

A INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA TENACIDADE À FRATURA DINÂMICA APARENTE DO AÇO ABNT 4340

A.T.Koike; R.C.Tokimatsu; F.C.Nogueira; S. I. Irikura

Avenida Brasil Sul, 1184 CEP 15385-000 Ilha Solteira – São Paulo

alexandretomio@gmail.com

Grupo de Caracterização Mecânica e Microestrutural dos Materiais

RESUMO

O ensaio de impacto Charpy convencional é um ensaio consagrado no meio científico e industrial, tendo como função determinar a quantidade de energia total absorvida para causar a fratura completa do corpo-de-prova entalhado (ASTM E-23). Entretanto a energia absorvida não é aceita como um indicador quantitativo da resistência à fratura do material. Assim, através da Instrumentação de um ensaio Charpy é possível obter uma maior quantidade de informações sobre o material. No presente trabalho, estudou-se a influência dos micromecanismos de fratura atuantes sobre a tenacidade à fratura dinâmica aparente do aço ABNT 4340, obtida através dos dados fornecidos pelo ensaio Charpy Instrumentado, submetido a diferentes condições microestruturais, resultantes de diferentes tratamentos térmicos: como-recebido, como-temperado e como-temperado e revenido a 473K, 573K, 673K, 773K. Os resultados foram obtidos através do ensaio de dureza com o objetivo de ratificar a qualidade dos tratamentos térmicos, a tenacidade à fratura dinâmica aparente foi comparada com a quantificação dos micromecanismos presentes na superfície de fratura. Concluiu-se que na condição de revenido a 573K ocorre um aumento da quantidade de fratura intergranular, caracterizado pela selha de Fragilização da Martensita Revenida.

Palavras-chave: Tenacidade à fratura dinâmica aparente, propriedades mecânicas, mecânica da fratura e fragilização da martensita revenida.

INTRODUÇÃO

Os micromecanismos de fratura associados com a fragilização da martensita revenida (FMR)

Os indicadores característicos da FMR, Tokimatsu⁽⁴⁾ são:

- Diminuição da tenacidade;
- Aumento da temperatura de transição dúctil-frágil;
- Ocorrência de fratura Intergranular.

Determina-se a FMR através da plotagem das variáveis acima com a temperatura de revenido. O fenômeno da FMR é delineado pela diminuição da energia Charpy, aparece como uma selha de energia – cuja profundidade pode ser usada para indicar o grau de fragilização. A maior porcentagem de fratura intergranular ocorre no ponto correspondente ao mínimo da tenacidade. Embora estes sejam indicadores inquestionáveis da FMR, a fratura intergranular não é pré-requisito para ocorrência do fenômeno, pois estudos têm mostrado que o micromecanismo de fratura associado com FMR nem sempre é intergranular. Outros micromecanismos de fratura também podem operar no processo de fragilização, tais como clivagem, quase-clivagem, microcavidades e modo misto de fragilização. Diante de tais evidências, a fragilização da martensita revenida, de acordo com o caminho seguido pela trinca, pode ser classificada em: intergranular ou transgranular.

A FMR-intergranular é mais fácil de ser ativada quando agentes fragilizantes estão presentes nos contornos de grão, e a tenacidade à fratura da matriz é relativamente alta. Para se entender melhor esse fenômeno, é interessante desmembrar a tenacidade à fratura do aço em duas componentes: a tenacidade à fratura matriz (K_M) e a tenacidade à fratura dos contornos de grão (K_G). Com o aumento da temperatura, podem ocorrer importantes alterações nos contornos de grão, que acarretam uma acentuada fragilização dessa região. Uma trinca sempre se propaga pelo caminho mais fácil. Se o evento da fragilização conduz à condição $K_M > K_G$, o resultado será uma alteração drástica no micromecanismo de fragilização. A fratura passará a ser intergranular. Todavia, não necessariamente os agentes fragilizantes, decorrentes do revenido, incidem apenas nos contornos de grão. Eles podem ocorrer também no interior do grão. Neste caso, se $K_G > K_M$ a FMR ocorrerá de maneira transgranular.

