

COMPORTAMENTO MECÂNICO DO AÇO ALTO CARBONO Si-Mn-Cr COM EFEITO TRIP¹

Dagoberto Brandão Santos²
Cynthia Serra Batista de Castro³
Ana Carolina Pontes⁴
Ana Carolina Vilas Bôas⁴
Ronaldo Barbosa²

Resumo

Neste trabalho, foi investigada a influência do ciclo térmico de austêmpera sobre o comportamento mecânico de um aço 0,56%C-1,5%Si-0,8%Mn-0,77%Cr apresentando efeito TRIP. O ciclo térmico consistiu no aquecimento do aço na região intercrítica a 800°C e na região austenítica a 900°C, resfriamento rápido até 600°C ou 400°C, seguido de austêmpera nestas duas temperaturas durante 300 s. Após austêmpera, o material foi resfriado com diferentes taxas e em seguida ensaiado em tração. Sua microestrutura foi examinada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Os resultados mostraram que o aço alcançou o alongamento total na faixa de 15 a 28% e limite de resistência na faixa de 1300 a 1400 MPa. Essa combinação de alta resistência e ductilidade está associada à transformação da austenita em martensita durante a deformação plástica (efeito TRIP). O silício ajuda a estabilizar a austenita durante a austêmpera, ou seja, na formação da bainita ferrítica. Dessa forma, a austenita estabilizada pode ser transformada durante a deformação plástica, gerando o efeito TRIP.

Palavras-chave: Recozimento intercrítico; Austêmpera; Efeito TRIP; Austenita retida; Constituinte MA.

MECHANICAL BEHAVIOR OF HIGH CARBON MN-SI CR STEEL OF HIGH STRENGTH WITH TRIP EFFECT

Abstract

The influence of the thermal cycle and austempering treatment on the mechanical behavior of a steel 0,6%C-1,5%Si-0,8%Mn-0.77% Cr had been investigated. The thermal cycle consisted in heating the steel in the intercritical region at 800°C and in the austenitic region at 900°C, fast cooling down to 600 or 400°C, followed by austempering in these temperatures for 300 s. After austempering, the materials were cooled with different rates and then submitted to tension testing. The total elongation of 15-20% and tensile strength of 1300-1400 MPa were reached. The austenite transformation to martensite during the plastic deformation (TRIP effect) is responsible for this combination of high resistance and ductility. The silicon helps to stabilize the austenite during austempering. However, the stabilized austenite can be transformed and the microstructure modified, which results in one ferrite, bainite and MA constituent.

Key words: Thermal cycle; Intercritical annealing; Full annealing; Austempering; TRIP effect; Retained austenite; Bainite; MA constituent.

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

² Sócio da ABM - Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais EE.UFMG

³ Pós-doutoranda (FAPEMIG) no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais EE.UFMG

⁴ Aluna de Graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG

1 INTRODUÇÃO

Já é bem estabelecido que uma quantidade significativa de austenita retida pode ser obtida em aços baixo carbono contendo altos teores de Mn e Si (1,5-2 %). O silício age no sentido de evitar a precipitação de carbonetos quando o aço é tratado isotermicamente na região de transformação bainítica. Portanto, durante a formação da bainita, a austenita adjacente à ferrita é enriquecida em carbono e se torna estável à temperatura ambiente.⁽¹⁾ Conseqüentemente, essa austenita retida pode ser transformada em martensita durante a deformação plástica, promovendo um aumento de resistência mecânica e ductilidade. Este é o princípio do efeito TRIP (*TRansformation Induced Plasticity*), originalmente divulgado por Zackay *et al.*⁽²⁾ O emprego deste fenômeno para produzir aços com maior resistência, sem perder a capacidade de conformação, tem sido objeto de vários trabalhos.⁽³⁻⁵⁾

Os estudos envolvendo aços com altos teores de Si e Mn relatam a presença de bainita, austenita retida, martensita e carbonetos na microestrutura. Os diagramas tempo-temperatura-transformação (TTT) de aços C-Mn-Si apresentam duas curvas distintas em forma de C, fenômeno que ocorre também em aços ligados com elementos fortemente formadores de carbonetos. Conforme o estudo de Bradley e Aaronson,⁽⁶⁾ em aços contendo cromo e molibdênio, a faixa de temperatura para formação da bainita fica assim delimitada por uma baía. A bainita, tanto a superior quanto a inferior, consiste de agregados de ripas de ferrita separadas por regiões chamadas de fases residuais.⁽⁷⁾ Dependendo da composição química, da temperatura e do tempo dos tratamentos isotérmicos na região de transformação bainítica, essas fases residuais podem ser compostas de austenita não transformada ou de fases que se formam subseqüentemente à formação da ferrita bainítica, tais como martensita e carbonetos.

