

# FORMAÇÃO DE BAINITA A BAIXAS TEMPERATURAS EM AÇO ALTO C-Si E SEU DESEMPENHO MECÂNICO<sup>1</sup>

Dagoberto Brandão Santos<sup>2</sup>  
Sandra de Castro Guerra<sup>3</sup>  
Icaro Portela Pinheiro<sup>3</sup>  
Rodrigo Ferreira Fajardo<sup>3</sup>  
Berenice Mendonça Gonzalez<sup>2</sup>

## Resumo

É conhecido que uma quantidade significativa de austenita estabilizada pode ser obtida em aços alto 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. 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 inacreditavelmente 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 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 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 10% a 15%, 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.

## BAINITE FORMATION AT LOW TEMPRATURES IN A HIGH C-Si STEEL AND ITS MECHANICAL BEHAVIOR

### 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-1,50%Si-0,80%Mn-0,77%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 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.

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

<sup>3</sup> Aluno(a) de Graduação em Engenharia Metalúrgica no Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola de Engenharia da UFMG

## 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  $M_i$  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.

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, e no comportamento mecânico de um aço alto carbono e alto silício, contendo ainda manganês e cromo, capaz de apresentar o efeito TRIP.

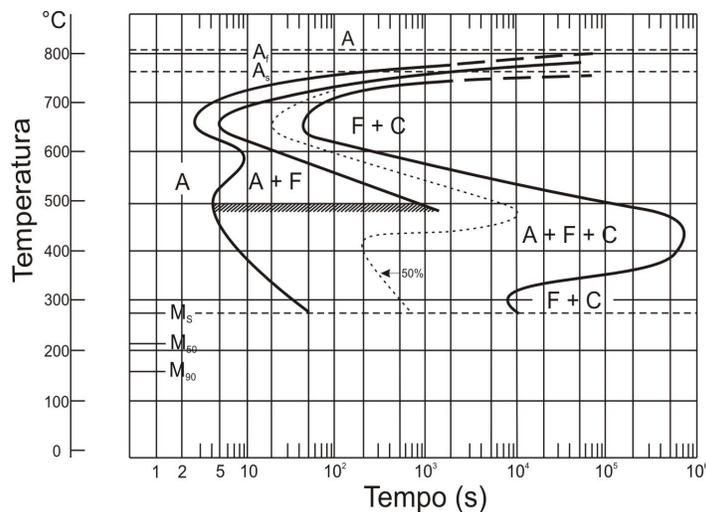
## 2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

A composição química do aço investigado está descrita na Tabela 1, assim como as temperaturas de transformação,  $Ac_1$  e  $Ac_3$ , estimadas 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>

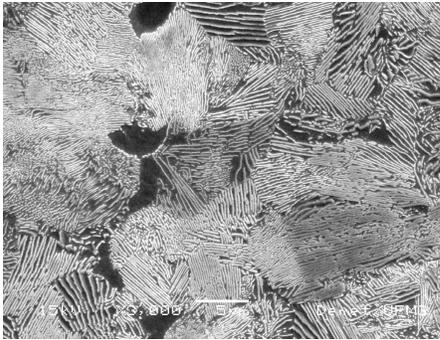
As amostras do aço, na forma de barras com de 8 mm de diâmetro, cuja microestrutura original é mostrada na Figura 2, foram usinadas como corpos de prova de tração de tamanho reduzido com 4 mm de diâmetro e 25 mm de comprimento útil. Em seguida, foram austenitizadas a 900°C e rapidamente transferidas 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 de fusão próxima a 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 térmicos cujas temperaturas e os respectivos tempos são apresentados na Tabela 2.

**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.



5  $\mu$ 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.

