

# COMPORTAMENTO NO ENCRUAMENTO DO AÇO ALTO C-Si-Cr BAINÍTICO AUSTEMPERADO A BAIXAS TEMPERATURAS LAMINADO A QUENTE<sup>1</sup>

Icaro Portela Pinheiro<sup>2</sup>  
Maira Cristina Gonçalves Costa<sup>2</sup>  
Dagoberto Brandão Santos<sup>3</sup>  
Berenice Mendonça Gonzalez<sup>3</sup>  
Ronaldo Barbosa<sup>3</sup>  
Rodinei Medeiros Gomes<sup>4</sup>

## Resumo

É conhecido que uma quantidade significativa de austenita estabilizada pode ser obtida em aços alto carbono contendo alto teor 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. Quando esta se forma em temperaturas relativamente baixas, não há possibilidade de difusão do ferro ou de solutos substitucionais o que leva à formação de placas de bainita incredivelmente finas, tornando o material muito resistente. Neste trabalho, foi investigada a influência do ciclo térmico de resfriamento e partição (*quenching and partitioning*) sobre o comportamento mecânico do aço 0,56%C-1,43%Si-0,58%Mn-0,47%Cr, apresentando efeito TRIP. O ciclo térmico consistiu no aquecimento do aço laminado a quente na região austenítica a 900°C e a rápida transferência desse para um banho metálico mantido a 220°C. Os tempos de permanência no banho foram de 0,5 h; 2 h; 24 h e 48 h. Em seguida, foram ensaiados em tração e sua microestrutura examinada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Os resultados mostraram que o aço alcançou o alongamento total na faixa de 9% a 13%, limite de resistência na faixa de 2.000 MPa a 2.100 MPa e limite de escoamento entre 1.650 MPa e 1.900 MPa. Essa combinação de alta resistência e ductilidade está associada à existência de austenita retida e à formação de ferrita bainítica com ocorrências de martensita durante os tratamentos térmicos realizados.

**Palavras-chave:** Partição; Bainita; Efeito TRIP; Austenita retida; Austêmpera.

## WORK HARDENING BEHAVIOR OF AUSTEMPERED AT LOW TEMPERATURE OF AN HIGH C-SI-Cr STEEL HOT ROLLING

### Abstract

It is well know that a significant amount of stabilized austenite can be achieved in high carbon steels containing high amounts of Mn and Si (1,5-2 %). Silicon acts in order to avoid the precipitation of carbides when the steel is isothermally treated at the region of bainite formation. When bainite forms at relatively low temperatures, there is no possibility of iron or substitutional solutes diffusion, allowing the formation of unbelievably thin bainite plates, making the material very strong. In the present work the influence of the thermal cycle of quenching and partitioning over the mechanical behavior of a steel (0,56%C-1,43%Si-0,58%Mn-0,47%Cr), with TRIP effect, was investigated. The thermal cycle consisted of heating the rolled steel to the austenitic region, at 900 °C, and rapidly transferring it to a metallic bath at 220 °C. The time the steel was in the bath varied from ½ h to 48 h (½, 2, 24 and 48 h). After that different samples were examined and stress-strain curves were built. The material achieved a total elongation about 10 to 15 %, tensile strength about 2000 to 2100 MPa and yield strength about 1650 to 1900 MPa. This combination of high strength and ductility is associated to the existence of retained austenite and to the formation of bainitic ferrite along with martensite during the performed heat treatments.

**Key words:** Quenching and partitioning; Bainite; TRIP effect; Retained austenite.

<sup>1</sup> Contribuição técnica ao 46º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 27 a 30 de outubro de 2009, Santos, SP.

<sup>2</sup> Sócio da ABM - Aluno(a) de Graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG

<sup>3</sup> Sócio da ABM - Professor Associado do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais EE.UFMG

<sup>4</sup> Professor Adjunto do Departamento de Tecnologia Mecânica UFPB

## 1 INTRODUÇÃO

Recentemente, a técnica de resfriamento e partição (*quenching and partitioning*) foi desenvolvida como alternativa para a obtenção de microestruturas contendo austenita retida. O aço de composição química adequada é resfriado rapidamente até uma temperatura entre  $M_l$  e  $M_f$  e uma determinada fração volumétrica de martensita é formada com o mesmo teor de carbono da austenita original.<sup>(1)</sup> O efeito Trip (*Transformation Induced Plasticity*) originalmente divulgado por Zackay *et al.*,<sup>(2)</sup> consiste na transformação da austenita retida em martensita durante a deformação plástica promovendo um aumento de resistência mecânica e ductilidade.