Efeitos de um Entalhe

Ainda que no início do século XX, o problema de um componente entalhado tenha sido equacionado, ele foi entendido parcialmente. Tinha-se em mente que o único efeito associado com a presença de um entalhe era o da concentração de tensões. Sendo assim, era importante analisar com maior acuracidade quais eram os efeitos provocados por um entalhe. As mudanças produzidas pela introdução de um entalhe possui importantes conseqüências no processo de fratura, Dieter⁽²⁾. Tanto a nucleação, como as propagações de trincas são favorecidas por altas tensões de tração, Reed-Hill⁽³⁾. Um entalhe, além de produzir concentrações de tensões, introduz alterações no estado de tensões, Dieter⁽²⁾. Um concentrador de tensões como uma trinca (entalhe agudo), produz um pico local de tensão na raiz da trinca. No entanto, se existir ductilidade suficiente do material, quando a tensão local exceder o limite de escoamento do material ocorrerá um escoamento plástico na ponta do entalhe. O escoamento plástico tira energia existente na ponta da trinca e alivia as altas tensões, limitando o pico de tensões ao nível do limite de escoamento do material. Por outro lado, a concentração continua a aumentar até que ocorra a fratura, se não ocorrer escoamento localizado Tokimatsu⁽⁴⁾.

Uma ductilidade adequada é um fator de importância na engenharia, pois permite ao material redistribuir tensões localizadas. É difícil atingir altas tensões quando o metal se deforma facilmente (escoamento plástico), Tokimatsu⁽⁴⁾. É importante ressaltar que a ductilidade não é uma propriedade absoluta do metal. Dentre os diversos aspectos que podem afetá-lo encontra-se o estado de tensões. O efeito maior de um entalhe não é a introdução de um concentrador de tensões, mas a produção de um estado triaxial de tensões na raiz do entalhe, Dieter⁽²⁾.

O estado de tensão triaxial de um entalhe resulta numa espécie de endurecimento por entalhe, porque introduz uma forte restrição ao escoamento plástico, Dieter⁽²⁾. Qualquer sistema capaz de produzir uma combinação de grandes tensões de tração e pequenas tensões de cisalhamento favorece a ocorrência de uma fratura de caráter frágil⁽³⁾, ou seja, precedida de pouca deformação plástica.

Segundo a ASTM – Metals Handbook⁽¹⁾, a ductilidade não é uma propriedade absoluta e sim uma propriedade de um estado do material. Por isto, ainda que os corpos-de-prova lisos (sem entalhe) possam ser utilizados para medir tenacidade, normalmente, as medidas dessa propriedade são realizadas em

corpos-de-prova entalhados ou pré-trincados. Isto porque a presença de um entalhe em um membro estrutural carregado, influencia no estado de tensões e o comportamento à fratura. As discontinuidades são geralmente focos de fratura. A fratura geralmente ocorre em uma região onde as tensões localizadas estão muito altas. Assim fica a análise de que o principal efeito de um entalhe é a alteração provocada na ductilidade local. Por esta razão a medida de tenacidade mais comumente aceita atualmente, está relacionada com a resistência que o material oferece na presença de um entalhe ou trinca, Tokimatsu⁽⁴⁾.

Para um melhor entendimento sobre o assunto abordado, considere dois corpos-de-prova de um mesmo material, ambos sob tração, sendo que um deles entalhado e o outro não, como mostra as Figuras 01(a) e 01(b). As Figuras 01(c) e 01(d) mostram os estados de tensões para dois casos definidos pelas tensões principais e representados por um círculo de Mohr.