Aços de baixo teor de carbono, 0,1-0,25%C, têm sido extensivamente pesquisados para melhor compreensão das condições de tratamentos termomecânicos que conferem uma alta resistência mecânica aliada a uma ótima conformabilidade⁽³⁻⁵⁾. No entanto, existem poucos trabalhos publicados utilizando aços de alto teor de carbono.^(3,5,8) Por outro lado, aços de alto carbono podem ser aplicados em componentes automotivos como membros de direção, molas, parafusos e outros. Algumas das propriedades mecânicas importantes são a alta resistência mecânica, alta resistência a fadiga e tenacidade, além da redução da fragilização pelo hidrogênio em função da presença de austenita.

Dessa forma, o presente trabalho teve como objetivo investigar a influência do ciclo térmico de austêmpera na formação microestrutural e, subseqüentemente, no comportamento mecânico de um aço alto carbono (0,6%C) Si-Mn-Cr.

2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

A composição química do aço investigado nesse trabalho está descrita na Tabela 1L, juntamente com as temperaturas de transformação, Ac_1 e Ac_3 , estimadas pelas fórmulas empíricas de Andrews⁽⁹⁾ e pelo diagrama TTT do aço ilustrado na Figura 1.

As amostras do aço, na forma de barras com de 8 mm de diâmetro, cuja microestrutura é mostrada na Figura 2, foram usinadas como corpos de prova de tração subtamanho com 4 mm de diâmetro e 25 mm de comprimento útil. Em seguida, essas foram submetidas aos ciclos térmicos de recozimento e austêmpera, aplicados

em diferentes condições de temperatura e resfriamento, conforme ilustra a Figura 3. Essas foram austenitizadas nas temperaturas de 800 e 900°C durante 300 s e seguidas resfriadas com gás hélio até a temperatura de austêmpera, 600°C ou 400°C. Essas condições visavam à formação do constituinte bainita e à manutenção de certa fração volumétrica de austenita (Figuras 1 e 3). Os tratamentos isotérmicos de austenitização e transformação tiveram um tempo de encharque de 300 s. Após austêmpera, o resfriamento das amostras foi feito ao ar, no forno ou em água, promovendo três taxas distintas de resfriamento.

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

Aço	C	Mn	Si	Cr	Ac ₁ (°C)	Ac ₃ (°C)
C-Mn-Si	0,56	0,58	1,43	0,47	768	810

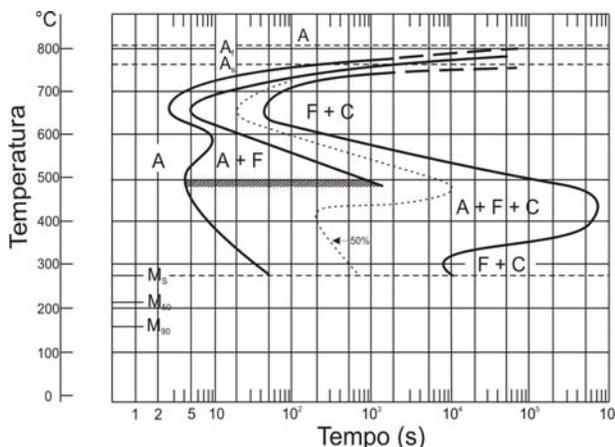


Figura 1 – Diagrama TTT de um aço de composição química semelhante à desse trabalho.

