

CORRELAÇÃO ENTRE MICROESTRUTURA E TENACIDADE DEVIDO A APLICAÇÃO DE DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS EM UM AÇO MICROLIGADO DE BAIXO TEOR DE CARBONO

C.C.A. Elisei^{1*}; G.A. Souza¹; T.M. Hashimoto¹; A.J. Abdalla²; M.S. Pereira¹

¹ UNESP, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 12.516-410, Guaratinguetá, SP

² CTA, Instituto de Estudos Avançados, 12.228-900, São José dos Campos, SP

Recebido: 22 de abril, 2007; Revisado: 26 de junho, 2008

Palavras-chave: Aço baixo carbono, tenacidade, caracterização microestrutural, tratamentos térmicos.

RESUMO

Este estudo pretende correlacionar a microestrutura e as propriedades do ensaio de impacto de Charpy de um aço de baixo carbono (0,038%). Para tanto, três rotas de tratamentos térmicos foram aplicadas e analisadas. As frações volumétricas de cada fase foram medidas e identificadas através de microscopia óptica, eletrônica e de força atômica. O ensaio de impacto Charpy realizado indicou que se alterando a região de aquecimento dos tratamentos realizados a temperatura de transição também foi alterada, sendo que a maior absorção de energia e a menor temperatura de transição foram alcançadas pelas amostras austenitizadas a 950°C.

ABSTRACT

This study intends to correlate microstructure and Charpy impact test properties in a low carbon steel (0,038%). Three heat treatments were applied. The volume fraction were measured and identified with optical, electron and atomic force microscopy. The Charpy impact test results indicated that modified the range of temperature the transition temperature was modified too, and the samples austenitized at 950°C absorbed more energy and the transition temperature has decreased.

1. INTRODUÇÃO

Aços microligados são desenvolvidos a partir de aços de baixo carbono através de pequenas adições de elementos de liga. Estes aços apresentam como principais características uma alta resistência mecânica em relação aos aços de uso geral, resistência à corrosão atmosférica, ao choque e à fadiga, além de apresentarem uma maior relação entre limite de escoamento e limite de resistência à tração sem perda apreciável da ductilidade. São de fácil produção por deformação a frio ou a quente e, posteriormente, ainda podem ser trabalhados por deformação, dobramento, corte, solda, etc. De modo geral, estes aços proporcionam uma grande economia

de matéria na estrutura, visto que essas são mais leves, e culminam com um custo muito reduzido.

Sabe-se que o principal objetivo do setor automobilístico, nos últimos anos, é a redução do peso dos veículos de modo a reduzir o consumo de combustível e também a emissão de gases que contribuem para o efeito estufa. A segurança e resistência ao impacto são requisitos que fazem parte do novo conceito de veículo a ser desenvolvido nos próximos anos ANDRADE [1]. Com este projeto surgiu uma nova classe de aços denominados Aços de Baixa Liga e Alta Resistência dentre os quais fazem parte os aços bifásicos, aços TRIP e aços bainíticos entre outros. Em geral, possuem alta resistência à tração e por esta razão seções mais finas podem ser usadas na construção de partes de veículos resultando em igual, ou melhor, qualidade com redução em peso, YAZICI [2].

Como as indústrias automobilísticas, as indústrias de tubulações têm grande interesse nesses aços, uma vez que grande parte das reservas de petróleo está localizada em regiões frias como o Pólo Norte e as refinarias na América do Norte. Os dutos podem ser utilizados para transportar óleo, petróleo e gás natural por longas distâncias, sendo expostos às vezes a altas pressões necessitando para isto alta tenacidade e resistência à tração. Isto levou a um aumento na demanda por aços estruturais de alta resistência e boa tenacidade a baixas temperaturas, tais como os aços ARBL de classificação API, SILVA [3].

Nos materiais que possuem estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC), o comportamento de fratura varia numa faixa de dúctil a frágil com a mudança de temperatura. Esta mudança no comportamento de fratura é evidenciada pela capacidade que o material tem para absorver energia até o rompimento. O ensaio padronizado usado para verificar a absorção de energia é o ensaio de impacto Charpy (CVN), de acordo com a norma ASTM E-23.