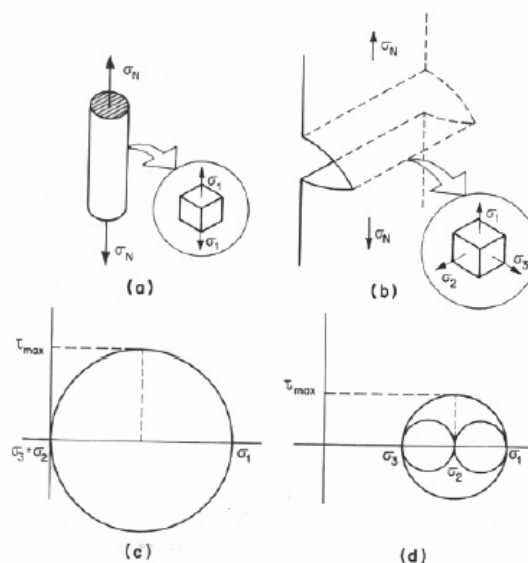


Figura 01 - Estado de tensões em corpos-de-prova, sem e com entalhe, Tokimatsu⁽⁴⁾.

Classificação da Fractografia

Segundo Tokimatsu⁽⁵⁾, vários critérios têm sido utilizados para descrever e classificar os mecanismos de fratura. Como esses critérios são baseados em requisitos com origens completamente distintas, é comum haver muita confusão. Isto ocorre devido à tendência em classificar as fraturas segundo a base dual dúctil-

frágil. Sendo a palavra frágil associada a uma deformação plástica mínima, enquanto que a palavra dúctil possui uma conotação de grande deformação plástica.

Apenas em alguns casos os dois tipos de falha são perfeitamente discerníveis, na maioria das vezes não há uma distinção perfeita entre fraturas frágeis e dúcteis. Os metais podem fraturar por clivagem – mecanismo basicamente frágil, - após uma deformação plástica relativamente grande. Da mesma forma, é também possível ocorrer uma deformação macroscópica desprezível em um metal que fratura por um micromecanismo dúctil – por microcavidades. Tais acontecimentos geram muita confusão e dificultam a classificação baseada em um único critério. Como os critérios possuem origens distintas, é comum ocorrer de uma fratura ser classificada como dúctil por um determinado critério e como frágil, quando outro critério é utilizado. Necessita-se ter em mente que não existe uma classificação universal aceita para classificar os vários tipos de fratura. Portanto é necessário especificar claramente qual critério de classificação que está sendo utilizado, tais critérios serão discutidos adiante.

Devido à condição de carregamento existem quatro maneiras distintas de fraturar: Fratura por Sobrecarga, Fratura por Fadiga, Fratura Assistida pelo Meio e Fratura por Impacto.

O tipo de solicitação exerce influência sobre o processo, tais como: tração, compressão, flexão, torção, etc. Para a solicitação por fadiga é necessária a adição de termos adicionais, tais como: unidirecional, flexão alternada, flexão rotativa, etc.

Além dos critérios acima descritos, outros critérios são comumente utilizados para classificar as fraturas: velocidade de propagação de trinca, modo cristalográfico de fratura, aspectos macroscópicos da fratura, deformação plástica macroscópica, energia de fratura (tenacidade), deformação plástica microscópica e micromecanismos de fratura.

Os principais parâmetros utilizados, pelos diferentes critérios, para identificar e classificar a fratura sobre a base dual dúctil-frágil é dado pela tabela 01.

Tabela 01 – Critérios e termos utilizados para identificar e classificar as fraturas, Tokimatsu⁽⁵⁾.

Critérios de Classificação	Parâmetros de Análise	Termos Característicos	
		Dúctil	Frágil
Velocidade de Propagação de Trinca	velocidade	baixa velocidade de propagação da trinca	alta velocidade de propagação de trinca
Aspectos Macroscópicos da	* reflexão da luz	opaca (cinzenta)	brilhante

superfície de fratura	* morfologia	fibrosa	granular
	* plano da fratura	normal e oblíqua	normal
Deformação Plástica macroscópica	ductilidade	alta ductilidade (grande deformação)	baixa ductilidade (pequena deformação)
Deformação Plástica microscópica	dimensão da zona plástica	maior	menor
Energia de Fratura	tenacidade	grande quantidade de energia absorvida	pequena quantidade de energia absorvida
Modo cristalográfico	forma de separação	cisalhamento	clivagem
Micromecanismo de Fratura	aspecto topográfico	microcavidades	clivagem e fratura intergranular

Neste trabalho se utilizará como critérios de classificação o Micromecanismo de Fratura e a Energia de Fratura.