A microestrutura original de aços TRIP consiste de ferrita poligonal, bainita e de uma significativa parcela de austenita retida. Variando a composição química do aço ou modificando os parâmetros do processo de transformação, as frações volumétricas de cada constituinte podem ser variadas, ocasionando alterações significativas nas propriedades mecânicas. Em trabalho recente de Soliman *et al.*,<sup>(3)</sup> foi introduzida uma metodologia de controlar essas propriedades do aço desenvolvendo nesse a bainita bimodal através da transformação bainítica em duas etapas. Os autores<sup>(3)</sup> usaram as curvas dilatométricas para mostrar que quando o material parcialmente transformado é tratado em temperaturas mais baixas ocorre a decomposição da austenita produzindo uma segunda geração de bainita. Para a segunda etapa de transformação da bainita, a transformação é interrompida com intervalos de tempos maiores quanto menor for temperatura de transformação. A decomposição da austenita em bainita pode ser controlada ajustando o tempo de transformação isotérmica conforme no presente trabalho.

A bainita, tanto superior quanto a inferior, consiste de agregados de ripas de ferrita separadas por regiões chamadas de fases residuais. De acordo com a composição química, a temperatura e o tempo dos tratamentos isotérmicos na região de transformação, 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.<sup>(4)</sup> Segundo Bhadeshia *et al.*,<sup>(5)</sup> a microestrutura resultante quando se usa aço ligado ao silício ou ao alumínio, transformado em bainita superior, não apresenta carbonetos. O carbono repartido para a austenita residual não se precipita como a cementita, tornando a austenita estável a temperatura ambiente. A microestrutura obtida então consiste de finas placas de ferrita bainítica separadas por regiões de austenita enriquecida de carbono e martensita.

O aço utilizado neste trabalho, na indústria, é geralmente tratado termicamente, temperado e revenido a 450°C. Porém, o suprimento de etapas nos tratamentos térmicos de um modo geral reduzem o custo e seria conveniente eliminá-los, se possível, do processamento industrial do material.

Dessa forma, este trabalho, inspirado nos resultados favoráveis de Bhadeshia *et al.*,<sup>(5)</sup> Wang *et al.*,<sup>(6)</sup> e Soliman *et al.*,<sup>(3)</sup> teve como objetivo investigar a influência dos tratamentos isotérmicos na formação microestrutural, visando a bainita de baixa temperatura sem revenimento e comparar o comportamento mecânico de um aço alto carbono e alto silício, contendo ainda manganês e cromo, temperado e revenido a 450°C.

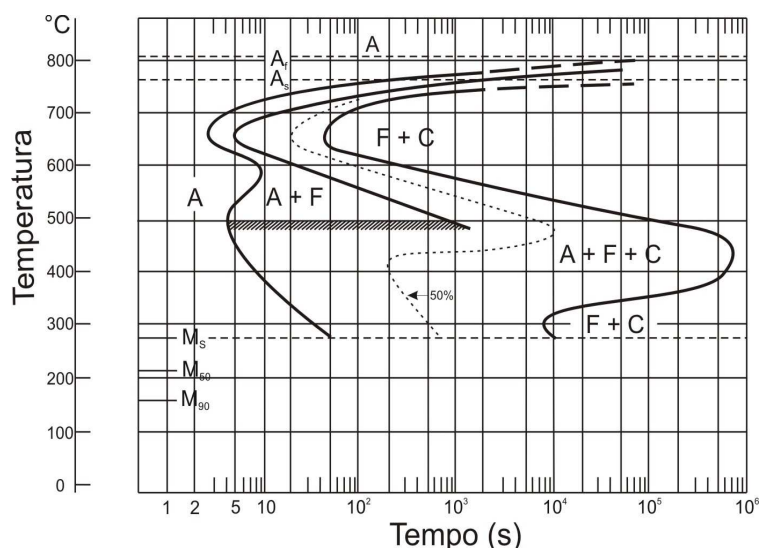
## 2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

A composição química do aço investigado está descrita na Tabela I, assim como as temperaturas de transformação,  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , estimadas por fórmulas

empíricas e pelo diagrama TTT do aço ilustrado na Figura 1. Esses dados estão detalhados no trabalho de Santos *et al.*<sup>(7)</sup>