**Tabela 2** – Condições dos tratamentos isotérmicos

Amostra	Temperatura ( $^{\circ}$ C )	Tempo (h)
A	222	1/2
B	221	2
C	221	24
D	225	48

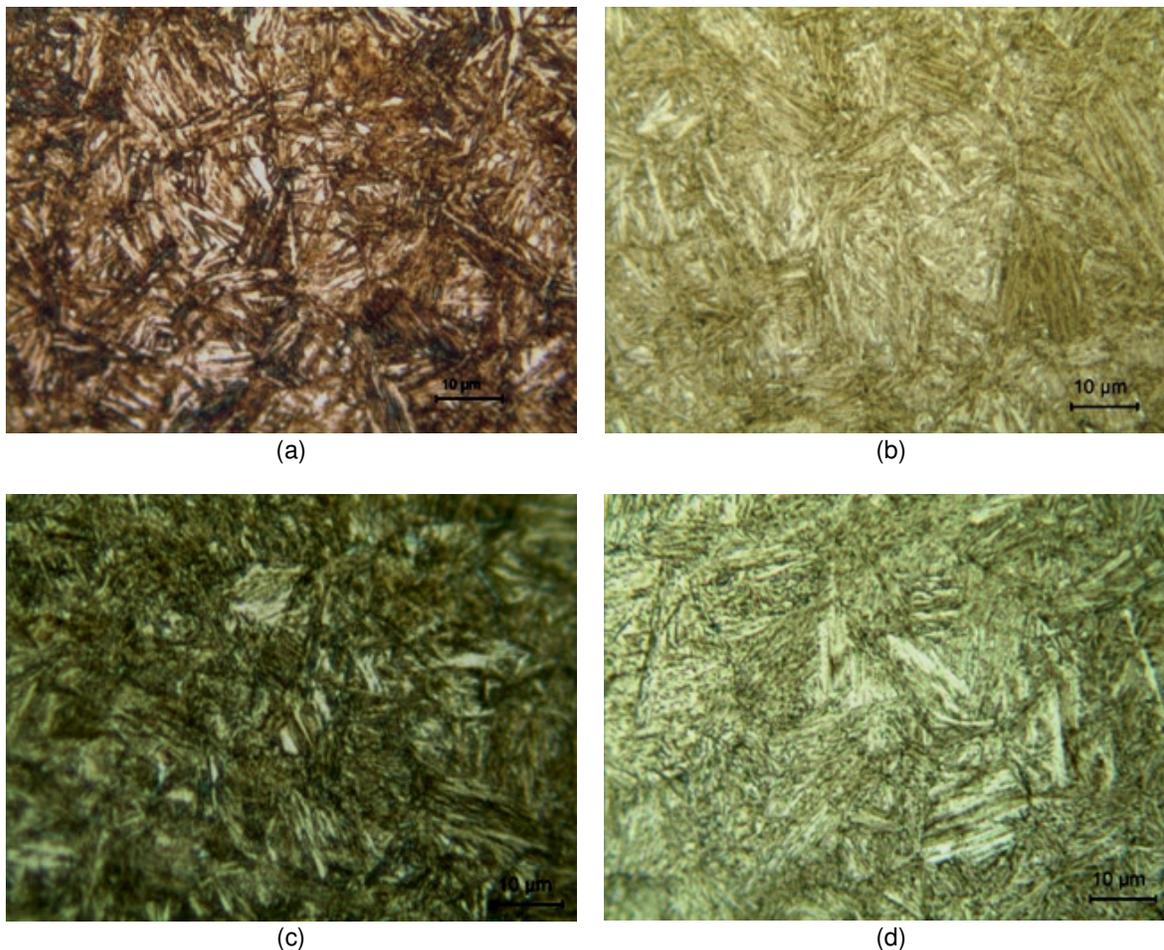
Após os ciclos térmicos, as amostras foram submetidas a testes de tração a temperatura ambiente com velocidade de 1 mm/min em uma máquina Instron, modelo 4400. A partir destes testes, determinou-se as propriedades mecânicas tais como limites de escoamento e de resistência e alongamento total. Em seguida, as amostras foram preparadas de maneira convencional até o polimento com pasta de diamante de 1 $\mu$ m para análise metalográfica. Aplicaram-se, separadamente, dois ataques na superfície polida, o primeiro com o reativo nital 2% e, posteriormente, o segundo com reativo LePera. A análise microestrutural foi registrada através de microscopia óptica e eletrônica de varredura.