No presente estudo, um aço microligado com baixo teor de carbono e silício foi submetido a diferentes rotas de tratamentos térmicos, e os efeitos da microestrutura formada foram correlacionados com a absorção de energia, obtida por ensaio de impacto.

* cristina.ares@uol.com.br

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A composição química do aço em estudo está disposta na Tabela 1.

A representação esquemática das rotas de tratamentos térmicos aplicados ao aço de baixo carbono está disposta na Figura 1. Todos os resfriamentos foram realizados em água. A **Rota 1 (R1)** representa o material como fornecido. A **Rota 2 (R2)** corresponde a austenitização na temperatura de 950°C, seguida de resfriamento para 500°C e manutenção nesta temperatura por 600 s, As **Rota 3 (R3)** e **Rota 4 (R4)**

correspondem a austenitização na temperatura intercrítica de 800°C, seguida de resfriamento para 500°C e manutenção nesta temperatura por 180 e 600 s, respectivamente. A **Rota 5 (R5)** corresponde ao aquecimento na temperatura intercrítica de 800°C, manutenção por 30 minutos e resfriamento em água.

Os corpos-de-prova seguem a Norma ASTM E8M para ensaios de Tração de Materiais Metálicos à temperatura ambiente. Foram confeccionados 24 corpos-de-prova, extraídos no sentido de laminação da chapa

Tabela 1 - Composição Química (porcentagem em peso)

C	Si	P	Ti	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	V	Cu	Nb
0,038	0,29	0,011	0,003	1,35	0,04	0,04	0,01	0,028	0,07	0,02	0,045

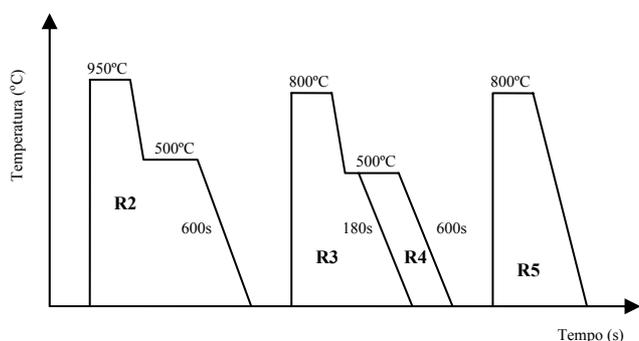


Figura 1 - Ilustração esquemática das rotas de tratamentos térmicos.

Para o ensaio de impacto Charpy foram escolhidas as seguintes temperaturas: -175, -150, -140, -100, -80, e 20. Para a obtenção das baixas temperaturas foi utilizado um dispositivo de controle com câmara de nitrogênio líquido.

Para a análise microestrutural foram utilizadas microscopias ópticas, eletrônica de varredura e de força atômica.

A quantificação dos constituintes foi realizada através do programa *Materials Pro* de amostras atacadas com os reativos de LePera e tingimento a quente. As frações volumétricas foram calculadas e seus valores estão dispostos na Tabela 2.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Caracterização microestrutural

A microscopia óptica foi realizada com o auxílio do reativo de LePera [5], utilizado para facilitar a visualização dos vários constituintes presentes em aços com estruturas complexas. Após esse ataque, realizaram-se as análises quantitativa e qualitativa. Na Figura 2 podem-se observar as fotomicrografias e visualizar os constituintes presentes decorrentes dos tratamentos térmicos aplicados.

A microestrutura da Rota 1 é constituída basicamente de ferrita e de outros constituintes que não podem ser identifica-

dos separadamente com os recursos utilizados. Já a Rota 2 demonstra que o tratamento aplicado obteve grande sucesso, alcançando uma grande fração volumétrica de bainita. Para as Rotas 3 e 4, que se diferenciam apenas pelo tempo de manutenção na temperatura isotérmica, obteve-se, além da matriz de ferrita, os microconstituintes bainita, martensita e austenita retida. Para a Rota 5 obteve-se, além da fase ferrítica predominante, um percentual significativo de martensita, tendo-se esta temperatura como sendo a ideal para a formação deste, no aço em questão. Neste trabalho, as Rotas 3 e 4 produziram uma estrutura multiconstituída com frações volumétricas significativas de austenita retida. Estes teores, entre 1,7% e 4,2%, certamente produzirão o aparecimento do efeito TRIP, quando este aço multiconstituído for solicitado em deformação e/ou em operações de conformação posteriores, aumentando significativamente a sua ductilidade.

