

PRODUÇÃO, DESEMPENHO MECÂNICO E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DO AÇO ALTO C Si-Mn-Cr LAMINADO A QUENTE APRESENTANDO EFEITO TRIP ¹

Dagoberto Brandão Santos²

Ronaldo Barbosa²

Dayanna Moreira Duarte³

Priscila Paulina de Oliveira³

Elena V. Pereloma⁴

Resumo

Uma quantidade significativa de austenita estabilizada 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 formação da bainita. Para melhor compreensão das condições de tratamentos termomecânicos, que conferem uma alta resistência mecânica aliada a uma ótima conformabilidade assistida pelo efeito TRIP, esses aços, 0,1-0,25%C, têm sido extensivamente pesquisados. No entanto, poucos trabalhos foram publicados utilizando aços de alto teor de carbono que, por sua vez, podem ser aplicados em componentes automotivos como membros de direção, molas, parafusos e outros componentes estruturais. Neste trabalho, foi investigada a influência do ciclo térmico de austêmpera sobre o comportamento mecânico de um aço 0,56%C-1,50%Si-0,80%Mn-0,77%Cr, apresentando efeito TRIP. O ciclo térmico consistiu no aquecimento do aço laminado a quente na região intercrítica a 800°C e na região austenítica a 900°C, e resfriamento rápido até 600°C ou 400°C, seguido da transformação isotérmica nestas duas temperaturas durante 300 s. Após a austêmpera, o material foi resfriado com diferentes taxas. Em seguida foi ensaiado em tração. Sua microestrutura foi examinada por microscopia óptica, eletrônica de varredura e de transmissão. 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 e excelente encruamento. Essa combinação de alta resistência, ductilidade e capacidade de encruamento está associada à transformação da austenita em martensita durante a deformação plástica (efeito TRIP). Esse comportamento pode ser explicado em função de sua constituição microestrutural.

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 material 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 strength and ductility. The silicon helps to stabilize the austenite during austempering. Besides the stabilized austenite, the modified microstructure consisted of ferrite, bainite, MA constituent and isolated carbides.

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

¹ Contribuição técnica ao 44º Seminário de Laminação - Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 16 a 19 de outubro de 2007, Campos do Jordão – SP, Brasil.

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

³ Aluna de Graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG

⁴ Senior Lecture, Wollongong University, Wollongong, Austrália.

1 INTRODUÇÃO

É bem estabelecido que uma quantidade significativa de austenita estabilizada 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 da 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. De acordo com 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⁾ De acordo com a composição química, a temperatura e o 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.

Os aços de baixo teor de carbono, 0,1-0,25%C, têm sido insistentemente estudados 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) que são comumente aplicados em componentes automotivos como membros de direção, molas, parafusos e outros.

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

2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

A composição química do aço investigado está descrita na Tabela 1, assim como 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 de tamanho reduzido com 4 mm de diâmetro e 25 mm de comprimento útil. Em seguida, foram submetidas aos ciclos térmicos de recozimento e austêmpera, aplicadas em diferentes condições de temperatura e resfriamento, conforme ilustra a Figura 3. Logo depois, foram austenitizadas nas temperaturas de 800 e 900°C durante 300 s e, em seguida, resfriadas com gás hélio até a temperatura de austêmpera, 600°C ou

400°C. Tais condições visam à formação do constituinte bainita e a 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, possibilitando 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

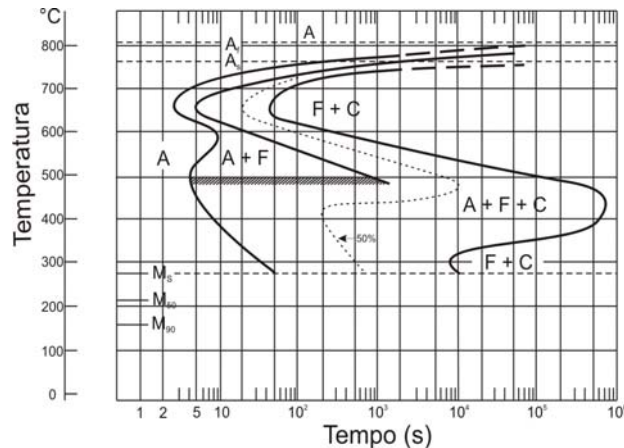


Figura 1 – Diagrama TTT de um aço de composição química semelhante ao deste trabalho.