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

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

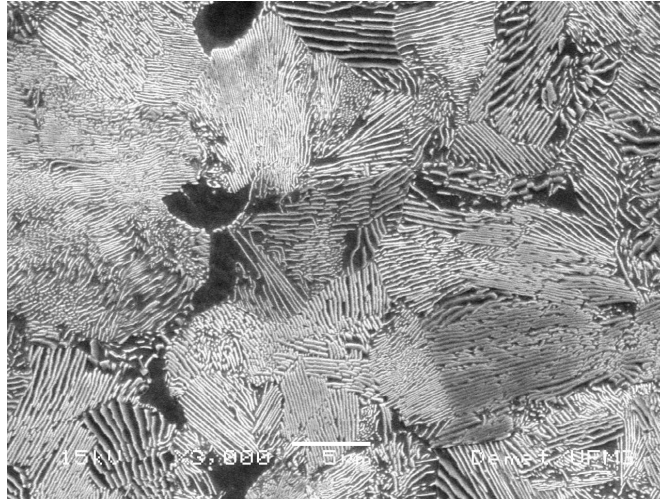


**Figura 1.** Diagrama TTT de um aço de composição química semelhante ao deste trabalho.

As amostras do aço, na forma de barras com de 8 mm de diâmetro, cuja microestrutura original é mostrada na Figura 2, foram usinadas como corpos de prova de tração de tamanho reduzido com aproximadamente 4 mm de diâmetro e 25 mm de comprimento útil. Em seguida, foram austenitizadas a 900°C e rapidamente transferidas para um banho térmico. Ao término do tempo de tratamento térmico desejado, a amostra foi resfriada ao ar. O tempo de permanência no forno para a austenitização foi de 5 minutos, cronometrado a partir do momento em que o sistema amostra-forno atingiu o equilíbrio. O banho foi realizado num cadinho de aço inoxidável AISI 304, preenchido por uma liga Sn60-Pb40, que possui temperatura *liquidus* próxima de 200°C. Durante os tratamentos isotérmicos não foram feitas agitações mecânicas e o monitoramento da temperatura foi executado por um termopar sonda tipo K. Foram realizados quatro tratamentos isotérmicos cujas temperaturas e os respectivos tempos são apresentados na Tabela 2.

**Tabela 2** – Condições dos tratamentos isotérmicos

Amostra	Temperatura (°C)	Tempo (h)
A	222	1/2
B	221	2
C	221	24
D	225	48



5  $\mu\text{m}$

**Figura 2.** Micrografia eletrônica de varredura do 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.

Foi realizado também uma têmpera em óleo seguida de revenimento a temperaturas variadas, porém foi escolhida o revenimento a 450°C por 1 h como tratamento aplicado aos corpos de prova tracionados, a fim de comparar o comportamento mecânico das amostras austemperadas com a amostra temperada e revenida como na indústria.

Após os ciclos térmicos, os corpos de prova foram submetidos a testes de tração em triplicata para cada tratamento térmico aplicado. O teste foi realizado à temperatura ambiente com velocidade de 1 mm/min em uma máquina Instron, modelo 5582. A partir destes testes, determinaram-se as propriedades mecânicas tais como limites de escoamento e de resistência e alongamento total. Em seguida, as amostras foram preparadas de maneira convencional até o polimento com pasta de diamante de 1  $\mu\text{m}$  para análise metalográfica. As amostras foram atacadas, utilizando-se reagente nital 2%. A análise microestrutural foi registrada através de microscopia óptica e eletrônica de varredura.

O coeficiente de encruamento foi calculado utilizando a equação de Hollomon associada com o critério de estricção e análise de Jaoul Crussard.<sup>(8)</sup>

$$n = \epsilon_u, \text{ onde } \delta\sigma/\delta\epsilon = \sigma \text{ (critério de estricção)}$$