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.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

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

Na Figura 3 estão ilustradas micrografias ópticas das amostras atacadas com reativo nital 2%.



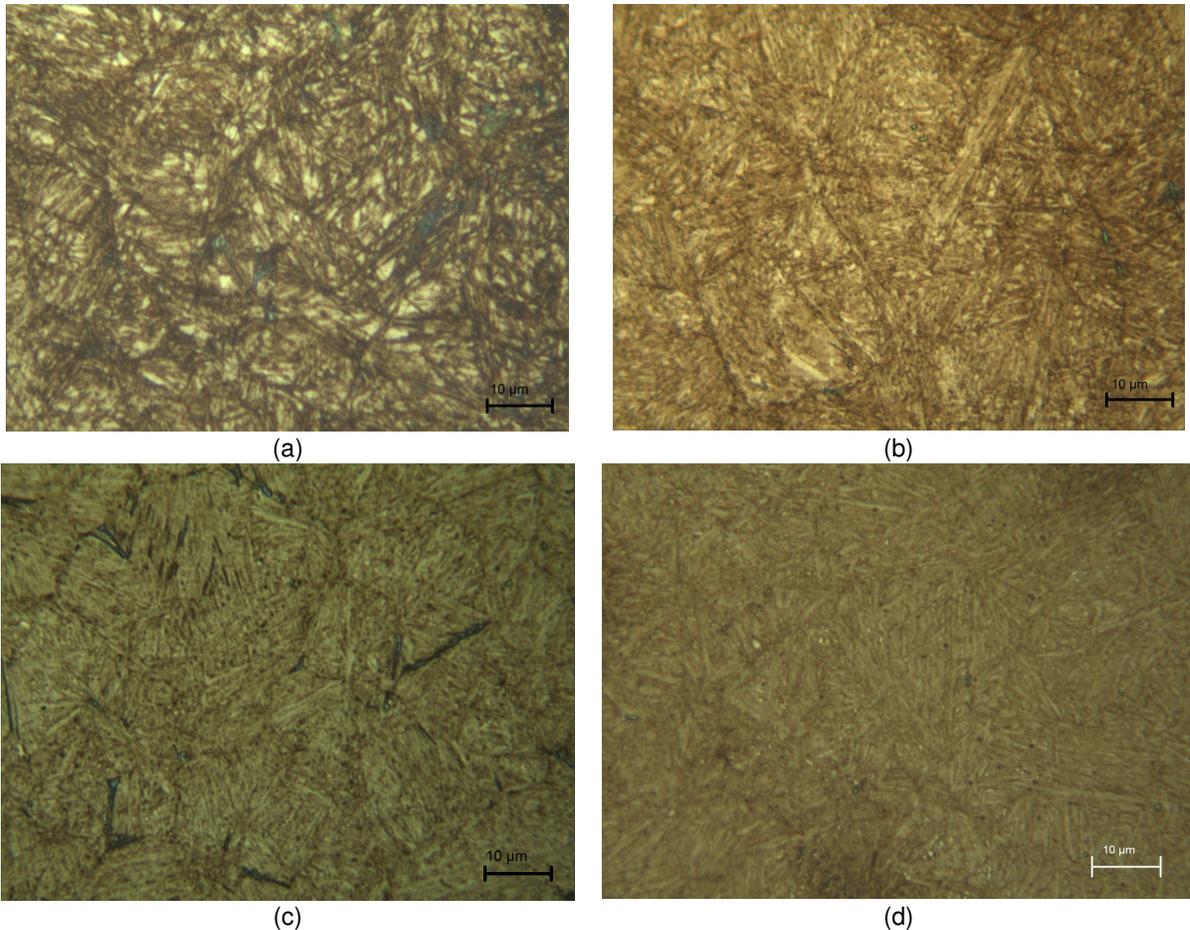
**Figura 3** – Micrografia ótica das amostras após austenitização a 900°C e banho a 220 °C durante(a) 30 min (b) 2h (c) 24h (d) 48h e seguido resfriamento ao ar. Ataque nital 2%.