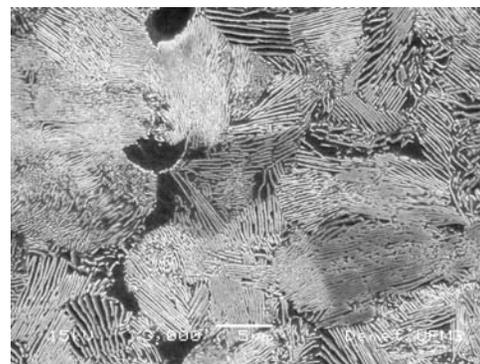


Figura 2 – Micrografia eletrônica de varredura do aço como fornecido, i.e., laminado quente. Ataque nital 2%. Perlita fina e ferrita pró-eutetóide -Vv ferrita pró-eutetóide 6,3%; Dureza Vickers = 324

A fração volumétrica de austenita retida foi quantificada por difração de raios-X,⁽¹⁰⁾ a partir da integração dos picos mais intensos da austenita, caracterizados pelos planos (111), (200), (220) e (3,1,1); e de ferrita, caracterizados pelos planos (110), (200), (211) e (220).

Após os ciclos térmicos, as amostras foram submetidas a testes de tração. Dessa forma, as propriedades mecânicas, tais como limites de escoamento e de resistência mecânica, alongamento total e coeficiente de encruamento, foram determinadas. Após os ensaios de tração, as amostras foram preparadas adequadamente para os exames metalográficos. Foram aplicados, separadamente, dois ataques na superfície polida, o primeiro com o reativo nital 2% e, posteriormente, o segundo com reativo LePera.⁽¹¹⁾ A análise microestrutural foi complementada com exames no microscópio eletrônico de varredura (MEV).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Efeito do Ciclo Térmico Formação da Microestrutura

Na Figura 4 são ilustradas micrografias eletrônicas de varredura das amostras após austenitização a 800°C (a) e a 900°C (b) durante 300 s e, em seguida, temperadas em água. A microestrutura é formada por carbonetos isolados, ferrita e martensita para a amostra de 800°C (Figura 4a) e por ferrita e martensita para amostra de 900°C (Figura 4b). Estas foram as condições iniciais das amostras, correspondentes à austenitização.

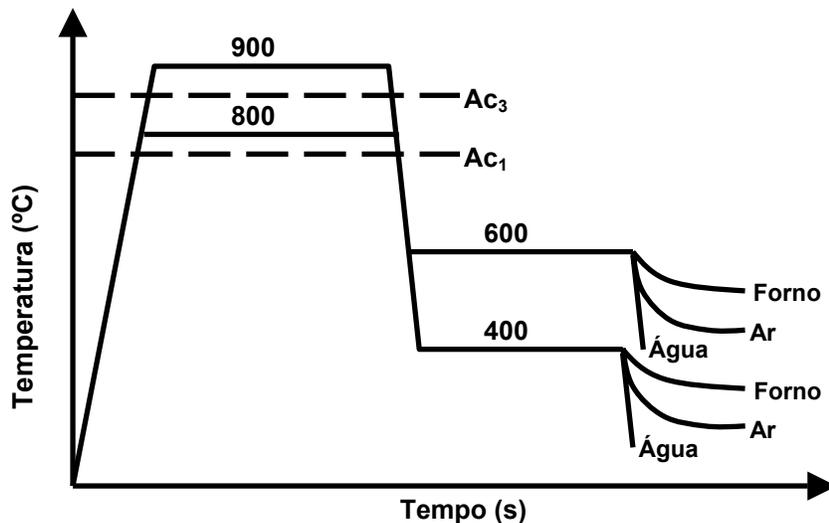


Figura 3. Ciclos térmicos de austêmpera aplicados ao material.

Na microestrutura da Figura 5a, atacada com o reativo LePera, a coloração branca refere-se ao constituinte M/A, a coloração cinza clara refere-se à matriz de ferrita bainítica e a coloração escura são as ripas de ferrita bainítica. O ciclo térmico realizado a partir de 800°C, austêmpera a 400°C e resfriamento a água, também produziu uma microestrutura multiconstituída. Por outro lado, quando a transformação ocorreu a 600°C, ocorreu a formação de perlita fina em maior proporção, além dos carbonetos já presentes na fase de austenitização, Figura 4a.

3.2 Efeito das Temperaturas do Ciclo Térmico nas Propriedades Mecânicas

Os resultados das propriedades de tração são mostrados na Figura s 6a,b. A Figura s 7 ilustra dois exemplos das curvas de tração.

