

5- Discussão

5.1.Caracterização microestrutural e de microdureza dos aços estudados

Os aços estudados pertencem a dois sistemas onde a principal diferença esta no conteúdo de carbono e de molibdênio, no entanto esta diferença não afetou a microdureza média da junta soldada que ficou em torno de 300 HV₁₀₀.

A microestrutura destes dois aços é também similar, ambos apresentando uma matriz ferrítica com microconstituente AM (austenita-martensita).

Estudos realizados neste material ^[28] observam que a presença do microconstituente AM pode ser prejudicial para a resistência. Contudo, é também observado, que este efeito prejudicial não esta associado somente com a fração volumétrica, mas também com sua morfologia, tamanho e distribuição na matriz. Em uma avaliação quantitativa ^[28] da fração volumétrica de AM presente na região da zona termicamente afetada indica que esta apresenta uma fração volumétrica mais alta que o metal de base. No entanto, resultados obtidos por meio de teste de impacto de charpy demonstraram que a tenacidade da ZTA estava em média mais alta que o metal de base e o metal de solda.

É conhecido que a ZTA é afetada pelo ciclo térmico de soldagem e neste caso a fração volumétrica de AM difere daquela do metal de base, apresentando morfologia massiva como no metal de base, porém estas microfases não estão conectadas. Deste modo é sugerido por Bott^[28] que neste caso a morfologia resultante na ZTA foi benéfica, aumentando a tenacidade quando medidas por ensaios de Charpy. Serão discutidos nas seções seguintes que a combinação de uma alta ductilidade, tenacidade e as condições para realização de ensaio de tenacidade influenciaram na obtenção dos resultados do ensaio.

As Figuras 22, 23 e 24 apresentam os valores obtidos da microdureza Vickers. Diferentes regiões (Metal de Base (MB), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e metal de solda (MS)) da soldagem longitudinal com arco submerso, foram comparadas.

Sabe-se que os ciclos térmicos associados com processo de soldagem industrial durante a fabricação dos tubos, podem levar a aumentos localizados de dureza na ZTA e a redução do limite de escoamento. No entanto, nenhum aumento foi observado no presente trabalho.

5.2. Ensaio de tenacidade

A tabela 4 mostra que a carga máxima para obter a pré-trinca por fadiga atendeu os critérios estabelecidos pela norma ASTM E-1820. Os campos tensão e deformação gerada na ponta da trinca permaneceram no regime elástico antes da realização do ensaio de integral J, o que foi garantido através da utilização do parâmetro $K_{m\acute{a}x}$ na relação $K_{m\acute{a}x}/E \leq 0,0002m^{\frac{1}{2}}$.

Embora as cargas máximas aplicadas nos pré-trincamentos tenham ficado pouco acima da carga máxima calculada, pode-se observar que as mesmas atenderam o critério estabelecido pela norma ASTM E-1820, significando que há certo grau de flexibilidade em relação à utilização da carga máxima calculada e a carga utilizada, desde que os critérios de validade sejam atendidos. Garantiu-se desde modo que não houve formação de zona plástica na ponta da trinca e a relação de $45 \% W \leq a_0 \leq 70 \% W$ foi atendida.

Os ensaios de integral J dos materiais A e B, mostraram que na temperatura ambiente não foi possível à obtenção da curva J-R e consequentemente um valor de J_{Ic} em nenhum dos ensaios realizados. O fato da não obtenção da curva ocorreu em função de uma maior plasticidade desenvolvida na frente da trinca, acarretando a frenagem da mesma, devido principalmente ao tipo de microestrutura de alta ductilidade, espessura e geometria do corpo de prova.

As Figuras 25 e 26 apresentam as curvas de carga-deslocamento obtidas experimentalmente nos ensaios de integral J, onde se pode observar um formato de curva característico de materiais dúcteis. De fato, os materiais em estudo são muito dúcteis e tenazes, em ensaios de Charpy realizados por Bott ^[28], os materiais em estudo não sofreram fratura a temperatura ambiente e o rompimento total só ocorreu na temperatura de $-80^{\circ}C$, como pode ser visto na Figura 38 (d). Nas demais temperaturas observam-se comportamento muito dúctil no modo de

rompimento dos corpos de prova submetidos a ensaios nas temperaturas de -20°C , -40°C e -60°C .



(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 38-Aspectos dos corpos de prova após os ensaios de Charpy (a) -20°C , (b) -40°C (c) -60°C , (d) -80°C .