Observa-se nas micrografias da Figura 3 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 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 numa coloração escura. Entre esses feixes estariam a martensita e a austenita em colorações mais claras.

**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

Na Figura 4 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.

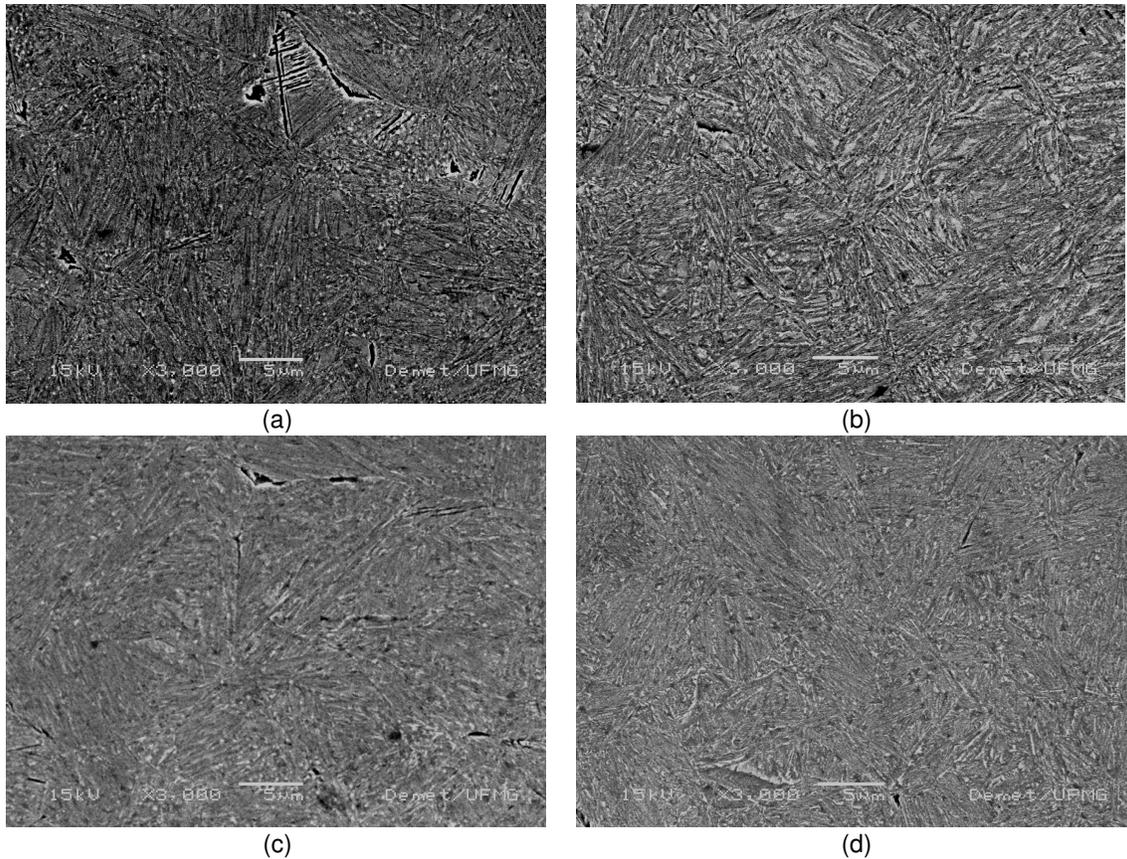


**Figura 4** – Micrografia óptica das amostras após austenitização a 900°C e transformação a 220°C durante (a) 0,5 h (b) 2 h (c) 24 h (d) 48h e seguido resfriamento ao ar. Ataque com reativo de Le Pera.

Pode se perceber que há uma presença maior de bainita inferior, revelada na forma de agulhas escuras, a partir da amostra que permaneceu no banho por 2 h. A quantidade dessa microestrutura permaneceu praticamente constante nas amostras de 24 h e 48 h. A micrografia na Figura 4 (d) apresentou pouca nitidez entre a bainita e o constituinte MA.

No ataque químico com o reativo de LePera, a fração volumétrica do constituinte bainita influencia na coloração do ataque, razão pela qual em algumas regiões da figura ela aparece com tonalidade não tão escura.

