

EFEITO DA TÊMPERA DIRETA E CONVENCIONAL NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DE GARRAS PARA RECUPERAÇÃO DE SAPATAS EM AÇO 15B30 e 15BCr30¹

Edmilson Schmitz²
Carlos Augusto Silva de Oliveira³

Resumo

Estudou-se comparativamente o processo de têmpera direta (laminação a quente, têmpera logo após a laminação e revenido) com o processo de têmpera convencional para verificar a possibilidade de substituição da têmpera convencional pela direta no processo de fabricação de garras de sapata, de modo a reduzir o custo do processo de fabricação, eliminando a necessidade de reaquecimento após laminação. O estudo dos diferentes processos de têmpera foi realizado em dois perfis de garras para recuperação de sapatas fabricadas em dois tipos de aços: 15B30 e 15BCr30. Como objetivo adicional estudou-se o efeito dos diferentes teores de cromo nas propriedades mecânicas e na temperabilidade dos aços.

Palavras-chave: Têmpera direta; Aço 15B30 e 15BCr30; Garras para sapatas.

EFFECT OF DIRECT AND CONVENTIONAL QUENCH ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF TRACK SHOES 15B30 AND 15BCr30 STEELS

Abstract

In this work, is made a comparative study of the direct quenching process (hot rolling, quenching immediately after rolling and tempering) with the conventional process to determine the possibility of substituting conventional quenching process by the direct quenching process for the manufacturing of grouser bars to reducing the cost of the product by the elimination of reheating after rolling. The effect of the rolling conditions was studied for two types of steel, 15B30 and 15BCr30, used in two grouser bar profiles. As additional objective there is the possibility to evaluate a higher addition of chromium in boron steel.

Key words: Direct quench; 15B30 and 15BCr30 steel; Track shoes.

¹ Contribuição técnica ao 63º Congresso Anual da ABM, 28 de julho a 1º de agosto de 2008, Santos, SP, Brasil

² Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais – schmitz@flipp.com.br

³ Professor Associado – Departamento de Engenharia Mecânica – Universidade Federal de Santa Catarina – carlosa@emc.ufsc.br

1 INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, novos processos industriais foram desenvolvidos, para obter-se laminados com melhores propriedades e custos menores. Nestes processos podem ser incluídos os tratamentos termomecânicos. Os tratamentos termomecânicos são processos desenvolvidos para melhorar as propriedades mecânicas dos materiais através do controle do processo de deformação à quente. Envolve basicamente o controle da temperatura de reaquecimento e de deformação, grau de deformação e velocidade de resfriamento. Usualmente, os tratamentos termomecânicos empregados na laminação são: laminação controlada, resfriamento acelerado e têmpera direta após a laminação à quente, ou combinações destes.⁽¹⁾

A têmpera direta possibilita obter peças temperadas diretamente após a laminação, sem necessidade de reaustenitização. Além disso, a têmpera direta permite melhores combinações de propriedades quando comparada com a convencional. Na têmpera direta, as condições da laminação a quente (convencional ou controlada), determinarão o estado da austenita antes da transformação de fases, influenciando na cinética de transformação e nas propriedades mecânicas.

Vários autores⁽²⁻⁸⁾ estudaram as microestruturas e propriedades mecânicas dos aços obtidos por têmpera direta e convencional objetivando avaliar o efeito dos parâmetros de laminação, dos elementos de liga e do percentual de redução. Estes estudos eventualmente apresentam resultados divergentes, pois a microestrutura dos aços processados por têmpera direta é fortemente dependente de variáveis de processamento, tais como as condições de deformação e de resfriamento.^(9,10) Portanto, no estudo da têmpera direta é necessário, além de considerar a temperatura final de laminação, estabelecer uma relação entre a estrutura austenítica prévia e propriedades mecânicas, considerando também as condições de deformação e de resfriamento, simultaneamente.⁽⁵⁾