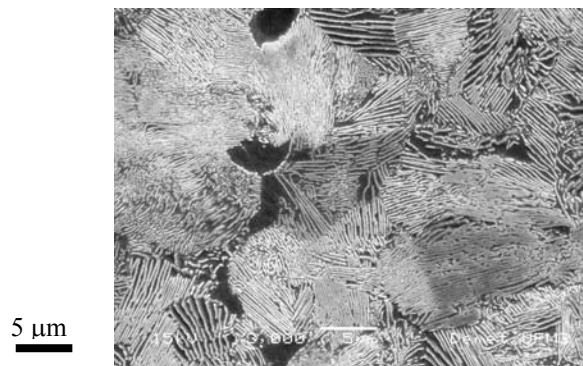


Figura 2 – Micrografia eletrônica de varredura de um aço como o fornecido, *i.e.*, laminado quente. Ataque nital 2%. Perlita fina e ferrita pró-eutetóide - Vv ferrita pró-eutetóide 6,3%; Dureza Vickers = 324.

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. Com isso, determinaram-se as propriedades mecânicas, tais como limites de escoamento e de resistência mecânica, alongamento total e expoente de encruamento. Em seguida, as amostras foram preparadas adequadamente para os exames metalográficos. Aplicaram-se, 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) e de transmissão (MET).

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Efeito do Ciclo Térmico de Austêmpera na Formação da Microestrutura

Na Figura 4, são ilustradas micrografias eletrônicas de varredura das amostras após austenitização a 800°C e a 900°C durante 300 s e, em seguida, temperadas em água. A microestrutura é constituída 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). Essas foram as condições iniciais de austenitização.

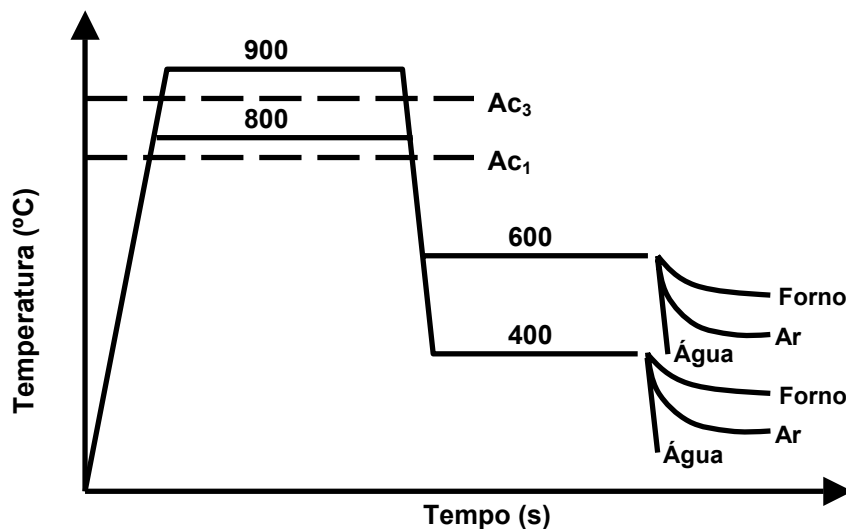


Figura 3. Ciclos térmicos de austêmpera aplicados no material.

Na Figura 5a, a amostra foi atacada com o reativo LePera. A coloração branca refere-se ao constituinte MA, a coloração cinza clara refere-se à matriz de ferrita bainítica e a coloração escura são as ripas de bainita. O ciclo térmico, realizado a partir de 800°C, austêmpera a 400°C e resfriamento em água, também produziu uma microestrutura multiconstituída. Por outro lado, quando a transformação ocorreu a 600°C, houve a formação de perlita fina em maior proporção (Figura 6).