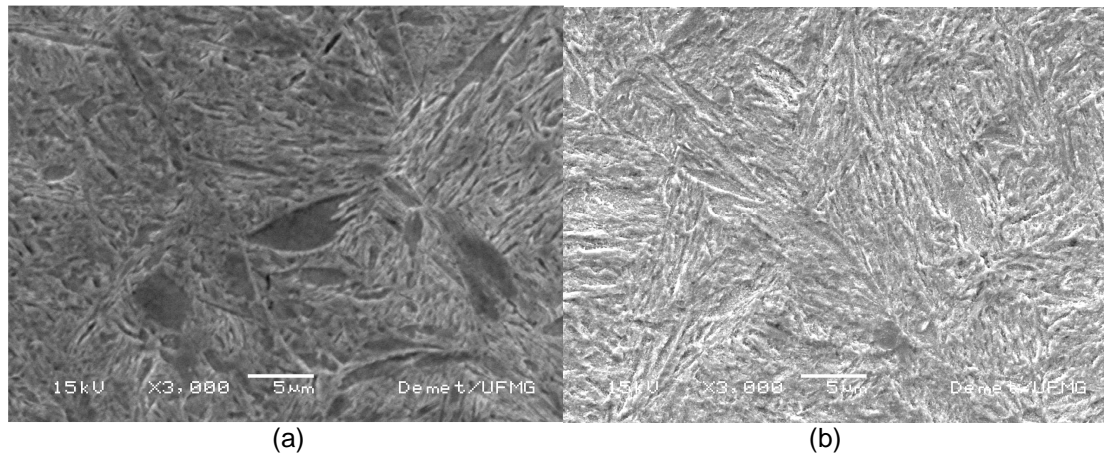
Medidas de microdureza Vickers foram realizadas com carga de 4,9 N (500 g) a fim de avaliar a influência do tempo e da temperatura de transformação na dureza do material original. Foram realizadas também medidas de microdureza em amostras temperadas e revenidas a diferentes temperaturas e construído um gráfico do comportamento do material em diferentes tratamentos térmicos.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 3.1 Efeito dos Tempos de Tratamento sobre as Microestruturas

Na Figura 3 estão ilustradas micrografias obtidas no MEV das amostras atacadas com reagente nital 2%, após têmpera e revenimento 450°C durante 1 h. Na

amostra temperada e revenida houve uma precipitação intensa de carbonetos, e devido ao alto teor de silício que atrasa a formação de cementita, esta ocorre para temperaturas mais altas de revenimento (~400°C), observa-se ainda uma acicularidade na microestrutura.



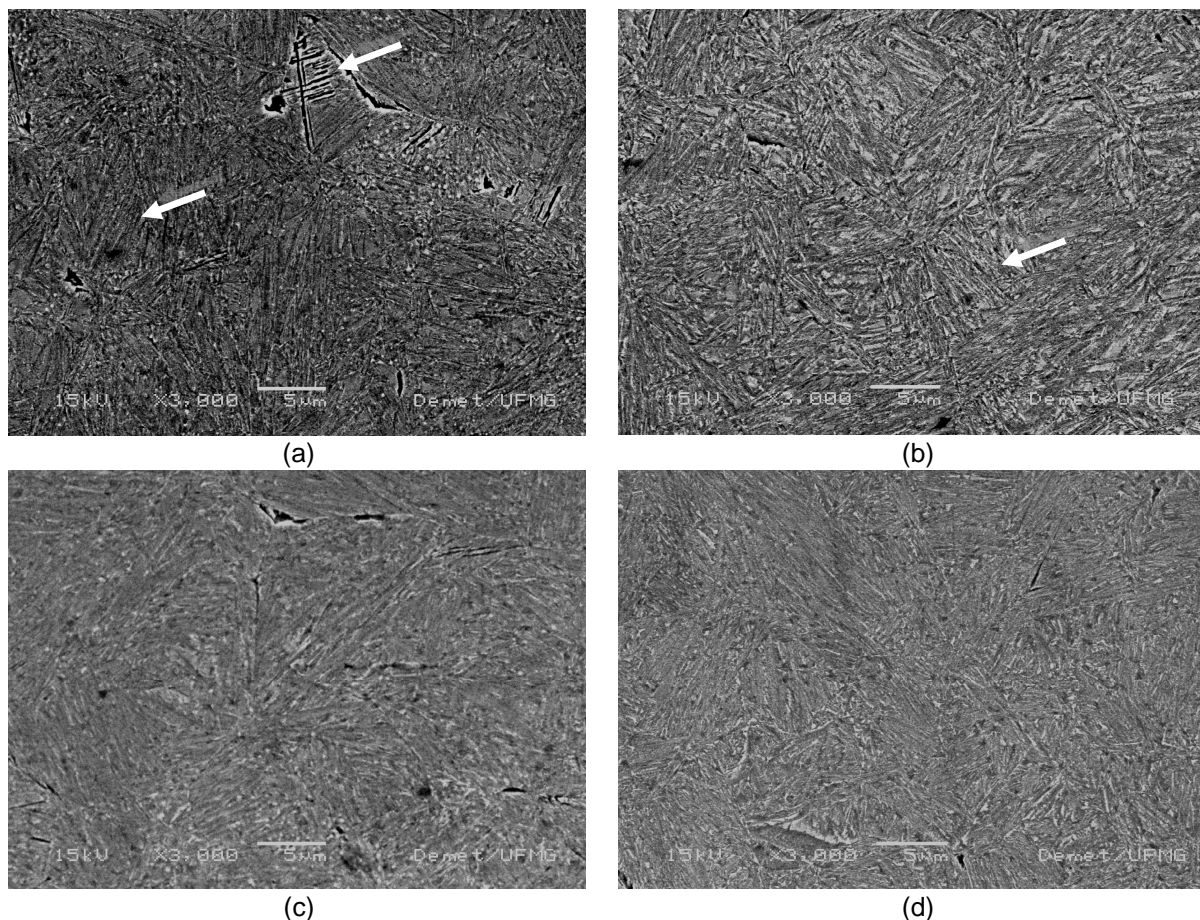
**Figura 3** – Micrografias eletrônicas de varredura das amostras após austenitização a 900°C e (a) temperada, e (b) temperada e revenida a 450°C por 1 h.