Em geral, os aços processados por têmpera direta apresentam maiores durezas e limites de escoamento e de resistência, do que os obtidos por têmpera convencional, sendo que os aços obtidos por têmpera direta após laminação controlada apresentam os maiores valores.^(2,6,11)

Uma possibilidade do uso da têmpera direta está na fabricação de garras de sapatas. Estas garras são utilizadas na recuperação de sapatas de tratores de esteira devido ao seu desgaste pelo uso intensivo. O desgaste das garras ocasiona perda de tração e rendimento. Esta perda pode ser evitada pela substituição do jogo de sapatas ou pela recuperação através da soldagem de novas garras. A recuperação através da soldagem de novas garras garante ao trator o rendimento original. Este procedimento evita a substituição de todo o jogo de sapatas e, conseqüentemente, tem custo menor.

A METISA – Metalúrgica Timboense S.A. é uma das fabricantes de garras para recuperação de sapatas. Atualmente, o processo de fabricação utilizado compreende laminação convencional, resfriamento ao ar, reaquecimento, têmpera e revenido.

Os objetivos deste estudo, portanto, são: o estudo do efeito da temperatura de têmpera e de acabamento de laminação na microestrutura e propriedades mecânicas de dois aços baixo carbono com adição de boro e o efeito dos diferentes teores de cromo nas propriedades mecânicas e na temperabilidade dos aços estudados e o estudo comparativo entre os processos de têmpera direta e convencional. Uma vez que é expectativa da pesquisa a substituição da têmpera

convencional pela direta devido a redução no custo final de fabricação das garras para recuperação de sapatas de tratores.

2 MATERIAL E MÉTODOS

A metodologia experimental adotada neste trabalho baseou-se no uso das condições normais de processo, utilizando-se equipamentos industriais em todas as etapas de processamento. O processo de têmpera direta foi comparado com o atual de fabricação das garras para recuperação de sapatas de tratores, ou seja: laminação convencional e posterior reaquecimento para têmpera e revenido.

Foram estudados o efeito das condições de laminação em dois aço e em dois perfis de garras. Para tal, adotou-se algumas variáveis de processo relevantes na modificação das microestruturas e propriedades mecânicas do produto, a saber: a temperatura de acabamento (influenciando nas condições microestruturais da austenita prévia), o perfil das garras e o efeito do cromo em aços ao boro.

Foram utilizados dois aços – 15B30 e 15BCr30 com composições semelhantes, exceto pelo maior teor de cromo no aço 15BCr30: 0,18% no aço 15B30 e 0,53% no aço 15BCr30. A composição química é mostrada na Tabela 1.

O efeito da espessura e da taxa de redução foi avaliado estudando-se dois perfis de garras. Foram selecionados dois perfis – 1575 e 2505 – cuja numeração representa sua massa / metro, ou seja, o perfil 1575 corresponde a 15,75 kg / metro linear e o perfil 2505 corresponde a 25,05 kg / metro linear. Doravante estes perfis serão denominados 1 e 2 respectivamente indicando os perfis 1575 e 2505.

Os critérios para esta seleção foram baseados em:

- Maior perfil fabricado (maior espessura) – garra 2505;
- Grau de exigência em termos de resistência ao desgaste (perfil cuja maior aplicação é em minas de carvão);
- Considerável diferença de espessura entre os perfis a fim de avaliar o efeito da velocidade de resfriamento.

Foram estudadas cinco condições de têmpera, sendo duas convencionais com temperaturas de reaquecimento diferentes e três diretas com temperaturas de acabamento diferentes e uma temperatura de revenido. O revenido foi realizado a 200°C durante 1 hora e as condições de têmpera estudadas foram:

1. Têmpera convencional a 820°C (TC820*) – Temperatura ligeiramente acima da zona crítica.
2. Têmpera convencional a 880°C (TC880*) – Temperatura utilizada atualmente para reaquecimento dos aços estudados.
3. Têmpera direta a 980°C (TD980*) (após último passe de acabamento) – Temperatura utilizada atualmente como final de laminação do perfil estudado e acima da temperatura de têmpera convencional.
4. Têmpera direta a 880°C (TD880*) (após último passe de acabamento) – Temperatura padrão da têmpera convencional.
5. Têmpera direta a 820°C (TD820*) (após último passe de acabamento) – Temperatura ligeiramente acima da zona crítica.