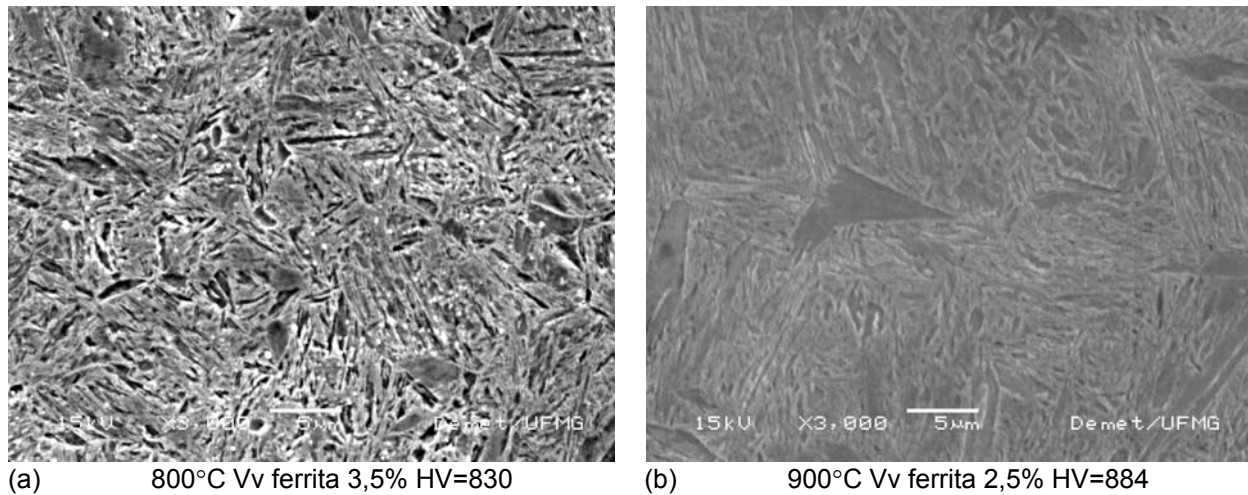


Figura 4 – Micrografia eletrônica de varredura das amostras após austenitização 800°C (a) e a 900°C (b) durante 300 s e seguida temperadas em água. Ataque nital 2%.

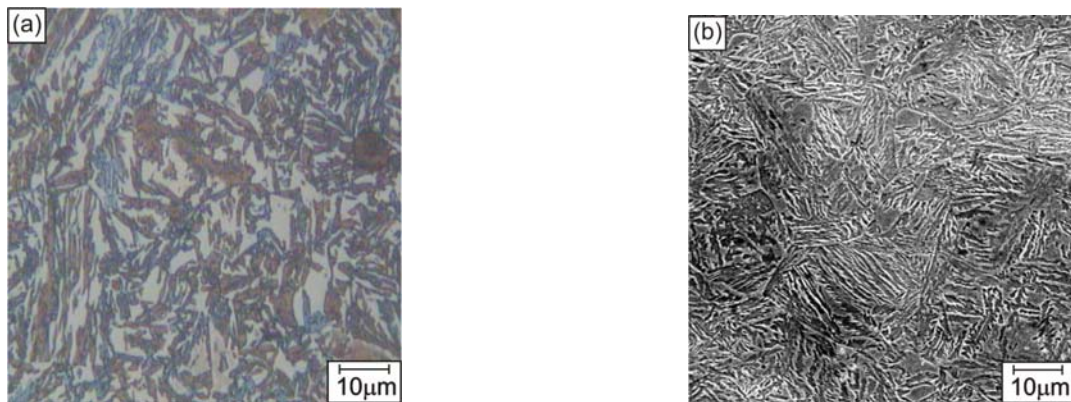


Figura 5 - Microestrutura do aço aquecido a 900°C, austemperado a 400°C e resfriado em água. Em (a), MO, observa-se martensita-austenita retida nas regiões claras; bainita nas regiões marrons e ferrita bainítica nas regiões cinza. MEV (b).

O constituinte MA é o produto da transformação da austenita em martensita durante o resfriamento final. Por sua vez, a austenita se enriquece de carbono durante a transformação isotérmica, o que leva a sua estabilização. Nas figuras 6, 7 e 8, encontra-se a constituição microestrutural de algumas amostras após exames no microscópio eletrônico de transmissão.