Na Figura 5 estão ilustradas micrografias eletrônicas de varredura das amostras após seus respectivos tratamentos.



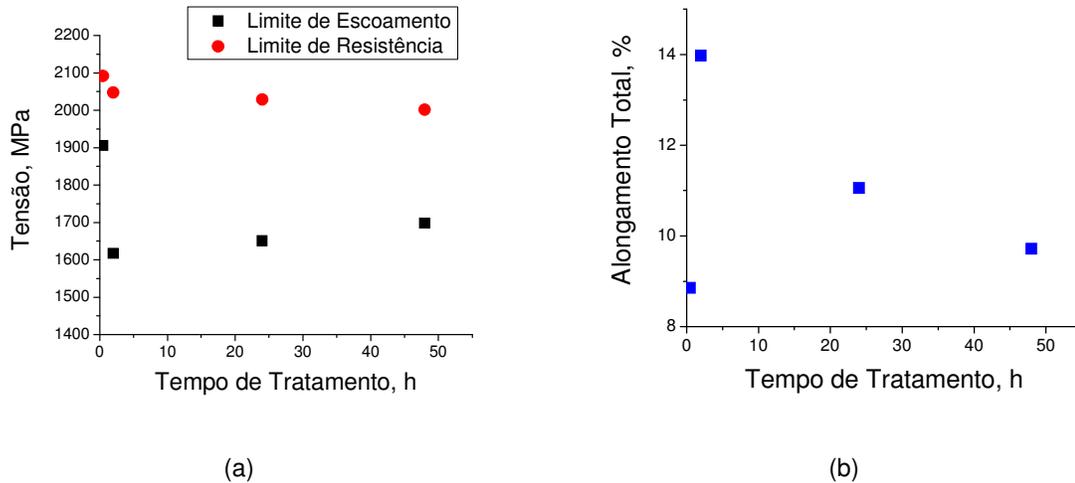
**Figura 5** – Micrografias eletrônicas de varredura das amostras após austenitização a 900°C e transformação a 220°C durante (a) 0,5 h (b) 2 h (c) 24 h (d) 48 h e seguindo-se o resfriamento ao ar.

Comparando-se as micrografias foi confirmado a microestrutura bainítica, embora em maiores quantidades na amostra que foi tratada por um maior tempo, essa caracterizou-se fina como a obtida por Soliman and Palkowski.<sup>(8)</sup>

Observa-se nas imagens regiões escuras, como na parte superior da Figura 5(a), trata-se de ferrita, pois a mesma é mais suscetível ao ataque, sofrendo uma maior corrosão. Na Figura 5 (d) há um princípio de coalescimento das placas de bainita.

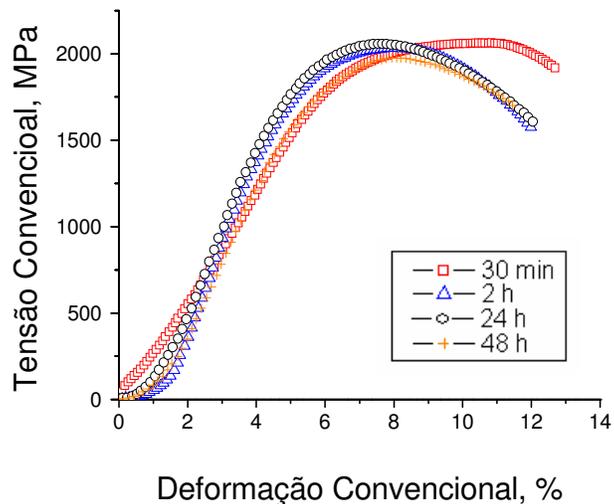
### 3.2 Efeito do Tempo de Transformação sobre as Propriedades Mecânicas

Os resultados das propriedades de tração são mostrados na Figuras 6 (a,b). A Figura 7 ilustra quatro exemplos de curvas de tração.