* Simbologia adotada doravante na identificação das condições experimentais.

Foram realizados ensaios de dureza, tração e impacto Charpy a temperatura ambiente e análise metalográfica por microscopia óptica e eletrônica de varredura nas amostras após revenido. A Figura 1 apresenta o posicionamento dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e análise microestrutural.

Tabela 1 – Composição química dos aços 15B30 e 15BCr30

	15B30	15BCr30
C	0,32	0,32
Mn	1,23	1,25
Si	0,26	0,24
S	0,007	0,008
P	0,018	0,017
Cu	0,19	0,16
Cr	0,18	0,53
Ni	0,07	0,06
Mo	0,008	0,006
Ti	0,032	0,031
B	0,0038	0,0036
N (ppm)	~70	~70

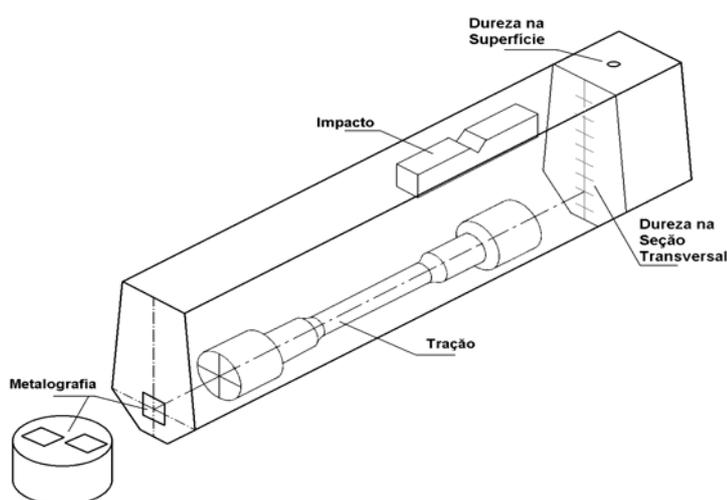


Figura 1 – Localização dos corpos de prova para os ensaios

Os ensaios de dureza foram realizados ao longo de uma linha transversal, passando pelo centro geométrico da garra (Figura 1). Estes ensaios possibilitaram avaliar a temperabilidade, ao longo de sua seção transversal. Os ensaios foram realizados em escala Brinell (HB), com carga de 3.000 kgf e esfera de 10 mm de diâmetro. Esta dureza foi adotada em função da especificação das garras.

Os corpos de prova de tração foram usinados na direção longitudinal ao sentido de laminação no centro geométrico das garras.

Os corpos de prova de impacto Charpy foram usinados no sentido longitudinal à laminação (Figura 1), conforme norma ASTM E-23, com entalhe em V a 45° e raio de 0,25 mm. A temperatura de ensaio foi de 21°C. Os resultados de energia absorvida são uma média de três ensaios

As amostras metalográficas, para análise das condições da austenita prévia e da microestrutura, foram retiradas do centro geométrico dos perfis, conforme indicado na Figura 1. Para análise da microestrutura as amostras foram embutidas a frio, lixadas e polidas. A microestrutura foi revelada utilizando-se Nital 2% (2% de ácido nítrico em álcool etílico). Para análise da microestrutura das amostras foi utilizado um microscópio Eletrônico de Varredura Marca Phillips XL30.