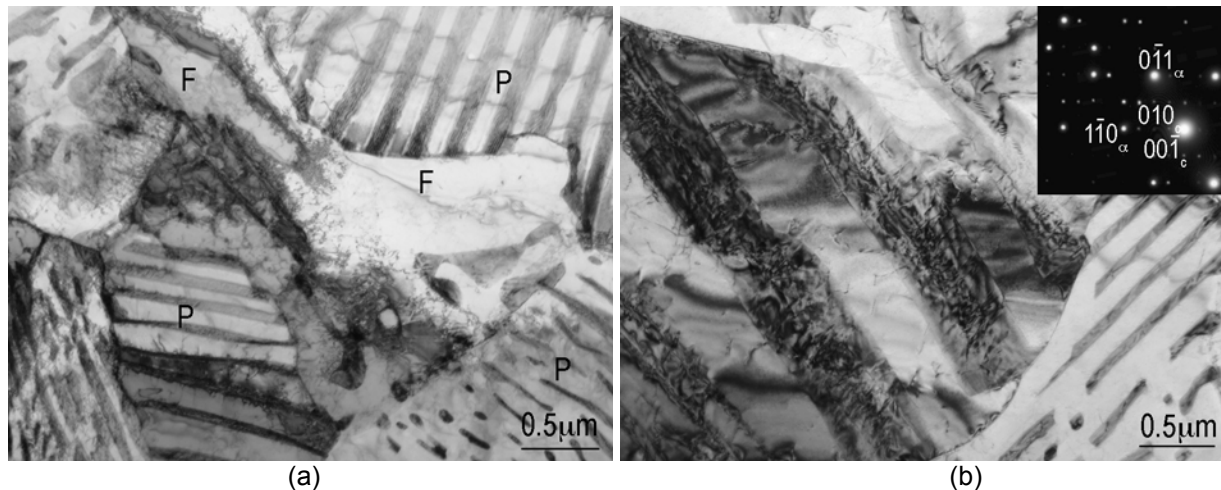


Figura 6 – Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão da amostra aquecida a 800°C, transformada a 600°C e resfriada em água. P indica perlita e F ferrita pró-eutetóide, em (a). O eixo da zona em (b) é $[111]_{\alpha} // [\bar{1}00]_c$, onde α indica ferrita e c indica Fe_3C .

As amostras aquecidas a 800 e 900°C, transformadas a 600°C e resfriadas em água apresentam uma microestrutura de ferrita proeutetóide localizada no contorno de grão austenítico e próximo da perlita, Figuras 6 e 7. As colônias de perlita se deterioraram (conforme Figura 6(a), no canto esquerdo inferior). As colônias de perlita são maiores para a amostra aquecida a 800°C em comparação com aquela aquecida a 900°C.