Em ambas as temperaturas de aquecimento, a 900 e 800°C, a mudança na temperatura de austêmpera de 400°C para 600°C resultou em uma diminuição no limite de resistência e de escoamento do aço, conforme mostram as Figura s 6 a,b.

O elevado valor do limite de resistência obtido com recozimento a 900°C e austêmpera a 400°C está relacionado com a maior quantidade de austenita transformada durante a deformação plástica no ensaio de tração. Uma comparação entre o desempenho do aço desse trabalho pode ser feita utilizando a Tabela 2I.

Verifica-se um excelente comportamento no alongamento total da ordem de 25% e resistência de 1350 MPa.

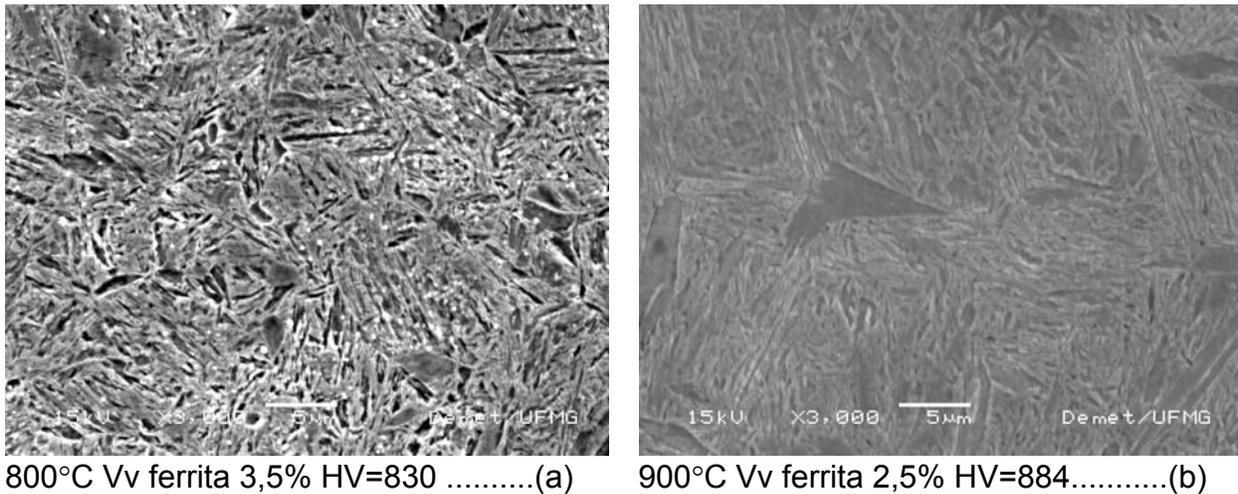


Figura 4 – Micrografia eletrônica de varredura das amostras após austenitização 800°C (a) e a 900°C (b) durante 300 s e seguida temperadas em água. Ataque nital 2%.

O coeficiente de encruamento aumentou quando a temperatura de austêmpera passou de 600°C para 400°C, conforme descreve a Tabela 3. Essa tendência foi observada para ambas as temperaturas de 800°C e 900°C. Menores coeficientes de encruamento são característicos de aços com maior resistência. Portanto, a austêmpera realizada a 400°C, levou aos maiores de limite de resistência, porém proporcionou menores coeficientes de encruamento. Embora ainda apresentem valores bastante elevados.