Para a determinação do tamanho de grão austenítico as amostras foram atacadas com reagente químico composto de: 200ml de H₂O destilada, 4g FeCl₃ e

4g de ácido pícrico, sendo que antes do ataque as amostras foram embebidas em um agente molhante (detergente neutro). O tamanho de grão foi estimado pelo método de intersecção linear médio.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A variação do tamanho de grão austenítico em função das condições experimentais é mostrada graficamente na Figura 2.

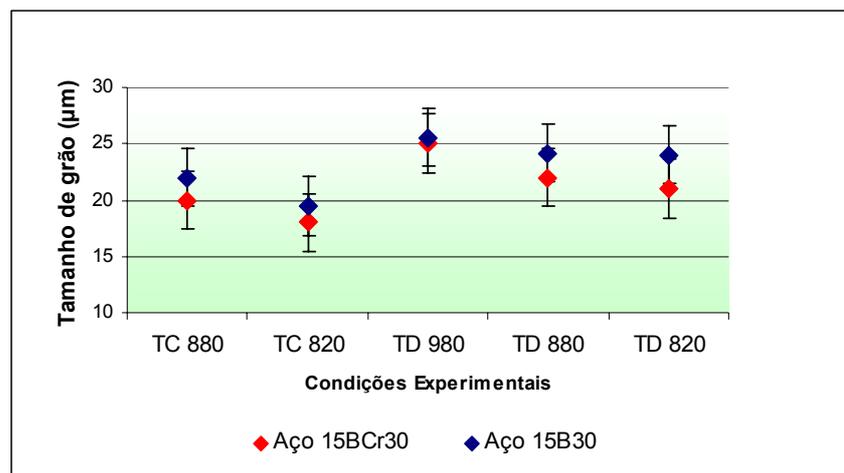


Figura 2 – Variação do tamanho de grão austenítico em função das condições experimentais para o perfil 2

Analisando-se os resultados do tamanho de grão médio obtido nas condições experimentais pode-se considerar que, em termos gerais, há uma pequena tendência do aço 15B30 apresentar tamanho de grão maior do que o aço 15BCr30, independentemente das condições experimentais. Esta diferença, embora dentro do erro experimental, pode estar relacionada ao efeito do cromo em solução sólida, que tende a reduzir a cinética de recristalização e o crescimento de grão.^(12,13)

Há também uma diferença entre os processos de têmpera, embora dentro do erro experimental, indicando maiores valores de tamanho de grão para a têmpera direta em relação à têmpera convencional.

Na têmpera convencional, onde as amostras foram aquecidas a 820 e 880°C, os elementos de liga precipitados tendem a segurar o crescimento de grão no aquecimento.

Na têmpera direta, onde as amostras sofreram um aquecimento inicial a 1240°C, os resultados mostraram tamanho de grão médio maior que na têmpera convencional. Estes resultados foram relacionados com a dissolução completa dos elementos de liga e aumento do tamanho de grão em função da alta temperatura, que as condições de laminação não foram suficientes para proporcionar um grande refino.

Através da microscopia óptica foi possível verificar a microestrutura do centro das amostras em todas as condições experimentais, conforme mostrado na Figura 1.

A Figura 3 apresenta a micrografia de duas amostras - típicas para todas.