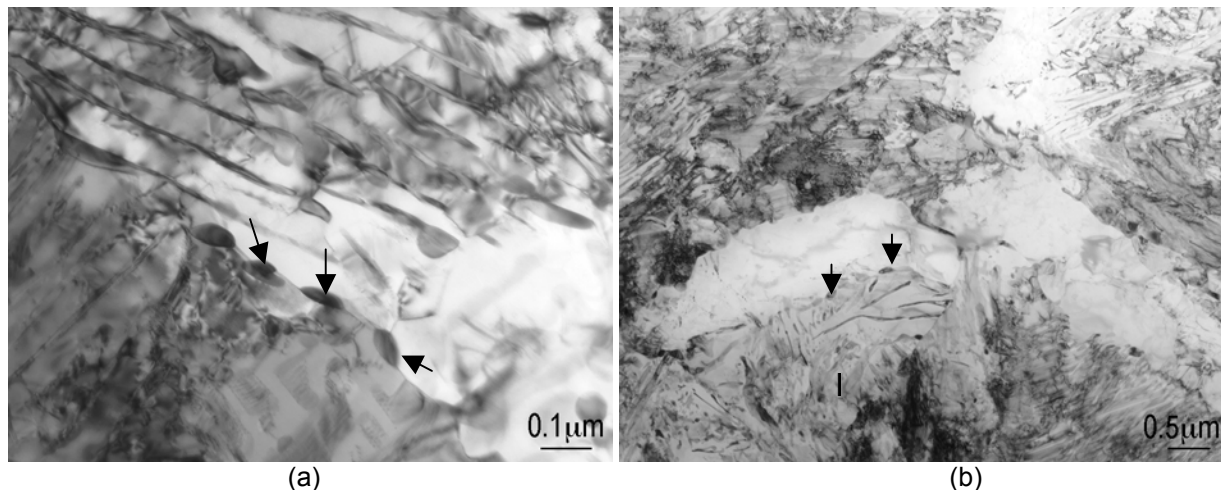


Figura 7. Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão da amostra aquecida a 900°C, transformada a 600°C e resfriada em água. O eixo da zona em (b) é $[110]_{\alpha} // [\bar{1}1\bar{1}]_c$, onde α indica ferrita e c indica Fe_3C . As setas indicam carbonetos na interface perlita/ferrita. F - ferrita e P - perlita.

A presença de carbonetos grosseiros é claramente observada nas interfaces perlita/ferrita proeutetóide na Figura 7 (a,b). A microestrutura da amostra aquecida a 900°C, transformada a 400°C, e resfriada em água, está ilustrada na Figura 8.

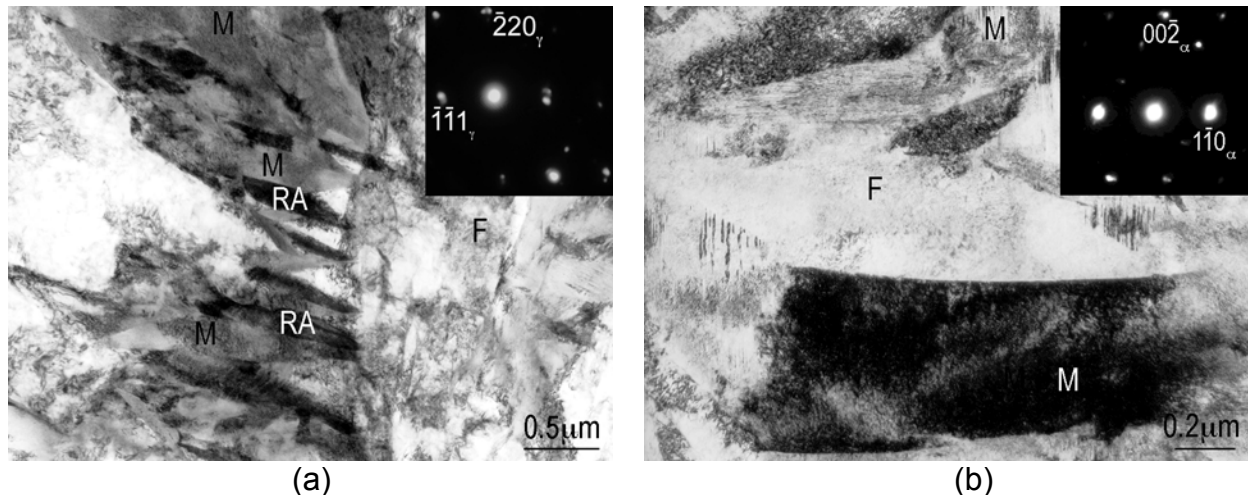


Figura 8 – Micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão da amostra aquecida a 900°C, transformada a 400°C e resfriada em água. (a) e (b) – imagens de campo claro. Eixo da zona na área selecionada do difratograma (inserido em (a)) é $[112]_{\gamma}$. Eixo da zona (inserido em (b)) é $[110]_{\alpha}$. α - martensita, γ - austenita. Sistema de maclação: $(\bar{1}12)[\bar{1}\bar{1}0]_{\alpha}$. M- martensita, F- ferrita poligonal e RA é austenita retida.

Na Figura 8, são observados ferrita, bainita e ilhas de martensita e austenita retida. Os cristais de martensita contêm alta densidade de deslocações ou maclas.