Na Figura 4 estão ilustradas micrografias eletrônicas de varredura das amostras austemperadas.

Observa-se nas micrografias da Figura 4 uma microestrutura predominantemente martensítica com presença de austenita retida e bainita. Wang *et al.*,<sup>(6)</sup> obtiveram para um aço de composição química similar (Tabela 3) ao utilizado neste trabalho, uma microestrutura semelhante às apresentadas acima. Ele descreveu a bainita ferrítica sob a forma de finos feixes de ripas de aproximadamente 100 nm de espessura, dispostos em diferentes orientações cristalográficas, que aparecem na Figura 4(a,b), indicados por setas. Entre esses feixes estariam a martensita e a austenita.

**Tabela 3** – Composição química do aço utilizado por Wang *et al.* (% em peso)

Aço	C	Mn	Si	Cr	V	Al	P	S
C-Mn-Si	0,59	0,56	1,61	1,01	0,13	0,02	0,012	0,011



**Figura 4** – Micrografias eletrônicas de varredura das amostras após austenitização a 900°C e transformação a 220°C durante (a) 0,5 h (b) 2 h (c) 24 h (d) 48 h e seguindo-se o resfriamento ao ar.

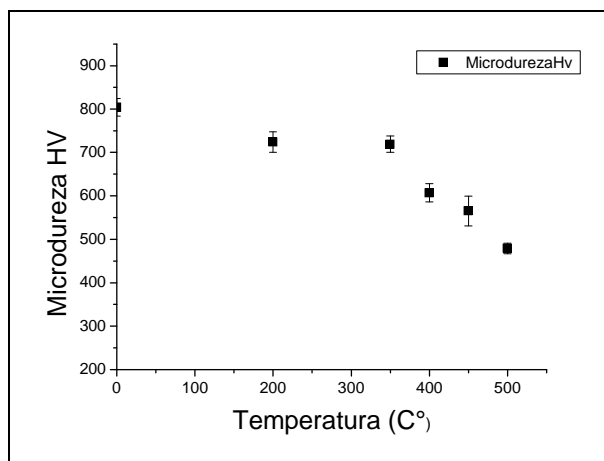
Comparando-se as micrografias das amostras temperadas e das amostras austemperadas, observa-se regiões hachureadas (*sheaf*) nas amostras austemperadas, que corresponde à bainita disposta em feixes.

A microestrutura bainítica, embora em maiores quantidades nas amostras que foram tratadas isotermicamente por tempos acima de 2 h, caracterizou-se fina como a obtida por Soliman and Palkowski.<sup>(9)</sup>

Observa-se nas imagens regiões escuras, como na parte superior da Figura 4(a), trata-se de ferrita, pois a mesma é mais suscetível ao ataque. Na Figura 4(d) há um princípio de coalescimento das placas de bainita.