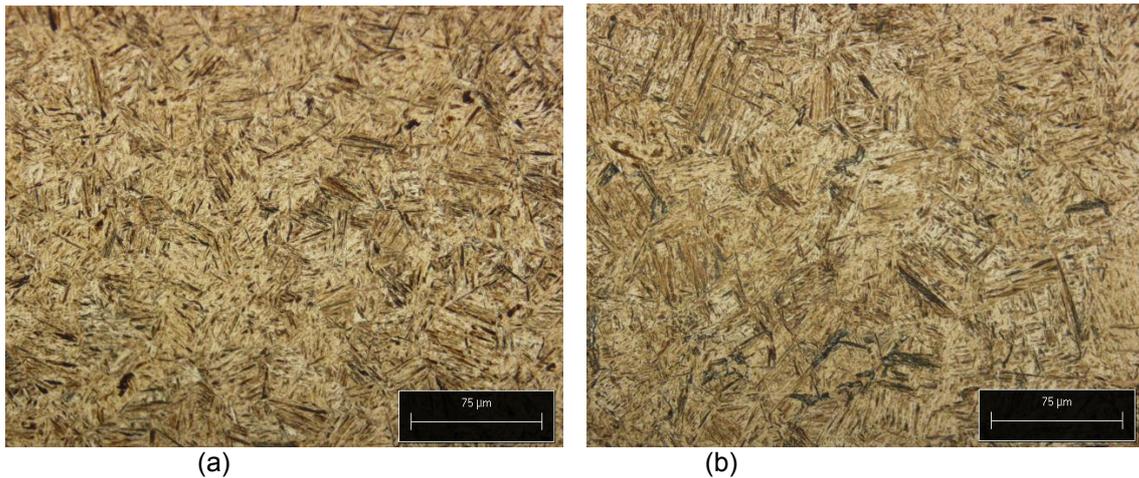


Figura 3 – microestrutura típica das amostras temperadas e revenidas: (a) aço 15B30; (b) aço 15BCr30.

A análise das amostras por microscopia óptica apresentou uma microestrutura em ripas característica de martensita revenida em baixa temperatura (revenido a 200°C), não se observando outro componente microestrutural.

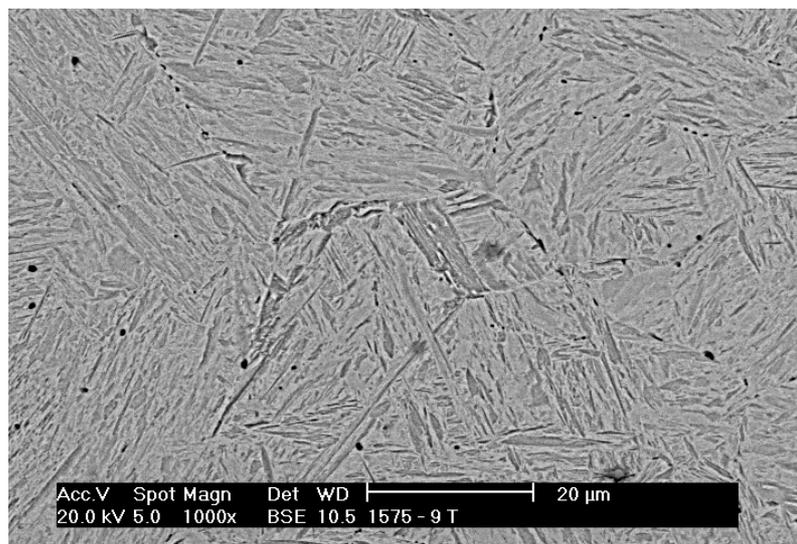


Figura 4 – Microestrutura típica das amostras temperadas e revenidas

A análise das amostras por microscopia eletrônica de varredura (Figura 4), apresentou predominantemente, uma microestrutura característica de martensita revenida em baixa temperatura e a presença de bainita granular. A Figura 4 é uma microestrutura típica das amostras analisadas.

As Figuras 5 e 6 mostram a variação da dureza na seção transversal da garra de maior espessura (perfil 2), após revenido, para os aços 15B30 e 15BCr30, respectivamente.

As curvas de dureza ao longo da seção transversal apresentaram-se semelhantes para todas as condições experimentais e mostraram a diferença de temperabilidade entre os aços 15B30 e 15BCr30. Em ambos os aços ocorre uma diminuição na dureza nos pontos 3 e 4, localizados no centro do perfil. No aço 15BCr30 esta diminuição é pouco significativa e está associada com a pequena porcentagem de bainita granular formada na região central.