Um outro fator que contribuiu para não obtenção da curva J-R, foi a não diminuição dos efeitos da plasticidade (característica dos metais com elevada ductilidade) do material, que aumentou devido a não colocação de entalhes laterais nos corpos de prova, onde se minimizaria o efeito de tunelamento da frente da trinca e produziria frentes mais retas de propagação, devido ao maior confinamento plástico e eliminação da condição de tensão plana que sempre é estabelecida nas bordas laterais lisas dos corpos de prova. Deve ser observado também, que corpos de prova SE[B] apresentam maiores valores de tenacidade devido a menor constricção na ponta da trinca dos mesmos. Burget e Blauel ^[29] já haviam observado que os corpos de prova SE[B] apresentam maior plasticidade

que os corpos de prova C(T) de mesma espessura, devido a menor constricção na ponta da trinca. Ficou caracterizado que os principais problemas para obtenção da curva J-R para os aços A e B, estão associados ao tipo de corpo de prova utilizado, temperatura de realização do ensaio e a alta ductilidade do material. Os requisitos de validade após a realização dos ensaios (seção 3.1.4.1.2) estabelecidos pela norma ASTM E 1820 não atendidos dos corpos de prova que foram quebrados após o ensaio referem-se principalmente ao tamanho de trinca médio, a_0 , que não cresceu de forma suficiente para validar uma curva J-R.

5.2.1. Análises Fratográficas e Metalográficas

As análises fractográficas das superfícies de fratura realizadas nos corpos de prova que foram fraturados após os ensaios de integral J, mostraram regiões de estreita “propagação” da trinca, havendo em alguns casos dificuldades na distinção de sua localização, sendo observado regiões em que não ocorreram crescimento de trinca e regiões com pouca propagação, nas interfaces entre a região de pré-trincamento por fadiga e a região de fratura após os ensaios de integral J (fratura dos corpos de prova após imersão no nitrogênio).

Nas análises fractográficas do corpo de prova B1, Figura 27 verifica-se que a frente de propagação da pré-trinca por fadiga ocorreu de forma diferente em cada lado do corpo de prova, criando uma frente que o atravessa diagonalmente. Tal fato acredita-se que é devido a um pequeno desalinhamento das garras que seguraram o corpo de prova.

As imagens das Figuras 28 (c) e (d), Figura 29 e Figura 30 (b), (c) e (d), revelaram aspecto dúctil, com formação de alvéolos (dimples) e presença de partículas de segunda fase (inclusões) retidas em seu interior, comprovando que a falha destes aços ocorre por rasgamento dúctil. A morfologia de alvéolos profundos, de geometria semi-esférica (típica de carregamento de tração) está bem definida, com extensiva deformação plástica, observando-se grande ductilidade dos materiais. A presença de alvéolos e alguns contendo partículas de segunda fase nas superfícies dos materiais analisados, são indícios característicos de deformação plástica em aços com ductilidade significativa.

Nas análises metalográficas feitas com o objetivo de caracterizar as regiões em torno das trincas, ficou garantido que as mesmas ficaram posicionadas dentro da zona termicamente afetada, como pode ser visto nas Figuras 31 e 32.

As imagens das Figuras 33 a 37 dos corpos de prova ensaiados e dos quais não foram fraturados após os ensaios de integral J, foi verificado que a extensão das trincas que “propagaram”, ocorreu de modo estável pela coalescência dos microvazios, sem a ocorrência de regiões frágeis. São observados nas Figuras bastantes deformações das regiões em torno das trincas, com a formação em alguns casos de microvazios, caracterizando grande ductilidade dos aços estudados.

A propagação dúctil de uma trinca não acontece pela quebra das ligações entre os átomos do reticulado cristalino como no caso da fratura por clivagem, mas sim pela nucleação e crescimento de um grande número de microvazios ao redor de inclusões ou partículas de segunda fase localizadas na frente da trinca. O avanço da trinca ocorre pela coalescência destes microvazios. Uma vez que o material apresenta boa ductilidade inicialmente haverá um descolamento das inclusões (ou partículas de segunda fase) com respeito à matriz metálica. Este descolamento dará então, lugar a cavidades envolvendo as inclusões. O crescimento e união destas microcavidades (coalescimento de microcavidades) é que acarreta a ruptura do corpo. ^[17]

Comparando as análises fractográficas e metalográficas podemos comprovar que os aços estudados possuem alta ductilidade, o que aliado com outros fatores, contribuiu para não obtenção da curva J-R, conforme exposto nos parágrafos anteriores.