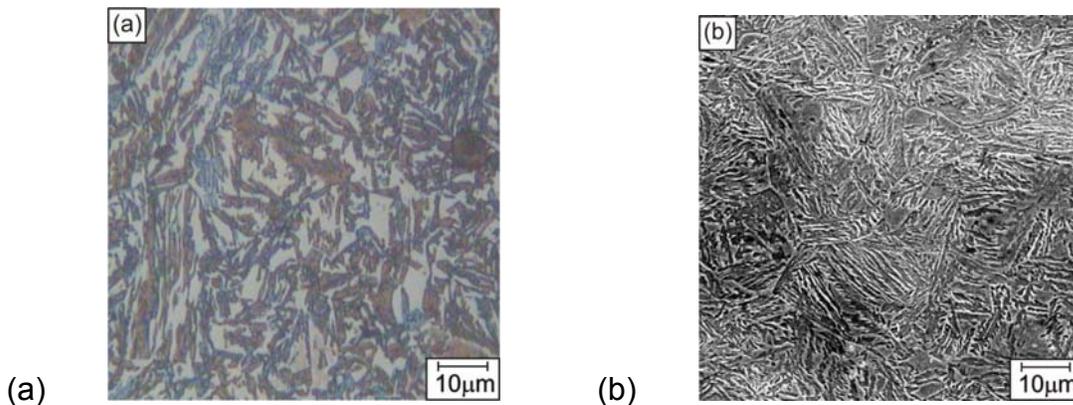


Figura 5. Microestrutura do aço aquecido a 900°C, austemperado a 400°C e resfriado em água (a) MO . Austenita retida – regiões claras; bainita – regiões escuras, ferrita – regiões cinza e (b) MEV.

Os resultados mecânicos que exibiram elevada resistência e ótima ductilidade estão relacionados com a grande quantidade de austenita retida ou estabilizada. Esse constituinte se transformará em martensita durante a deformação plástica.⁽¹⁾ Os melhores resultados de resistência mecânica e ductilidade foram obtidos com o ciclo

térmico de recozimento a 900°C, austêmpera a 400°C e resfriamento a água, cujas microestruturas são mostradas na Figura s 5a,b obtidas com o microscópico óptico (MO) e MEV, respectivamente.

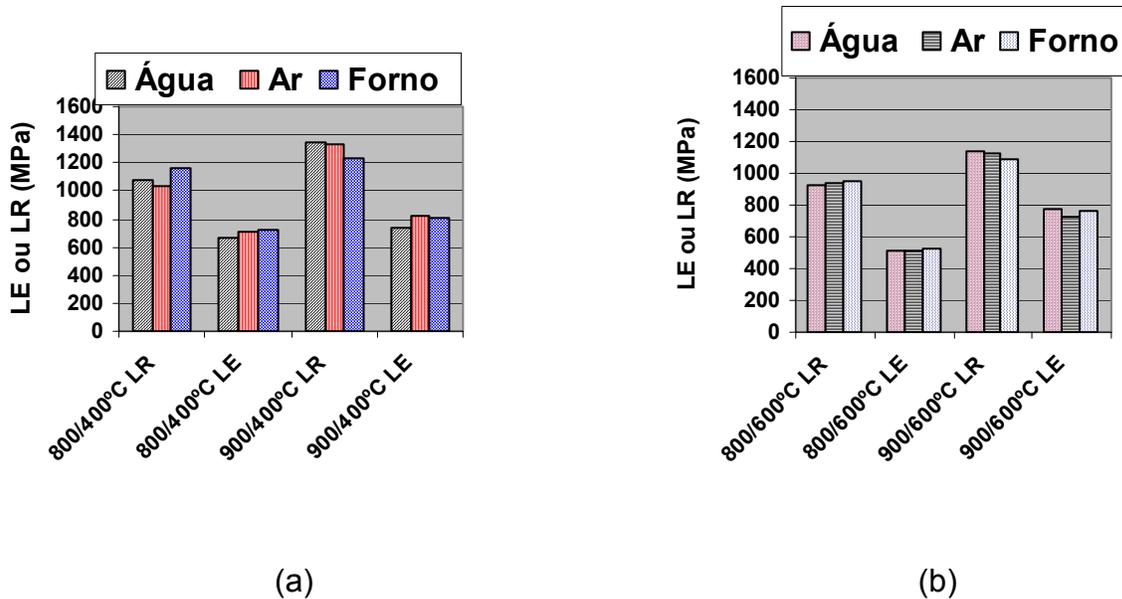


Figura 6 - Efeito das temperaturas de recozimento e austêmpera, com resfriamento no limite de resistência e escoamento para austêmpera a 400°C (a) e 600°C (b).

Conforme as Figuras 6 e 7, o recozimento realizado a 900°C promoveu melhores resultados mecânicos, pois nessa temperatura o aço estava praticamente austenitizado, formando-se, assim, maiores quantidades de austenita estabilizada para sua posterior transformação durante a deformação plástica à temperatura ambiente no ensaio de tração.