As estruturas observadas por microscopia óptica também foram analisadas através da microscopia eletrônica de varredura, como se pode verificar na Figura 3. Em A, para o material fornecido (Rota 1), observa-se a direção de laminação do material, visualizado através da deformação ou bandejamento dos grãos ferríticos. Em B (Rota 2) ocorre a predominância da matriz ferrítica com presença de estrutura bainítica, como se observa nas placas do constituinte, sendo esta uma característica também constatada por Furnémont [6]. Em C (Rota 3) e D (Rota 4) a microscopia confirma o resultado da fração volumétrica, onde se pode observar uma maior quantidade de bainita na matriz ferrítica para a condição D. Em E (Rota 5) a estrutura rugosa formada é atribuída ao constituinte martensítico, em consonância com o tratamento aplicado. Para que qualquer dúvida fosse esclarecida, a microscopia de força atômica foi realizada (Fig. 4). Verifica-se a predominância de 2 topografias distintas, a mais alta sendo martensítica e a mais baixa devida à matriz ferrítica

3.2 Propriedades do Ensaio de Impacto Charpy

Os resultados obtidos no ensaio de impacto estão dispostos na Tabela 3 e em forma gráfica na Figura 5.

Tabela 2 - Fração volumétrica (porcentagem em peso)

Condição	Ferrita	Bainita	Martensita	Austenita Retida	Outras
R1	91,6±1,2	-	-	-	8,4±0,9
R2	80,3±3,3	19,7±3,0	-	-	-
R3	91,6±1,2	2,7±0,5	2,0±1,2	3,4±1,3	-
R4	89,2±0,9	5,9±0,8	2,9±0,6	2,2±0,2	-
R5	95,4±1,4	-	4,6±1,2	-	-