MATERIAIS E MÉTODOS

Foram confeccionados 150 corpos-de-prova Charpy (ASTM E-23) com o aço ABNT 4340, sendo cinco corpos-de-prova por condição de tratamento térmico. A austenitização utilizada foi a 1143K por duas horas e quarenta minutos e temperado em óleo agitado, seguido dos revenidos durante uma hora e resfriados a óleo, os tratamentos térmicos foram feitos na Unicamp - Campinas. Foi realizado o ensaio de dureza HRC UNESP – Ilha Solteira, conforme a NBR 6672/81 para todas as condições (penetrador de diamante e carga de 150kgf). O ensaio de Impacto Charpy Instrumentado (Instron Wolpert) foi realizado na USP - São Carlos, onde nos forneceu todos os dados necessários para o cálculo da tenacidade à fratura dinâmica aparente (K_{Id}).

Foi feita análises das microestruturas através da microscopia óptica (NEOPHOT) UNESP – Ilha Solteira, as amostras foram preparadas e atacadas com nital 2% com o objetivo de verificar o tamanho médio de grão a microscopia utilizando o microscópio eletrônico de varredura (MEV) foi realizado na Unicamp – Campinas, onde foram capturadas imagens da superfície de fratura dos corpos-de-prova charpy ensaiados na USP – São Carlos.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Medidas do Tamanho de Grão

Na Microscopia Óptica, foram captadas imagens digitais da microestrutura, e a partir destas imagens com aumento de 500X, aplicou-se o Método de Heyn. Devido à dificuldade de visualizar com clareza os contornos de grão de martensita que se misturavam com suas ripas, utilizou-se o auxílio do software Photoshop 6.0, onde se podem evidenciar os contornos de grão de matensita e em seguida com o comando grid (grade), colocou-se a grade (10mmX10mm) para aplicação do método para determinação do tamanho médio de grão.

O tamanho de grão neste trabalho não varia devido ao fato de que se utilizou apenas uma temperatura de austenitização (1143K), sendo este procedimento apenas para uma verificação. Através dos cálculos obteve-se o tamanho de grão da Microscopia Óptica (22 μm).

Dureza e Tenacidade à Fratura Aparente (K_{Ic})