### 3.2 Efeito do Tempo de Transformação sobre as Propriedades Mecânicas

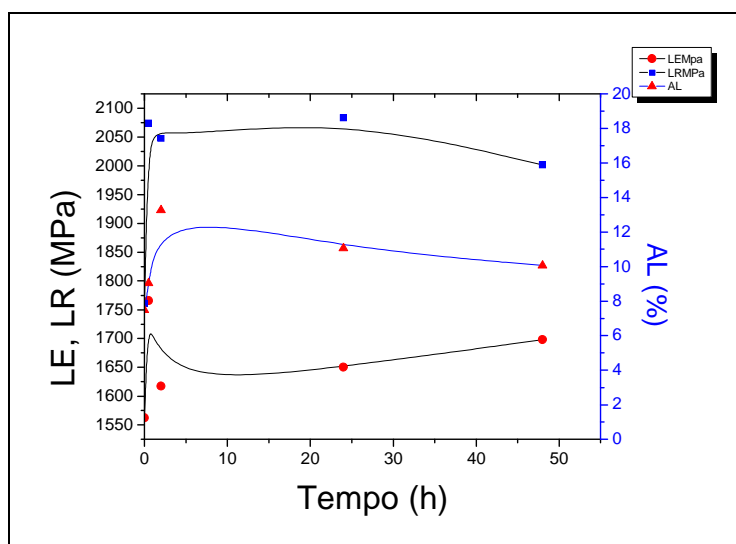
Foi construído um gráfico do comportamento da microdureza do aço utilizado em função da temperatura de revenimento. Os dados estão apresentados na Figura 5.



**Figura 5** – Microdureza do material em função da temperatura de revenimento e seu respectivo desvio-padrão.

A temperatura de revenimento de 450°C foi escolhida para elaboração dos corpos de prova tracionados e comparados com as amostras austemperadas, pois tal temperatura é utilizada na indústria para o revenimento do material em estudo.

Os resultados das propriedades mecânicas obtidas no teste de tração são mostrados na Figura 6.

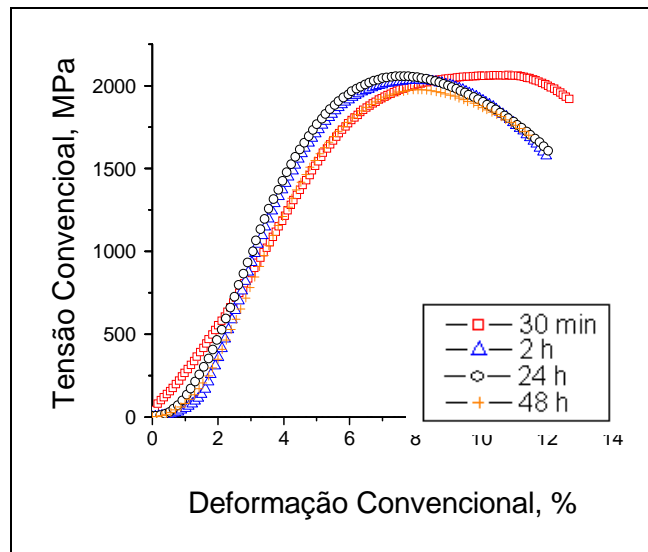


**Figura 6** – Efeito do tempo de tratamento no limite de resistência, limite de escoamento e alongamento percentual.

Conforme os dados apresentados na Figura 6, observa-se uma maior proximidade do limite de escoamento e do limite de resistência para a amostra temperada seguida da amostra austemperada por 0,5 h, o que indica menor ductilidade, isso se comprova no alongamento percentual que para estas duas amostras apresentou um valor discretamente menor que as outras.

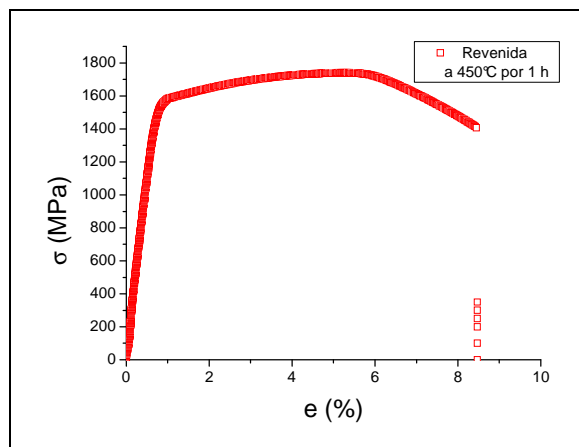
Para as amostras austemperadas por um tempo acima de 2 h o comportamento mecânico não apresentou grande variação. O limite de resistência se manteve estável, com o aumento do tempo de austêmpera, nota-se um ligeiro aumento do limite de escoamento acompanhado de uma discreta redução do alongamento percentual. Essa pequena variação coloca em questão a necessidade de um tratamento por um tempo maior, que aumentaria bastante os custos de produção do aço.

AS Figuras 7 e 8 ilustram exemplos de curvas de tração das amostras.