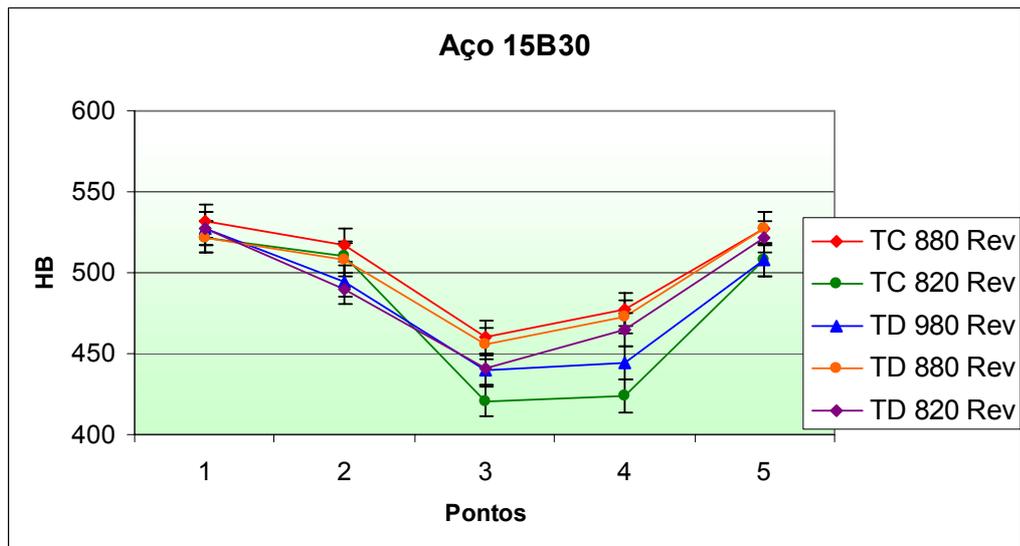


Figura 5 – Variação da dureza na seção transversal – perfil 2 aço 15B30

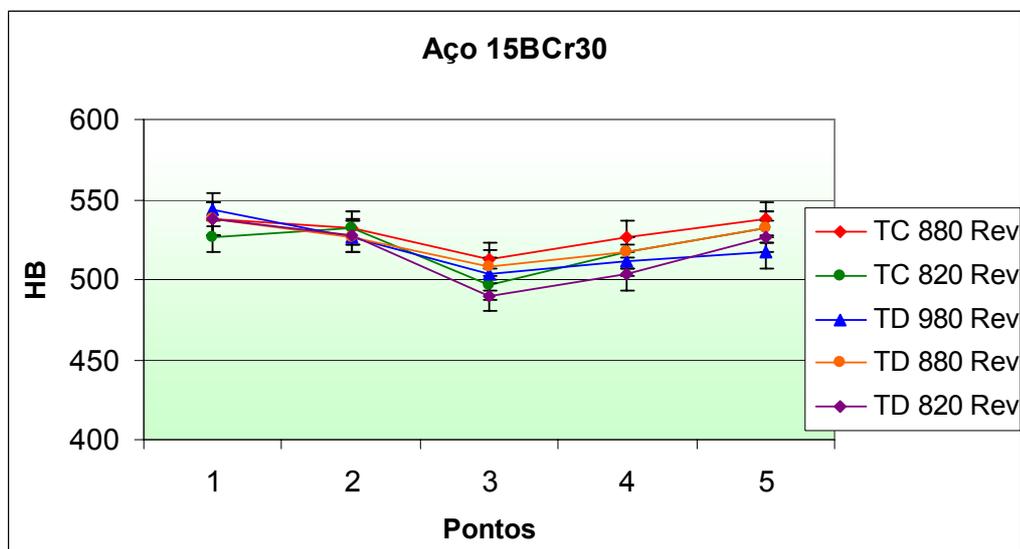


Figura 6 – Variação da dureza na seção transversal – perfil 2 aço 15BCr30

A pequena porcentagem de bainita granular no centro das amostras está associada com a boa temperabilidade deste aço. A temperabilidade deste aço é elevada devida principalmente ao boro e ao cromo, que mantém as durezas aproximadamente constantes, independente das condições experimentais.