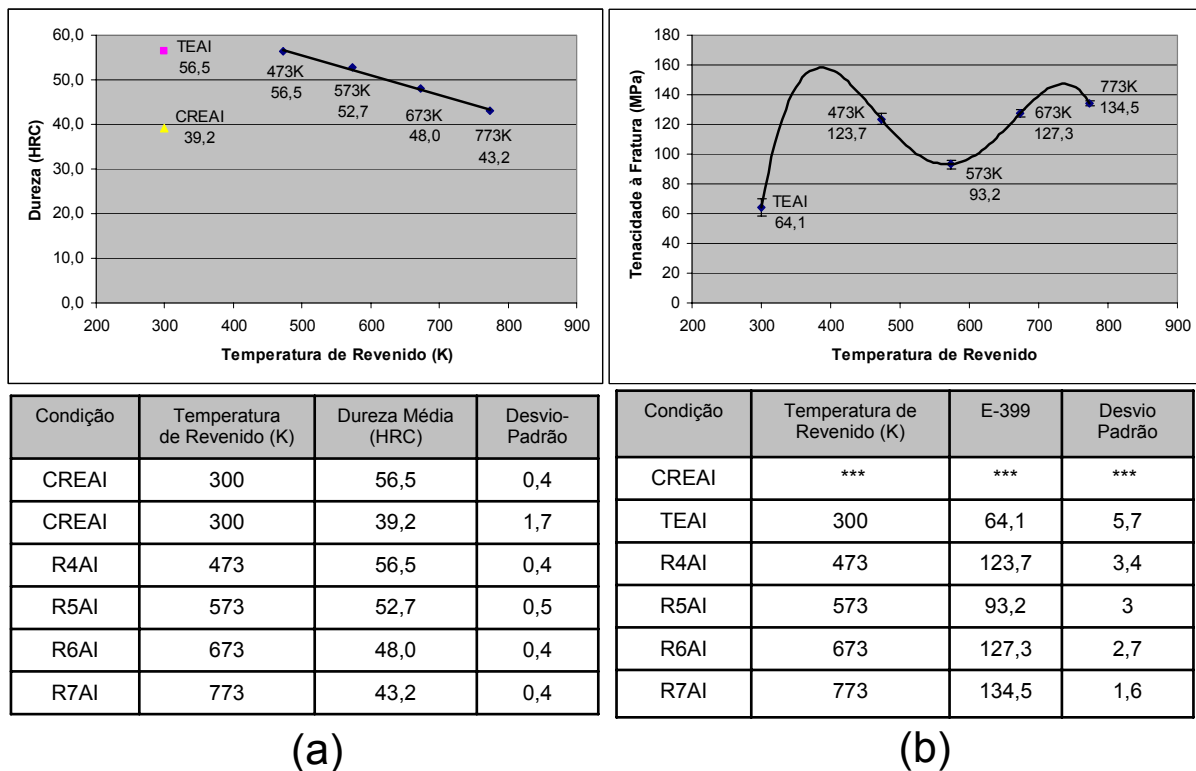


Figura 02 – (a) Dureza (HRC) X Temperatura de Revenido (K) e tabela da dureza HRC, (b) Tenacidade à Fratura X Temperatura de Revenido e tabela da tenacidade à fratura.

A dureza do aço ABNT 4340 como-recebido (CRE) é baixa. Entretanto por se tratar de um aço com boa temperabilidade sua dureza pode ser aumentada, após ser submetida a uma tempera a óleo e pode-se diminuir a dureza com o aumento da

temperatura de revenido conforme a figura 02 (a). Esta queda se deve ao processo difusão de partículas dentro da matriz.

O gráfico da tenacidade à fratura figura 02 (b) não apresenta o mesmo comportamento do gráfico da dureza figura 02 (b). Tal comportamento da tenacidade à fratura aparente ($K_{I,d}$) pode ser explicado pela FMR, com a presença de uma selha de fragilização localizada na temperatura de revenido de 550K.