**Figura 7** – Exemplos das curvas tensão-deformação obtidas no ensaio de tração para amostras austemperadas .

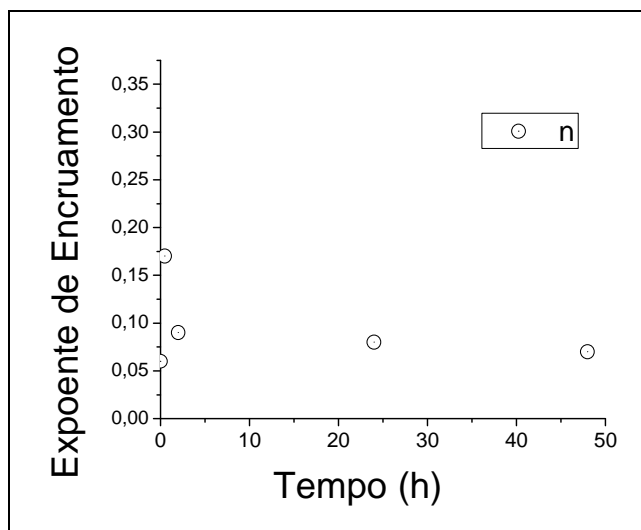
Nota-se na Figura 7 que a amostra austemperada por 0,5 h apresentou maior deformação uniforme em relação às austemperadas por um tempo maior, estas apresentaram comportamento semelhante.



**Figura 8** – Exemplo das curvas tensão - deformação obtidas para as amostras temperadas e revenidas a 450°C por 1 h no ensaio de tração.

O comportamento relativo ao encruamento do aço temperado e revenido e do austemperado é quantificado na Figura 9.

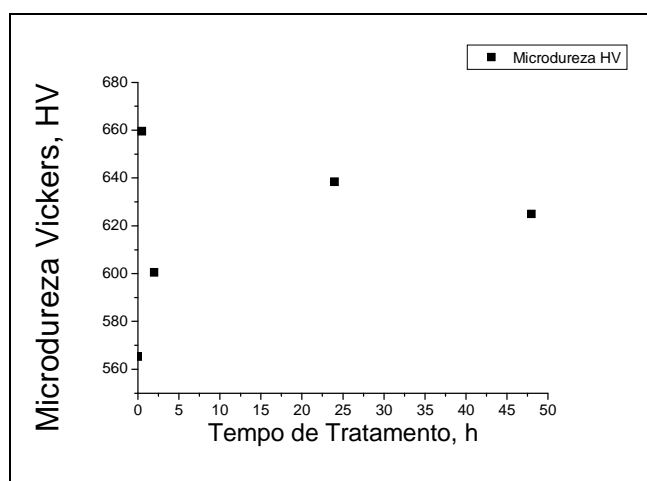




**Figura 9** – Coeficiente de encruamento calculado em função do tempo de tratamento.

Dentre as amostras austemperadas a amostra que permaneceu no banho por 0,5 h, apresentou um expoente de encruamento maior que as demais, cujos expoentes de encruamento se mantiveram próximos. A amostra austemperada por 2 h apresentou um discreto aumento no expoente de encruamento em comparação com a amostra temperada e revenida a 450°C por 1 h, porém observa-se na Figura 6 que a variação de tensão entre o limite de resistência e o limite de escoamento aumentou de 200 MPa para a amostra temperada e revenida a 450°C por 1 h para 450 MPa para a amostra austemperada por 2 h.

Os resultados encontrados para a Microdureza Vickers seguem ilustrados na Figura 10.



**Figura 10** – Microdureza em função do tempo de tratamento.

A microdureza mais elevada para a amostra de 0,5 h confirma a existência de maior quantidade de martensita diante das demais amostras austemperadas. Este resultado, conforme resultado por Santos *et al.*,<sup>(10)</sup> se deve a diferença entre a maior fração volumétrica de martensita e bainita. A amostra austemperada por 0,5 h revela maior quantidade de constituinte MA,<sup>(10)</sup> provavelmente por não haver tempo de tratamento suficiente para um avanço considerável da reação bainítica e a austenita até então presente, não foi suficientemente enriquecida em carbono para se manter estável a temperatura ambiente, e se decompor em martensita.

A microdureza desta amostra apresentou valores mais altos que da amostra temperada e revenida a 450°C por 1 h (Figura 10), isso ocorre devido à formação da bainita nanoestruturada e ao não revenimento do material austemperado.