3.2 Efeito das Temperaturas do Ciclo Térmico e nas Propriedades mecânicas

Os resultados das propriedades de tração são mostrados na Figuras 9 (a,b). A Figura 10 ilustra dois exemplos de curvas de tração, enquanto a Figura 11 ilustra a medição do expoente de encruamento pelo critério de Considère.⁽¹²⁾ A deformação plástica uniforme ocorre enquanto a tensão verdadeira está abaixo da taxa de encruamento ($\sigma < (d\sigma/d\varepsilon)$). Quando as duas quantidades se igualam, como expresso pelo critério de Considère, para uma deformação estável ($\sigma = d\sigma/d\varepsilon$), a deformação uniforme é interrompida e a estricção começa. Assim, a máxima deformação uniforme pode ser estimada teoricamente pela intersecção das curvas de taxa de encruamento e tensão verdadeira, indicada pela seta na Figura 11. Em ambos os recozimentos, 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 ilustram as Figura 9 (a,b).

O elevado valor do limite de resistência para austenitização 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, Figura 10.

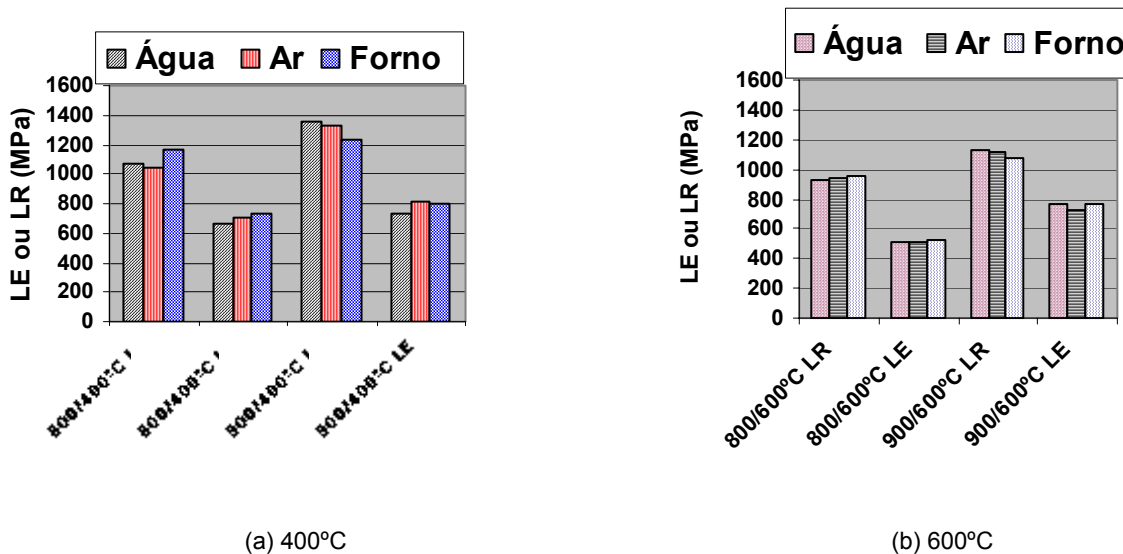


Figura 9 - Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera e resfriamento no limite de resistência e escoamento.

O expoente de encruamento aumentou quando a temperatura de austêmpera passou de 600°C para 400°C, conforme se descreve a tabela III. Essa tendência foi observada para ambas as temperaturas de 800°C e 900°C. Menores expoentes de encruamento são característicos de aços com maior resistência. Portanto, a austêmpera realizada a 400°C, levou a maiores valores de limite de resistência, porém proporcionou menores coeficientes de encruamento.

De acordo com a Figura 9 e Tabelas 2 e 3, a austenitização realizada a 900°C promoveu melhores resultados mecânicos, pois nessa temperatura o aço estava quase totalmente austenitizado, formando-se, assim, maiores quantidades de austenita estabilizada, que se transformava 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 austenitizações, realizadas a 800 e 900°C (Figura 9). Entretanto, quando o aço foi resfriado ao ar, o mesmo desempenho mecânico não foi obtido para o aquecimento realizado a 800°C. Já o alongamento total aumentou consideravelmente quando o ciclo térmico foi realizado a partir do aquecimento a 900°C e resfriamento em água, Tabela 2. Os elevados valores de ductilidade e resistência mecânica estão relacionados com a maior presença de austenita retida na microestrutura. Maiores quantidades de austenita retida são obtidas se o resfriamento for rápido o suficiente para que a austenita não se transforme durante este resfriamento. Amar *et al.*⁽¹³⁾ 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 bainítica na microestrutura, proporcionando maiores valores de limite de resistência mecânica. Resultados comprovados também por Sugimoto *et al.*⁽¹⁴⁾