Porcentagem de Fratura Intergranular e Tamanho da trinca à frente do entalhe

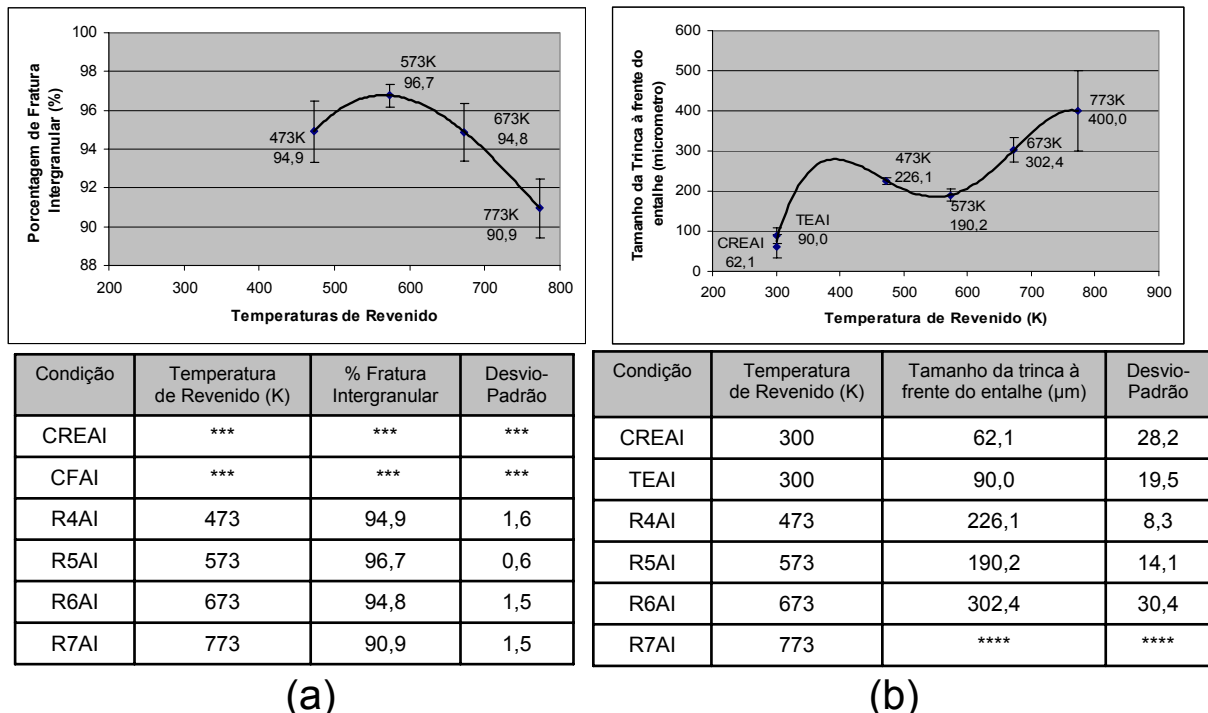


Figura 03 – (a) Porcentagem de Fratura Intergranular X Temperaturas de Revenido e tabela Porcentagem de Fratura Intergranular, (b) Tamanho da trinca à frente do entalhe (µm) X Temperaturas de Revenido e tabela Tamanho da trinca à frente do entalhe (µm).

**** Na condição de revenido à 773K não foi possível uma identificação clara da separação entre a fratura a frente do entalhe e a fratura a frente da trinca, para tanto foi estimado um valor de tamanho de trinca de 400 µm +/- 100.

No gráfico do tamanho do avanço da trinca figura 03 (b) observa-se a presença da selha, indicando que o tamanho da zona plástica é influenciada pelo tamanho da zona plástica ensaiada e a temperatura de revenido.

CONCLUSÃO

O presente projeto faz parte de um trabalho maior, cabendo a este projeto o objetivo de obter uma correlação entre a tenacidade à fratura aparente (K_{Id}) com o micromecanismo de fratura. Com este intuito utilizou-se uma amostragem de 37 corpos-de-prova (ASTM-E23) Charpy-V, com entalhe arredondado submetido a diversas condições tais como: como-recebido, como-temperado e temperados e revenidos a 473K, 573K, 673K. Os ensaios efetuados foram:

- Ensaio de Dureza: neste ensaio observou-se que na condição como-recebido a dureza do aço 4340 é a mais baixa (39,2 HRC – 1,7) e se eleva com o tratamento térmico, na condição como-temperado (56.5 HRC – 0.4), possui uma dureza semelhante da condição temperado e revenido a 473K (56.5 HRC – 0,4), nas demais condições de revenido à medida que a temperatura de revenido aumenta a dureza diminui, devido ao amolecimento da matriz através da difusão e formação de carbonetos.

- Tenacidade à Fratura Aparente (K_{Id}): verificou-se a presença da selha de fragilização figura 02 (b), o fenômeno da FMR, pode estar associado à quantidade de fratura intergranular, tal fato foi comprovado na figura 03 (a), onde se observa um aumento da porcentagem de fratura intergranular na temperatura de revenido de 550K. Este salto na condição de temperado e revenido a 550K, não foi observado no ensaio de dureza. O mecanismo que opera na FMR é complexo e não pode ser explicado por um único fator como a segregação de impurezas nos contornos de grão, a precipitação de cementita intra-ripas (fragilização Intergranular) ou a decomposição da austenita retida e subsequentemente a precipitação de filmes de cementita. Entretanto o grau de influência de cada um destes fatores depende da condição de tratamento térmico e a temperatura de austenitização a que este aço foi submetido. Entretanto não foram feitas imagens com uma maior ampliação para observação destes fenômenos, pois quando se teve a informação da presença destas estruturas já havia se concluído a ida a Unicamp – Campinas – SP para aquisição de imagens no MEV. Deve-se observar que a degradação da tenacidade à fratura revela a presença de fragilizantes e o caminho seguido pela trinca revela a localização desses agentes.