Uma avaliação da temperabilidade dos aços utilizados neste estudo pode ser realizada através do cálculo do Diâmetro Ideal (D_I).

Enquanto, o aço 15B30 apresenta um D_I calculado a partir da composição química sem o boro de 40,8mm, no aço 15BCr30 o D_I aumenta para 62,7mm quantificando o efeito do maior teor de cromo neste aço. O fator boro de 2,06 no aço 15B30 e 1,61 no aço 15BCr30 aumenta o D_I para 84,3mm e 100,8mm nos aços 15B30 e 15BCr30, respectivamente.⁽¹⁴⁾

A Figura 7 mostra a variação da energia absorvida, no ensaio de impacto Charpy, em função das condições experimentais para ambos os aços estudados.

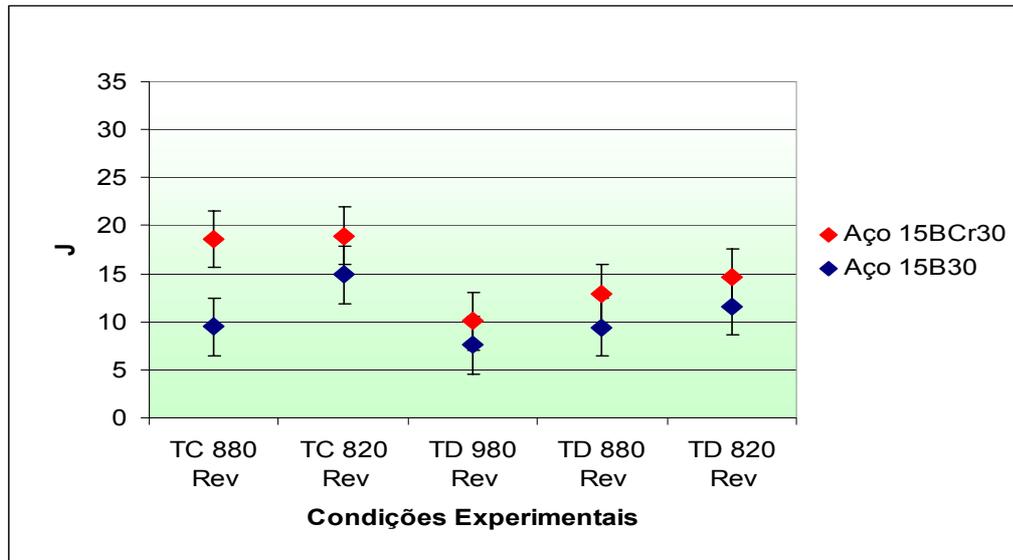


Figura 7 – Variação da energia absorvida em função das condições experimentais

A Figura 7 mostra menores valores de energia absorvida para as condições experimentais de têmpera direta em relação à têmpera convencional. É visível também, nas condições de têmpera direta, uma tendência à diminuição da energia absorvida com o aumento da temperatura de têmpera.

Associando-se os resultados mostrados nas Figuras 2 e 7, observa-se que o processo de têmpera direta apresentou maiores valores de tamanho de grão e menores valores de energia absorvida enquanto o processo de têmpera convencional, menores valores de tamanho de grão e maiores valores de energia absorvida.

Com relação à tenacidade, há uma tendência à redução da mesma com o aumento do tamanho de grão austenítico, pois se costuma relacionar o tamanho das facetas de clivagem da martensita em ripas com o tamanho dos pacotes e considera-se que a fratura da martensita deve ocorrer ao longo dos contornos de pacotes e dos grãos austeníticos prévios.^(15,16) Desta forma, os resultados de energia absorvida obtidos são coerentes com a variação do tamanho de grão austenítico.