Silva^[30] realizou trabalho para a determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura em aço X80, no metal de base. Em seu trabalho foram utilizados corpos de prova tipo CT, nas direções TL e LT, com entalhes laterais e razão $a/w = 0,6$. Os ensaios para obtenção das curvas J-R também foram realizados na temperatura ambiente e utilizou-se a mesma técnica de corpo de prova único, através do método de flexibilidade no descarregamento. Devido a alta ductilidade do material e ao não crescimento de trinca para alguns corpos de prova, Silva^[30] também não conseguiu levantar as curvas J-R para estes corpos de prova. Porém, com a troca dos extensômetros as mesmas foram obtidas para outros corpos de prova, sendo que foram consideradas toda a extensão

estável de trinca e não apenas o trecho de curva dentro dos limites de validade da norma ASTM E-1820, pois se fosse considerado a extensão de trinca não seria significativa. Tarnowski^[19] em seu trabalho para obtenção da curva J-R para um aço X-56, utilizando corpos de prova C(T) com tamanho reduzido, também teve dificuldades de levantar a curva J-R para alguns corpos de prova, dado que o crescimento de trinca ficou inferior ao estabelecido por norma para validar o ensaio.

Uma comparação de resistência ao crescimento de trinca também foi feita no trabalho de Silva^[30], que comparou o Aço X-60 e o aço X-80 e pode ser vista na Figura 39. Ambos os materiais comparados na Figura 39 foram ensaiados no metal de base e como pode ser visto o aço X80 possui resistência superior ao aço X60 e, portanto o $J_{\max}$ permite maior propagação de trinca para o aço X60 como pode ser observado na Figura ao considerar $J_{\max} = 350 \text{ kJ/m}^2$.

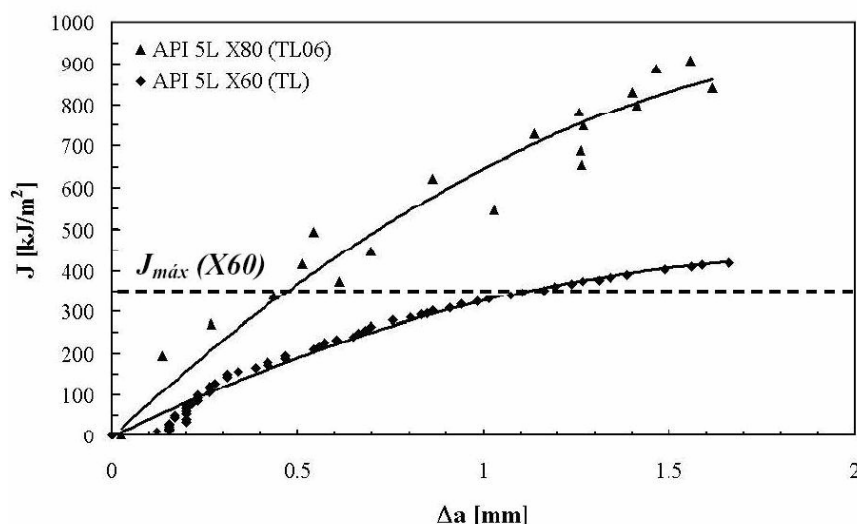


Figura 39- Curvas J-R para os aços API 5L X80 e de X60 em corpos de prova C(T) na orientação TL^[30]

No presente trabalho, como explicado anteriormente, a região analisada é a região da zona termicamente afetada, que conforme Bott^[28] possui propriedades superiores ao do metal de base. A análise feita no trabalho de Silva^[30], no qual também utilizou o aço X80 e obteve a curva J-R, sugere ser possível obter a curva J-R para a região em estudo utilizando uma outra geometria de corpo de prova. Deve-se lembrar também que, a combinação da alta ductilidade, utilização do corpo de prova tipo SE[B] que gera valores muito conservativos de tenacidade

e o fato da não colocação de entalhes laterais, certamente contribuiu para não obtenção das curvas J-R nesse trabalho. A caracterização das propriedades à fratura elastoplástica mostra dificuldades dado ao tamanho reduzido do corpo de prova. A combinação de material altamente dúctil e de pouca espessura, exige uma precisão no ensaio que dificulta a realização do mesmo. ^[19]