A microdureza Vickers do aço atual temperado é de 800 HV<sup>(11)</sup>. O resultado médio encontrado neste trabalho está em torno de 620 HV para as amostras austemperadas, isso comprova a microestrutura predominantemente martensítica. Mas leva a conclusão também da existência de uma parcela de bainita e austenita retida. Pela análise do diagrama TTT da Figura 1, a 200°C, 50% da amostra deveria estar na forma de martensita e o restante 50% na forma de austenita. Para temperaturas tão baixas, 220°C, não há uma curva de transformação isotérmica, porém a presença de bainita nas amostras ficou evidente através da microscopia por MEV e também dos testes de microdureza. Esses resultados estão de acordo com a literatura recente,<sup>(6,8)</sup> as quais se referem à formação de bainita a baixas temperaturas.

#### 4 CONCLUSÕES

- A amostra que foi tratada por 0,5 h apresentou predominantemente em sua microestrutura a martensita, bem como menor presença de bainita e austenita retida. Fato esse que justifica o comportamento mecânico diferenciado dessa amostra em relação às outras amostras austemperadas.
- As amostras que foram austemperadas por mais de 2 h, não apresentaram variação significativa no comportamento mecânico. Colocando em questão a necessidade de um maior tempo de tratamento térmico, que eleva os custos do beneficiamento.
- Comparando as amostras austemperadas com tempo superior a 2 h com as amostras temperadas e revenidas a 450°C por 1 h, estas apresentaram limite de resistência estável na faixa de 2.000 MPa contra 1.700 MPa, limite de escoamento na faixa de 1.700 MPa contra 1.550 MPa e, finalmente, um alongamento percentual na faixa de 12% contra 7% para a amostra revenida.
- As amostras austemperadas acima de 2 h apresentaram uma variação entre o limite de escoamento de aproximadamente 400 MPa, enquanto essa diferença é de 200 MPa para amostra temperada e revenida. Por sua vez, houve um ligeiro aumento do expoente de encruamento para as primeiras.

#### REFERÊNCIAS

- 1 SPEER, J.G.; ASSUNÇÃO, F.C.R.; MATLOCK, D. K.; EDMONDS, D.V., The “Quenching and Partitioning” Process: Background and recent Progress. *Materials Research*, v. 8, No. 4, p. 417-423, 2005.
- 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 SOLIMAN, M.; LUESING, S.; ASADI, M.; PALKOWSKI, H. *Thermomechanical Processing of steels*. Italy, 2008, p 1-10.
- 4 BHADESHIA, H.K.D.H. *Bainite in Steels*. 2<sup>ed</sup>. Cambridge: IOM Communications, England 2001. 478 pp. (ISBN 1-86125-112-2).
- 5 CABALLERO, F.G.; BHADESHIA, H.K.D.H. Very Strong Bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. n.8, p. 251–257. 2004.
- 6 WANG, T.S.; LI, X.Y. ZHANG, F.G. ZHENG, Y.Z. Microstructures and mechanical properties of 60Si2CrVA steel by isothermal transformation at low temperature *Materials Science and Engineering A*, v. 438 – 440, p. 1124-1124, 2006.

- 7 SANTOS, D. B.; BARBOSA, R.; DUARTE, D. M.; OLIVEIRA, P. P.; PERELOMA, E. V. Produção, desempenho mecânico e caracterização microestrutural do aço alto C Si-Mn-Cr laminado a quente apresentando efeito TRIP. 44° Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos ABM – Campos do Jordão – SP, Outubro 2007. pp. 607-619
- 8 DIETER G.E. The tension test, In: Mechanical Metallurgy. New York: McGraw-Hill,1976, cap 9, p. 349-374.
- 9 SOLIMAN, M.; PALKOWSKI, H. Ultra-Fine Bainite Structure in Hypo-eutectoid Steels. ISIJ International, v. 47, No. 12, p.1703-1710, 2007.
- 10 SANTOS, D. B.; GUERRA, S. C.; PINHEIRO, I. P.; FAJARDO, R. F.; GONZALES, B. M. Formação de bainita a baixas temperaturas em aço alto C-Si e seu desempenho mecânico. 64° Congresso Anual da ABM – Belo Horizonte – MG, Julho 2009.
- 11 HONEYCOMBE, R. W. K. and BHADRESHIA, H. K. D. H., Formation of Martensite. In: Steels: Microstructure and Properties. London: Edward Arnold, 1995. Chap. 5, pp. 83-114.