O resfriamento após austêmpera foi realizado no forno, ao ar ou em água, cujas taxas foram de 4, 8 e 380°C/s, respectivamente. O resfriamento em água promoveu elevados resultados de resistência mecânica para ambos os recozimentos, realizados a 800 e 900°C, Figura 6. Entretanto, quando o aço foi resfriado ao ar, os elevados resultados de resistência mecânica não ocorreram com o recozimento realizado a 800°C. Já o alongamento total teve seu valor consideravelmente aumentado quando o ciclo térmico foi realizado com o recozimento a 900°C e resfriamento em água, conforme mostra a Tabela 2. Os elevados valores de ductilidade e resistência mecânica estão relacionados com a maior presença de austenita retida na microestrutura. Dessa forma, com o aquecimento a 900°C, maior quantidade de austenita retida é obtida se o resfriamento for rápido o suficiente para que essa austenita não se transforme durante este resfriamento. Amar *et al.*⁽¹¹⁾ investigaram a influência do resfriamento acelerado na microestrutura e propriedades mecânicas. Em seu trabalho, verificou-se que o resfriamento mais rápido proporcionou uma maior quantidade de ferrita acicular na microestrutura, levando aos maiores valores de limite de resistência mecânica.

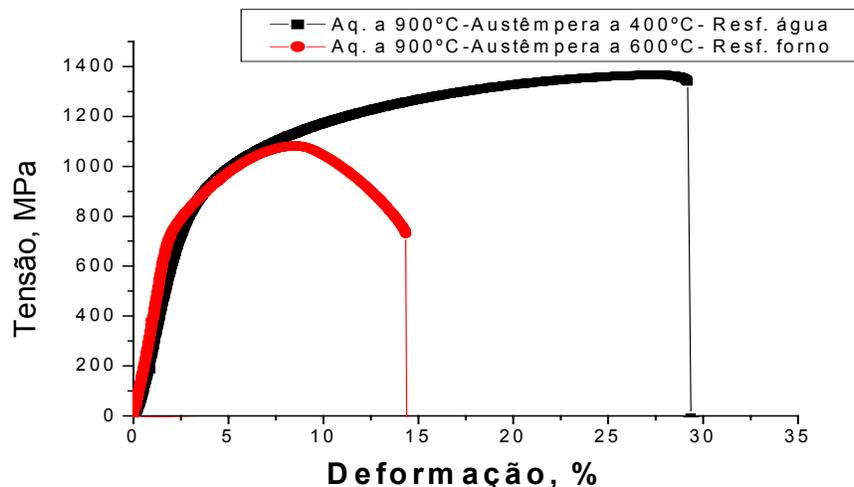


Figura 7 - Dois exemplos das curvas tensão-deformação obtidas no ensaio de tração.

Tabela 2 – Efeito da taxa de resfriamento no alongamento total (%) para as amostras tratadas a 400°C (a) e 600°C (b).

	Água	Ar	Forno
800°C/400°C	10,5	10,1	25,3
900°C/400°C	26,3	10,7	28,5
800°C/600°C	11,1	13,5	7,2
900°C/600°C	17,7	10,5	18,7

Tabela 3 - Efeito do ciclo térmico no coeficiente de encruamento para as amostras tratadas a 400°C e 600°C.

Coeficiente de Encruamento, n (Obtido pela equação de Holomon: $\sigma = k \epsilon^n$)			
Meio de Resfriamento			
Resfriamento	Água	Ar	Forno
800/400°C	0,33	0,35	0,37
900/400°C	0,34	0,32	0,29
800/600°C	0,35	0,39	0,37
900/600°C	0,4	0,34	0,46

A alta capacidade de encruamento do material é quantificada nas Tabelas 2 e 3, ou seja, foram aliadas em um só produto uma alta resistência mecânica, ductilidade e capacidade de encruamento. Esse comportamento pode ser entendido através do tópico seguinte, isto é, a obtenção de uma fração volumétrica de austenita estabilizada considerável (em torno de 20%).

3.3 Efeito da Temperatura e Modo de Resfriamento na Quantidade de Austenita Retida

Na Figura 8 é mostrado um difratograma característico, que apresenta grande quantidade de austenita retida, aproximadamente 20%.