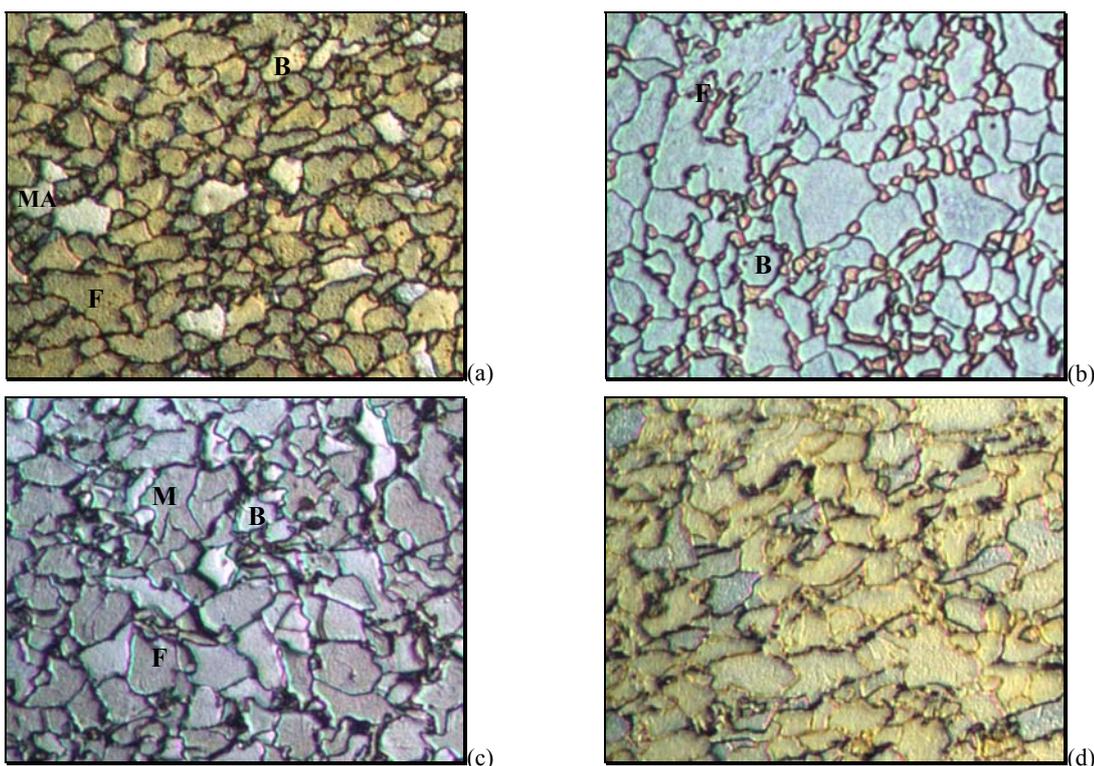


Figura 2 - Microscopia óptica das seguintes condições: (a) (R4) multifásica, (b) (R2) bainítica, (c) (R5) bifásica e (d) (R1) como fornecido. Ataque químico com reativo de LePera.

Tabela 3 - Resultados do Ensaio de Impacto Charpy

Temperatura (°C)	R1 (J)	R2 (J)	R3 (J)	R4 (J)	R5 (J)
-175	53±12	77±25	67±12	87±12	77±15
-150	75±13	130±10	93±12	100±0	83±15
-140	57±5	210±17	140±20	117±6	120±20
-100	284±23	296±0	284±18	75±25	39±18
-80	296±0	299±1	299±1	297±0	299±0
20	296±0	299±0	299±0	296±0	299±0