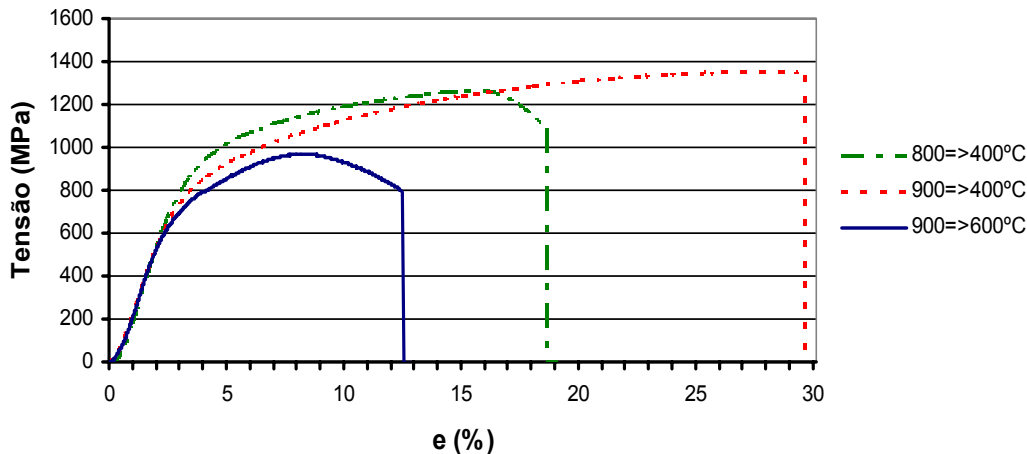


Figura 10 - Exemplos das curvas tensão-deformação obtidas no ensaio de tração. Todas as amostras foram resfriadas em água.

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 12, é mostrado um difratograma característico, isto é, a amostra apresentou grande quantidade de austenita retida. A austenita não foi detectável quando a austêmpera foi realizada a 600°C. Dessa maneira, só foi possível a sua quantificação a partir dos ciclos térmicos realizados com a transformação isotérmica a 400°C (Tabela 4).

Tabela 2 – Efeito da taxa de resfriamento no alongamento total.

	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

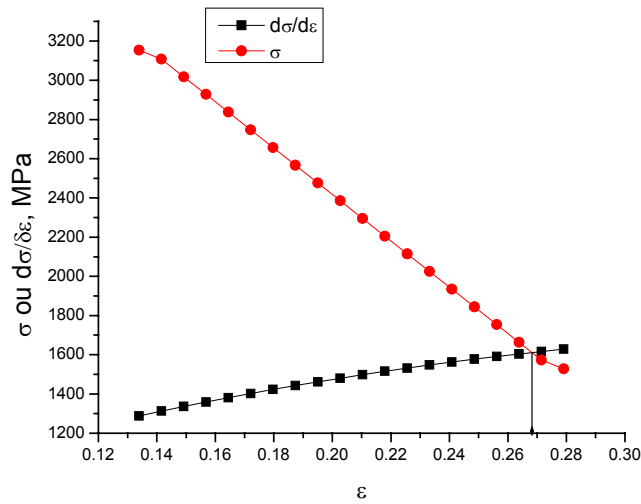


Figura 11 - Exemplo das curvas taxa de encruamento e tensão verdadeira usadas para determinação do expoente de encruamento, n . Amostra aquecida a 900°C , transformada a 400°C e resfriada no forno.

Tabela 3 - Efeito do ciclo térmico no expoente de encruamento.

Expoente de Encruamento, n
(Obtido pelo critério de Considère)

Meio de Resfriamento	Água	Ar	Forno
800/400°C	0,16	0,10	0,25
900/400°C	0,25	0,27	0,27
800/600°C	0,16	0,17	0,15
900/600°C	0,15	0,09	0,10