A FMR pode ser observada analisando as curvas: de tenacidade, de tenacidade à fratura aparente (K_{Id}) e através do tamanho do avanço de trinca nos corpos-de-prova com entalhe arredondado.

- Análise da superfície de fratura com o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV): Na fratura a frente do entalhe foi composta de microcavidades, em todas as condições. Foram monitorados os comprimentos de avanço da trinca por microcavidades, observando um comportamento semelhante à selha a 550K, tal fato pode ser correlacionado com volume de material ensaiado (tamanho da zona plástica) e a temperatura de revenido. Após o mecanismo de microcavidades ocorre uma mudança no modo de fratura á frente da trinca, devido ao novo estado de tensões (trinca aguda), promovendo uma mudança no modo de fratura onde passa a apresentar fratura mista: de microcavidade e clivagem na condição como-recebida e por microcavidades e fratura intergranular nas condições de revenido. Observou-se que na condição de ocorrência da selha (revenido 550K) de FMR, apresentou um aumento da quantidade de fratura intergranular (este aumento da fratura pode ser confirmado analisando visualmente as fotos de cada condição). Indicando que o mecanismo de fragilização que atua se localiza nos contornos de grãos, para um aço ABNT 4340, submetido à austenitização a 1143K e revenido a 550K.

Para trabalhos futuros é interessante adotar outro método de quantificação dos micromecanismos de fratura atuantes e compará-los com algumas condições com o método manual, já com uma visão mais experiente para identificação da fratura.

AGRADECIMENTOS

FAPESP – Ao incentivo e a bolsa de auxílio, para produção deste trabalho.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. ASM – Metals Handbook – ***Toughness and fracture machanics, in: Failure Analysis and Prevention***, v.10, 8º ed., Metals Park, Ohio, 1975, p.30-44
2. DIETER, G.E. ***Comportamento dúctil e frágil, in: Metalurgia Mecânica, 2º Ed.///Trad. A.S.S. Silva, L.H. Almeida e P.E.V. Miranda, Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1981, p.7-8.***

3. REED-HILL, R.E. – ***Medição da tenacidade à fratura, in: Principios de Metalurgia Física***, 2º ed /// Trad. Francklin Evrard (supervisor), Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1982, p.681-88.

4. TOKIMATSU, R.C.” ***Inconvenientes e Confusões Decorrentes da Classificação de Fraturas Segundo a Base Dual Dúctil-Frágil*** “ – 53º Congresso Anual da ABM – Belo Horizonte - MG (1998).

5. TOKIMATSU, R.C.” ***Influência de parâmetros microestruturais e procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa liga*** “ Tese de Doutorado – Unicamp – São Paulo (1995).

INFLUENCE OF THE MICROSTRUCTURE IN APPEARANCE DYNAMIC FRACTURE TOUGHNESS OF THE STEEL ABNT 4340

ABSTRACT

The testing of conventional Charpy impact is a consecrated testing in the environment scientific and industrial, having the function to determine the amount of total energy absorbed to cause the complete fracture of notch test specimen (ASTM E-23). However the absorbed energy is not accepted as a quantitative pointer of the resistance to the rupture of the material. In the present work, it was studied influence of the micromechanisms of fracture on appearance dynamic fracture toughness the steel ABNT 4340, gotten through the data supplied for instrumentation test Charpy, submitted the different microstructural conditions, resultants of different heat treatment: received material, hardened, quenched and tempered the 473K, 573K, 673K and 773K. The results had been gotten through hardness test of the surface with the objective to evaluate the quality of the heat treatment, the appearance dynamic fracture toughness was compared with the quantification of the micromechanisms present in fracture surface. One concluded that the tempering condition 550K have an increase of the amount of intergranular fracture characterized for embrittlement tempering martensite.

Key-words: Appearance dynamic fracture toughness, mechanical properties, fracture mechanics and embrittlement tempering martensite.