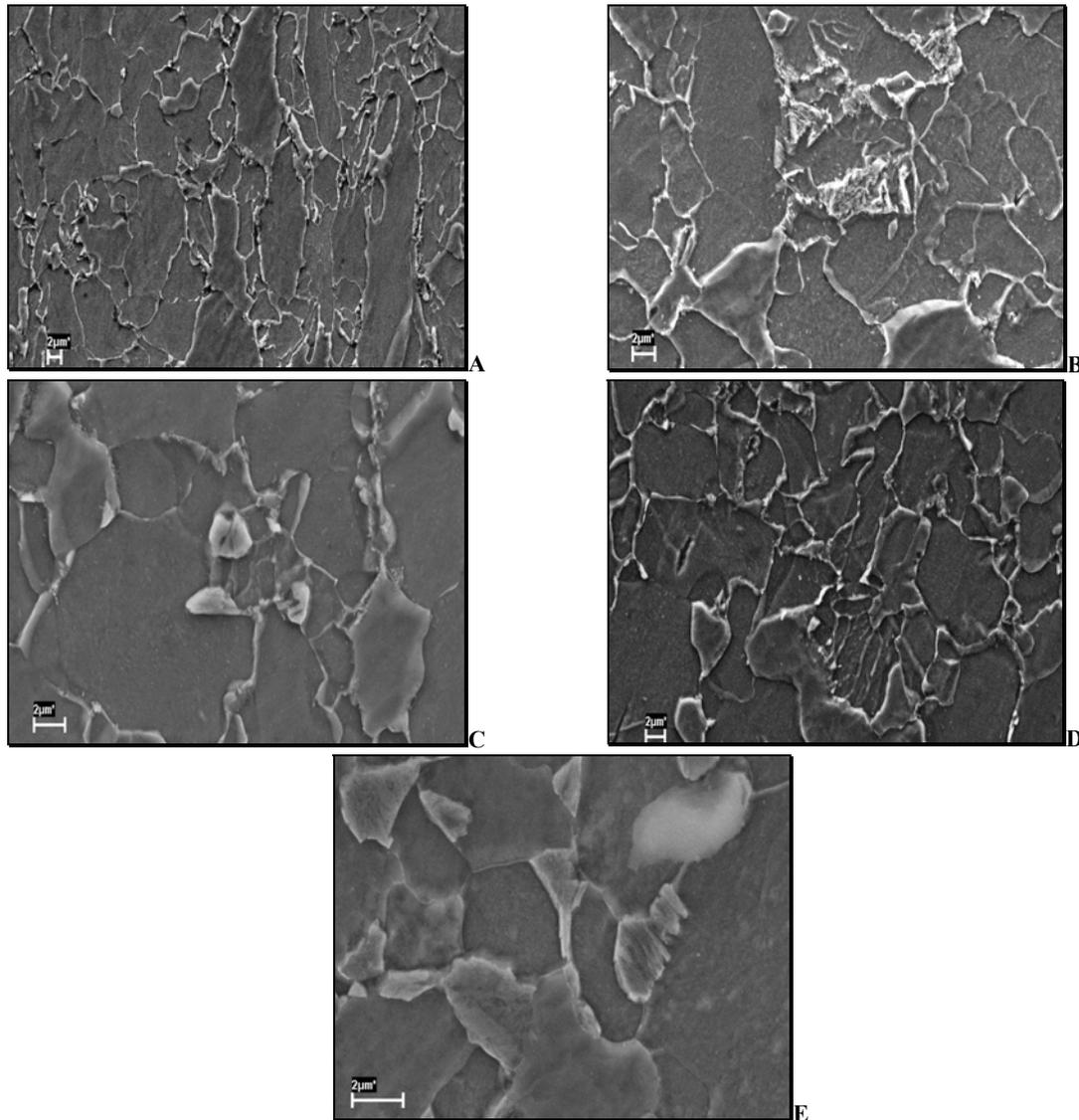


Figura 3 - Microscopia eletrônica de varredura em A R1, B R2, C R3, D R4 e E R5. Atacadas com reativo nital 2%.

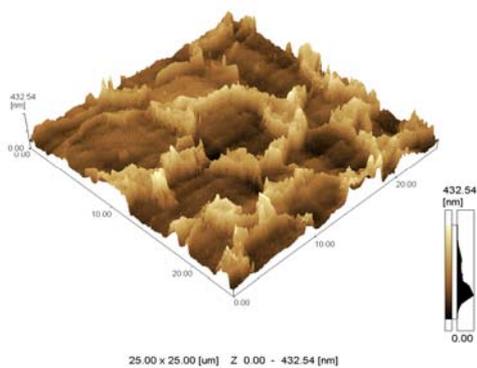


Figura 4 - Microscopia de força atômica para a condição da Rota 5.

Young e colaboradores [7] estudaram aços com diferentes teores de carbono e molibdênio com a finalidade de verificar

a influência destes elementos na energia absorvida durante o ensaio de impacto Charpy. Mostraram que a porcentagem de carbono influencia na energia absorvida e com a diminuição de seu teor a energia absorvida aumenta. Essa mudança na tenacidade do material é atribuída à dissolução do carbono na matriz de ferrita e sabendo-se que o aço possui maior capacidade de dissolução do carbono a altas temperaturas é de se esperar que nos tratamentos térmicos com menor tempo de permanência na temperatura de transformação, a tenacidade seja maior pela maior porcentagem de ferrita, onde o carbono tem uma menor dissolução.

Shin e colaboradores⁽⁸⁾ observaram que para uma mesma composição química mudando-se apenas a região de aquecimento para o tratamento térmico, há uma modificação da temperatura de transição, ou seja, para uma amostra austenitizada na região onde só existe a austenita, a temperatura de transformação fica em torno de -59° a -109°C e para uma amostra austenitizada, na região onde ferrita e austenita coexistem, a temperatura de transformação fica entre -72° e -

113°C. O aço tratado na região austenítica (R2) alcançou a mais alta absorção de energia e a mais baixa temperatura de transição comparando-se ao material da região intercrítica (R3 e R4), isto se deve à baixa fração volumétrica da martensita e pela pequena dimensão do tamanho de grão. Para a condição R5 estudada neste trabalho observou-se a menor temperatura de transição, sendo que foi tratada na região intercrítica.