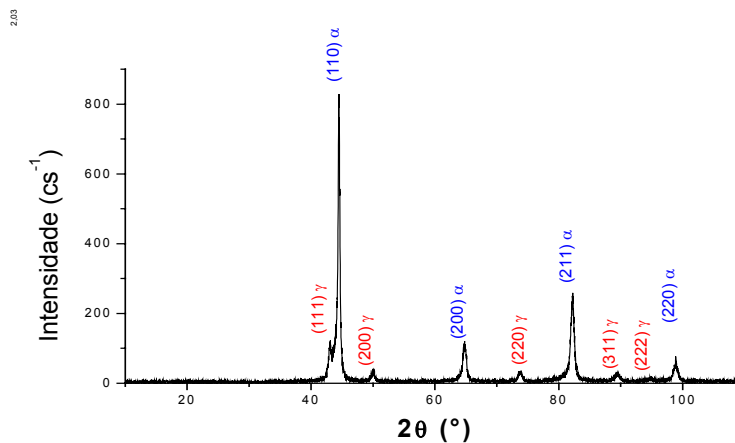


Figura 12 – Difratograma de raios X característico, ilustrando a presença de austenita retida ($V_v=19,3\%$) Amostra aquecida a 900°C , transformada a 400°C e resfriada em água.

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

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

(***** - Não Determinada)

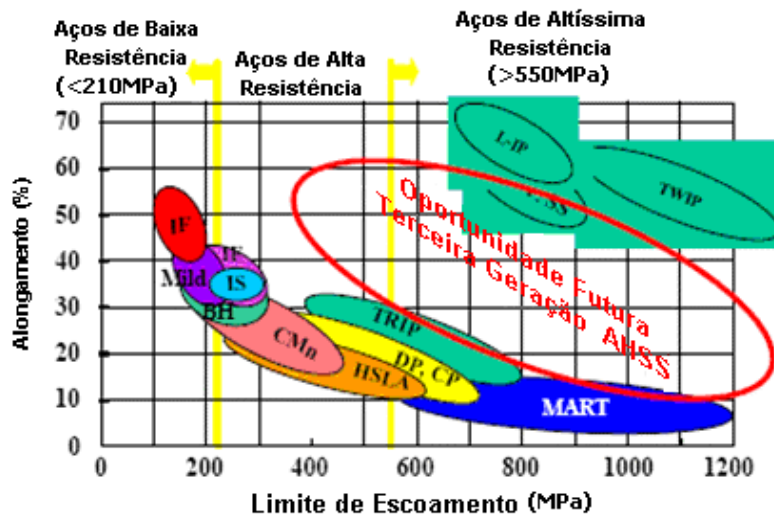


Figura 13 – Comportamento mecânico dos aços de alta resistência e baixa liga (*American Iron Institute*).

Assim, foram obtidas maiores frações de austenita retida a partir dos ciclos térmicos realizados com aquecimento a 800 e 900°C, ambos seguidos de austêmpera a 400°C e resfriamento em água, Tabela 4. Os resfriamentos mais rápidos impedem a difusão de átomos, principalmente os intersticiais, impedindo que a austenita retida se transforme em perlita. 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.^(1,13,14)

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 bainita ferrítica em função de sua ação inibidora sobre a formação do carboneto. Bainita contendo carbonetos também foi obtida (Figura 5(a)).

O desempenho mecânico alcançado pelo material usado nessa pesquisa pode ser avaliado usando a Figura 13. Como se observa, o nível de resistência mecânica e ductilidade é comparável 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.

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, enumeram-se as seguintes conclusões:

- Os ciclos térmicos que produziram altos valores de resistência mecânica e ductilidade tiveram como principal característica a grande quantidade de austenita estabilizada à temperatura ambiente, evidenciado ainda a formação de bainita, ferrita acicular, bem como do constituinte MA e carbonetos isolados.
- Os valores de limite de resistência em torno de 1350 MPa e de alongamento total 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. Esse foi determinante no processamento do aço.
- O aumento na temperatura de austêmpera de 400 para 600°C reduziu a quantidade de austenita estabilizada e, conseqüentemente, levou à perda da resistência mecânica e ductilidade, devido à grande quantidade de perlita fina na microestrutura.

REFERÊNCIAS

- 1 BHADSHIA, H.K.D.H e EDMONDS, D.V. Bainite transformation in 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 Polakowski, N.H. and Ripling, E.J., Strength and Structure of Engineering Materials, Prentice-Hall, New Jersey, 1966.
- 13 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.
- 14 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.