4 CONCLUSÕES

Com base nos resultados deste estudo, conclui-se que os processos de têmpera convencional e direta são equivalentes nas condições experimentais estudadas. Esta equivalência é baseada nos resultados das análises de microestrutura e propriedades mecânicas, que se apresentaram bastante homogêneos, sem diferenças significativas.

Os resultados homogêneos, com pouca dispersão tornam-se importantes tecnologicamente, pois mostram ser possível a substituição da têmpera convencional pela têmpera direta no processo de fabricação de garras temperadas.

A avaliação dos aços estudados possibilitou concluir que o aço 15BCr30, de maior temperabilidade é mais adequado ao atendimento à especificação de projeto quanto à dureza no centro geométrico do perfil.

A avaliação comparativa dos processos de têmpera direta e convencional em termos de tenacidade mostrou que a têmpera direta apresentou menor tenacidade quando comparada com a têmpera convencional. Estes resultados foram associados principalmente ao maior tamanho de grão austenítico.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer a METISA Metalúrgica Timboense S.A., pelo fornecimento do material e pela possibilidade de executar este trabalho nas suas dependências.

REFERÊNCIAS

1. KOZASU, I. **International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals, Thermec 88**, Tokio, The Iron and Steel Institute of Japan, 420 (1988);
2. TAYLOR, K. A. e HANSEN, S. S.; **Proc. of the Int. Symp. On Accelerated Cooling of Rolled Steel**, Oxford, Pergamon Press, 85, (1987);
3. SHIKANAI, N.; KURIHARA, M. e TAGAWA, H.; **International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals, Thermec 88**, Tokio, The Iron and Steel Institute of Japan, 98 (1988);
4. OLIVEIRA, C. A. S.; **Têmpera Direta de Aços Baixa Liga: Aspectos Cinéticos, Microestruturais e de Propriedades Mecânicas**. 1994. 245f. Tese (Doutorado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro;
5. CHANG, W. S. **Journal of Materials Science 37**, Pohang, Institute of Industrial Science & Technology, 1973-1979 (2002);
6. WEISS, R. K.; THOMPSON, S. W. **Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels**, Chicago, TMS, 107 (1993);
7. MAKI, T.; **Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels**, Chicago, TMS, 3 (1993);
8. KAMADA, U.; KURAYASU, H. e WATANABE, S.; **International Conference on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals, Thermec 88**, Tokio, The Iron and Steel Institute of Japan, 337 (1988);
9. SHIKANAI, N.; SUGA, M. **Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels**, Chicago, TMS, 93 (1993);
10. KATSUMATA, M.; ISHIYAMA, O.; MATSUMOTO, O.; INOUE, T.; NAKAMURA, M.; MATSUSHIMA, Y.; NAKATANI, Y. **Physical Metallurgy of Direct-Quenched Steels**, Chicago, TMS, 247 (1993);
11. DHUA, S.K.; MUKERJEE, D.; SARMA, D. S. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, Minerals, Metals and Materials Society, v 34, n 2, February, 2003, p 241–253;
12. REED-HILL, R. **Princípios de Metalurgia Física**. 2ª ed. 1982;
13. PADILHA, A. F.; SICILIANO, F.; **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**, 2ª edição; (1996);
14. SCHMITZ, E.; **Efeito dos Processos de Têmpera Direta e Convencional na Microestrutura e Propriedades Mecânicas dos Aços 15B30 e 15BCr30** – Dissertação de Mestrado, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais - Universidade Federal de Santa Catarina, 2006;
15. MARDER, A. R.; **Phase Transformations in Ferrous Alloys**, Proc. of an Int. Conf., Warrendale, TMS-AIME, 11, (1984);
16. PICKERING, F. B.; **Hardenability Concepts with Applications to Steel**, Warrendale, TMSAIME, 179, (1978).