W.M.M., CUNHA, J.A.P., SILVA, O.M.M., MOURA NETO, C., *Análise de Variáveis Termocinéticas na Formação de Martensita em Aços Multifásicos Tipo ARBL*, 58º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, julho, 2003.
- 3 POOLE, S.W., FRANKLIN, J. E., *Metals Handbook*, 9 ed., ASM, Metals Park, OH, 1987, vol. 1, pp. 403-420.
- 4 ABDALLA, A.J., *Efeitos dos Parâmetros Microestruturais e das Subestruturas de Discordâncias Formadas sobre as Propriedades Mecânicas em Aços Multifásicos Submetidos a Deformações Cíclicas*, Relatório de Pós-Doutoramento/FAPESP - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 2002.
- 5 SAMUEL, F.H., *Interrelations of Cooling Rate, Microstructure, and Mechanical Properties in four HSLA Steels*, Metallurgical Transactions, outubro, 1984, pp.1807-1817.
- 6 CHO, K., GURLAND, J., *The Law of Mixtures Applied to the Plastic Deformation of Two-Phase Alloys of Coarse Microstructures*, Metallurgical Transactions, agosto, 1988, pp.2027-2040.
- 7 KRAUSS, G., *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, ASM International, USA, 1990.
- 8USS, *Isothermal Transformation Diagrams*, United States Steel, p.12, 1963.
- 9USIMINAS, <http://www.usiminas.com.br>, acessado em 24/05/2003
- 10BAIN, E.C., *Functions of the Alloying Elements in Steels*, ASM, Cleveland, 1939.
- 11RAMOS, L.F.V., *Efeito das Variáveis de Processamento na Deformação Mecânica dos Aços Bifásicos*, I Seminário sobre Tratamentos Térmicos dos Aços, ABM, Belo Horizonte, maio, 1980, (pp. 1-27).