A austenita não foi detectável quando a austêmpera foi realizada a 600°C, isto é, está a sua quantidade está no limite inferior de detecção da técnica de difração de raios X. Dessa maneira, só foi possível a sua quantificação a partir dos ciclos térmicos realizados com a transformação a 400°C. Assim, foram obtidas elevadas frações de austenita retida a partir dos ciclos térmicos realizados com recozimentos a 800 e 900°C, ambos seguidos de austêmpera a 400°C, tabela IV. Como os resfriamentos mais rápidos impedem a difusão dos átomos, principalmente os intersticiais, a austenita retida se torna mais enriquecida em carbono com o resfriamento a água. Resultados de outros pesquisadores revelaram que o aumento do teor de carbono na austenita retida melhora a sua estabilidade, conduzindo a um aumento na resistência mecânica e ductilidade, produzido pelo efeito TRIP.^(1,12,13)

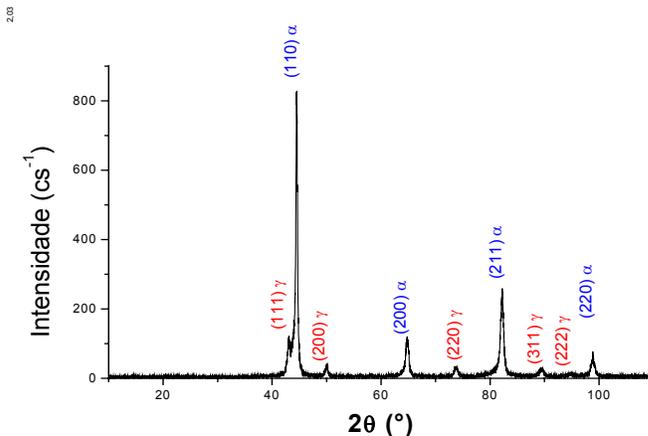


Figura 8 – Difratograma de raios X característico, ilustrando a presença de austenita retida (Vv=19,3%) Amostra aquecida a 900°C, transformada a 400°C e resfriada em água.

Tabela 4 - Variação da fração volumétrica de austenita retida com a taxa de resfriamento para as amostras tratadas a 400°C e 600°C. (***** - Não Determinada)

Meio de Resfriamento	Fração Volumétrica de Austenita Retida		
	Água	Ar	Forno
800/400°C	16,8	2,0	2,2
900/400°C	19,3	18,5	2,3
800/600°C	*****	*****	*****
900/600°C	*****	*****	1,4

A combinação de alta resistência e ductilidade está associada à transformação da austenita estabilizada em martensita durante a deformação plástica (efeito TRIP). O silício atua estabilizando a austenita durante a austêmpera, ou seja, na formação da ferrita bainítica.

O desempenho mecânico alcançado pelo material deste trabalho pode ser comparado usando a Figura 9. Como se observa, os níveis de resistência mecânica e ductilidade são comparáveis aos aços da terceira geração de aços AHSS (Advanced High Strength Steel), cuja resistência se situa na faixa de 1200 MPa e 20% de alongamento total.

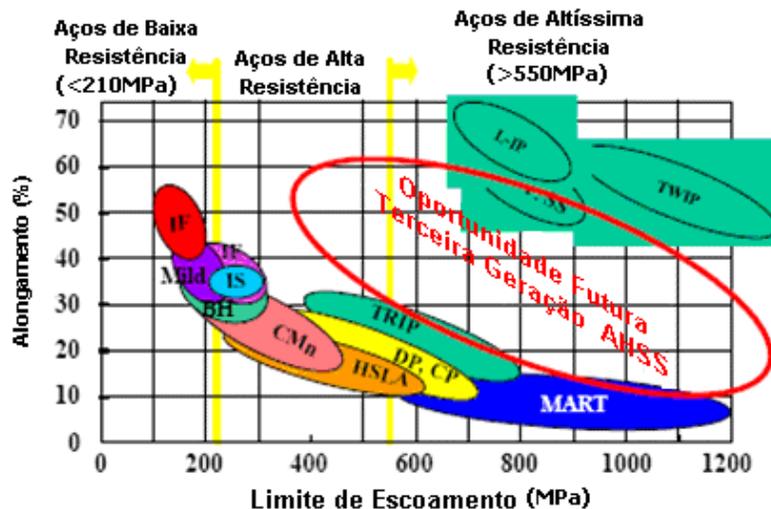


Figura 9 – Comportamento mecânico dos aços de alta resistência e baixa liga (American Iron Institute).