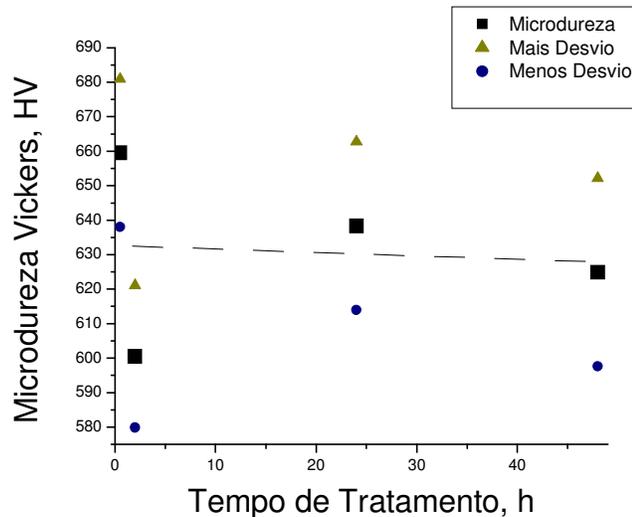
**Figura 6** – Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera e resfriamento no limite de resistência e escoamento.

Conforme os dados apresentados na Figura 6 (a), observam-se uma maior proximidade do limite de escoamento e do limite de resistência para a amostra tratada por 0,5 h, o que indica menor ductilidade. Este resultado está de acordo com a microestrutura observada para esta amostra, que revelou maior quantidade de martensita e conseqüentemente menos bainita e austenita retida, sendo esta a responsável pela ductilidade e o efeito TRIP ao material. O tempo de tratamento foi insuficiente para a formação expressiva de bainita e a austenita, até então presente, se transformou em martensita no resfriamento final. Comportamento contrário ocorre nas amostras de 2 h, 24 h e 48 h que apresentam maiores alongamentos, entre 10% a 13%, confirmando a presença significativa da austenita em suas respectivas microestruturas.



**Figura 7** – Exemplos das curvas tensão-deformação obtidas no ensaio de tração. Todas as amostras foram resfriadas ao ar.

Os resultados encontrados para a Microdureza Vickers seguem ilustrados na Figura 8.



**Figura 8** – Microdureza em função do tempo de banho e seus respectivos desvios-padrão.

A microdureza mais elevada para a amostra de 0,5 h confirma a existência de maior quantidade de martensita diante das demais.

A microdureza Vickers de um aço temperado é de 800 HV.<sup>(9)</sup> O resultado médio encontrado neste trabalho em torno de 620 HV 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 óptica e MEV e também dos testes de microdureza. No entanto, 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 influência do ciclo térmico de transformação martensítica e bainítica no desempenho 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:

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. Esta apresentou um limite de resistência de aproximadamente 2.100 MPa e um limite escoamento de aproximadamente 1.900 MPa. Sendo assim, o alongamento total diminuiu para 8%.

- Para as amostras que foram tratadas por mais de 2 h, a variação nos valores de propriedades mecânicas não foi significativa, colocando em questão a necessidade de um maior tempo de tratamento térmico, que eleva os custos do beneficiamento.
- Foi observada uma tendência crescente do limite de escoamento, variando de 1.600 Mpa para 1.700 MPa para os tratamentos de 2 a 48 h, e uma tendência

decrecente para o limite de resistência que diminuiu de 2.100 Mpa para 2.000 MPa. Essa tendência de aproximar o limite de escoamento do limite de resistência foi observada em função do aumento do tempo de tratamento e está de acordo com os resultados de alongamento percentual que também apresentaram um decréscimo de 14% para 10%.

## 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 BHADSHIA, 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.; BHADSHIA, 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<sup>o</sup> Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos ABM – Campos do Jordão – SP, Outubro 2007. pp. 607-619
- 8 SOLIMAN, M.; PALKOWSKI, H. Ultra-Fine Bainite Structure in Hypo-eutectoid Steels. *ISIJ International*, v. 47, No. 12, p.1703-1710, 2007.
- 9 HONEYCOMBE, R. W. K. and BHADSHIA, H. K. D. H., Formation of Martensite. In: *Steels: Microstructure and Properties*. London: Edward Arnold, 1995. Chap. 5, pp. 83-114.