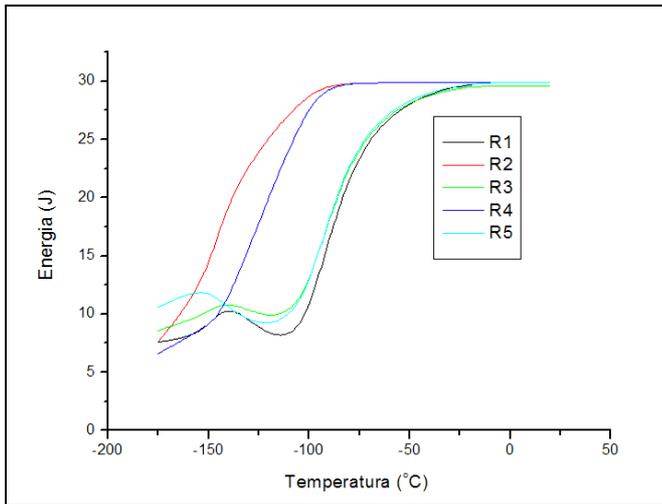


Figura 5 - Resultados do ensaio de impacto.

4. CONCLUSÕES

Este estudo deteve-se à investigação das microestruturas formadas a partir de diferentes tratamentos térmicos e como seria a absorção de energia para essas condições. A Rota 1, onde foi analisado o material fornecido, a microestrutura não ficou bem definida, porém observa-se a predominância da fase ferrita. A absorção de energia durante o ensaio de impacto foi, em relação aos ensaios realizados nos materiais tratados, um pouco mais baixa.

No caso da Rota 2 esta é bem definida tanto em microscopia óptica quanto em microscopia eletrônica de varredura a obtenção de aproximadamente 20% de bainita. Os ensaios de impacto obtiveram altos valores de absorção de energia, o que está de acordo com o que outros pesquisadores já ob-

servaram, como citado em tópicos anteriores, visto que o tratamento é realizado a partir da região austenítica.

Na Rota 3 os microconstituintes foram identificados através do reativo de LePera. A região de transição para este tratamento térmico e para o posterior realizado com um tempo maior na temperatura isotérmica foi bastante diferente, inclusive os níveis de absorção de energia foram pouco menores.

Para a Rota 4 observou-se que, dentre as condições multifásicas, uma maior quantidade de bainita, fato este confirmado através dos valores de fração volumétrica medidos. Isso se deve ao maior tempo de permanência na temperatura de transformação isotérmica.

Rota 5 apesar da pequena quantidade de carbono deste aço, a micrografia óptica e de varredura não deixam dúvidas com relação à obtenção do constituinte martensítico. E a menor temperatura de transição foi verificada por este tratamento que parte da região intercrítica, onde austenita e ferrita coexistem.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho contou com o apoio da Capes. Os autores gostariam de agradecer ao CTA pela realização das microscopias eletrônicas de varredura. E ao ITA pela realização da microscopia de força atômica.

REFERÊNCIAS

1. ANDRADE, S.L.; BATISTA, J.F.; TAISS, J.M.; ROSA, L.K., *Anais do 57th Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais*, São Paulo, 2002.
2. YAZICI, M.; DURMUS, A.; BAYRAM, A., *Material Prüfung* 45 (2003) 214.
3. SILVA, F.; LOPES, N.I.A.; SANTOS, D.B *Materials Characterization* 56 (2005) 3.
4. SHIN, S.Y.; HWANG, B.; KIM, S.; LU, S., *Materials Science and Engineering A* 429 (2006) 196.
5. LEPERA, F.S, *Journal of Metals* 32 (1980) 38.
6. FURNÉMONT, Q.; KEMPF, M.; JACQUES, P. J.; GÖKEN, M.; DELANNAY, F., *Materials Science and Engineering A* 328 (2002) 26.
7. JEONG, W.C., *Materials Letters* 61 (2007) 2579.
8. SHIN, S.Y.; HWANG, B.; LEE, S.; KIM, N.J.; AHN, S.S., *Materials Science and Engineering A* 458 (2007) 281.