4 CONCLUSÕES

A influência do ciclo térmico de austêmpera e taxa de resfriamento final no comportamento mecânico e nas características microestruturais foram investigadas em um aço alto carbono Si-Mn-Cr. A partir dos resultados obtidos, as seguintes conclusões podem ser enumeradas:

- Os ciclos térmicos que produziram altos valores de resistência mecânica e ductilidade tiveram como principal característica a grande quantidade de austenita retida presente à temperatura ambiente, evidenciado ainda a formação de bainita, ferrita acicular, bem como do constituinte MA.
- Os valores de limite resistência em torno de 1350 MPa e de alongamento total em torno de 25% foram obtidos com austenitização a 900°C e austêmpera a 400°C. Entretanto, o ciclo térmico realizado com austenitização a 800°C e austêmpera a 400°C, também apresentou resultados semelhantes, mas somente com o resfriamento em água.
- O aumento na temperatura de austêmpera de 400 para 600°C reduziu a quantidade de austenita retida e, conseqüentemente, levou à perda da resistência mecânica e ductilidade, devido à grande quantidade de perlita fina na microestrutura.

REFERÊNCIAS

- 1 BHADESHIA, H.K.D.H e EDMONDS, D.V. Bainite transformation in a silicon steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 10A, p.895-907, 1979.
- 2 ZACKAY, V. F. PARKER, E. R. FAHR, D. BUSCH, R. The enhancement of ductility in high-strength steels. **Transactions of American Society for Metals**, v. 60, p. 252-259, 1967.
- 3 MATSUMURA, O. SAKUMA, Y. TAKECHI H. Trip and its kinetics aspects in austempered 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel. **Scripta Metallurgica**, v. 21, p. 1301-1306, 1987.
- 4 HANZAKI, A. Z. HODGSON, P. D. YUE, S. The Influence of bainite on austenite characteristics in Si-Mn TRIP steels. **ISIJ International**, v.35, p.79-85, 1995.
- 5 SUGIMOTO, K.; TSUNEZAMA, M.; HOJO, T.; IKEDA, S. Ductility of 0.1-0.6C-1.5Si-1,5Mn Ultra High-Strength TRIP-aided Sheet Steels With Bainitic Ferrite Matrix. **ISIJ International**, v. 44, p.1608-1614, 2004.
- 6 BRADLEY, J.R.; AARONSON, H.I. Growth Kinetics of Grain Boundary Ferrite Allotriomorphs in Fe-C-X Alloys. **Metallurgical Transactions A**, v. 12A, p. 1729-1741, 1981.
- 7 AARONSON, H.I.; REYNOLDS, W.T.; SHIFLET, J.R.; G.J.; SPANOS, G. Bainite Viewed Three Different Ways. **Metallurgical Transactions A**, v. 21A, p. 1343-1380, 1990.
- 8 TOMITA, Y. Effect of Microstructure on Transformation-Induced Plasticity of Silicon-Containing Low-Alloy Steel. **Materials Characterization**, v. 38, p.243-250, 1997.
- 9 ANDREWS, K.W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. **Journal of Iron and Steel Institute**, v.203, p. 721-727, 1965.
- 10 CULLITY, B. D and STOCK, S.R. **Elements of X-Ray Diffraction**, Third Ed., Prentice Hall, Inc., New Jersey, USA, 2001 Chap. 12, p. 347-361.
- 11 LePERA F.S. Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel. **Journal of Metals**, March, p. 38-39, 1980.
- 12 DE, AMAR K.; KIRCHER, RYAN S.; SPEER, JOHN G.; MATLOCK, DAVID K. Transformation Behavior of Retained Austenite in TRIP Steels as Revealed by Specialized Etching Technique. **AHSS Proc.** Colorado, USA, 2004. p. 347-347.
- 13 SUGIMOTO, K.; ITOH, M.; HOJO, T.; HASHIMOTO, S.; IKEDA, S.; ARAI, G. Microstructure and Mechanical Properties of Ausformed Ultra High-Strength TRIP Aided Steels. **Materials Science Forum**. v. 539-543, p. 4309-4314, 2007.