MAURÍCIO DE CARVALHO SILVA

**DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DA
TENACIDADE À FRATURA DA ZONA
TERMICAMENTE AFETADA DE JUNTA
SOLDADA DE AÇO API 5L X80**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção
do Título de Doutor em Engenharia.

São Paulo
2009

MAURÍCIO DE CARVALHO SILVA

**DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DA
TENACIDADE À FRATURA DA ZONA
TERMICAMENTE AFETADA DE JUNTA
SOLDADA DE AÇO API 5L X80**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção
do Título de Doutor em Engenharia.

Área de concentração:
Engenharia Naval e Oceânica

Orientadores:
Prof. Livre-Docente Dr. Claudio Ruggieri
Prof. Titular Dr. Rodrigo Magnabosco

São Paulo
2009

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 18 de dezembro de 2009.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Silva, Maurício de Carvalho

Determinação experimental da tenacidade à fratura de zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80 / M.C. Silva. -- ed.rev. -- São Paulo, 2009.

114 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica.

1. Mecânica da fratura 2. Tenacidade de materiais 3. Propriedades mecânicas 4. Juntas soldadas 5. Gás natural I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica II. t.

*A todos os meus mestres que sempre
me incentivaram de maneira
incondicional.*

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Claudio Ruggieri pela orientação, incentivo, crédito e exemplo de profissionalismo;

Ao Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco do Centro Universitário da FEI pela orientação, incentivo e por dedicar parte de seu precioso tempo à realização dos ensaios experimentais apresentados neste trabalho;

Aos amigos Rodrigo César do Nascimento Liberto e Clarice Terui Kuniishi pela ajuda na realização das análises de MEV;

Aos amigos do Grupo de Mecânica da Fratura e Integridade Estrutural (NVFRAC) Gustavo Henrique Donato e Mário Chiodo pelo apoio e estímulo;

Ao departamento de Engenharia Naval e Oceânica pelo apoio e, em especial, para a Lânia Camilo secretária da pós-graduação;

Ao Centro Universitário da FEI pelo apoio institucional e, em especial, aos técnicos do Laboratório de Materiais (Daniel, Geleci, Gustavo, Miron e Vlamir);

À CONFAB (em especial ao Eng. Sérgio Kojima) pela disponibilização das chapas de aço API 5L X80;

Ao CNPQ pela bolsa concedida.

RESUMO

Este trabalho investiga a possível correlação existente entre os baixos valores de CTOD e a ocorrência de zonas frágeis localizadas (ZFL) presentes na região de grãos grosseiros (RGG) da zona termicamente afetada (ZTA) de uma junta soldada de aço API 5L X80. Para isto, foi necessário obter corpos-de-prova SE(B) a partir de uma chapa de aço API 5L X80 a qual foi soldada numa junta $\frac{1}{2}V$, para facilitar o posicionamento do entalhe na RGG da ZTA. As dimensões dos corpos-de-prova SE(B) utilizados foram espessura $B=17\text{mm}$, largura $W=34\text{mm}$, distância entre os apoios dos roletes $S=138\text{mm}$ e uma relação entre o tamanho de trinca (a) e a largura, $a/W=0,5$. O entalhe posicionado na RGG da ZTA tem por objetivo evidenciar o efeito de ZFL e para tal os ensaios foram conduzidos nas temperaturas de -40°C , -50°C e -70°C . Os resultados de CTOD crítico obtidos neste estudo sugerem indícios de severa degradação da tenacidade na RGG da ZTA, provavelmente associada à formação de ZFL.

ABSTRACT

This work evaluates the possible correlation between low fracture toughness (critical CTOD) and local brittle zones (LBZ) occurrences in heat affected zone (HAZ) coarse grain regions. The fracture toughness of a welded API 5L X80 steel was characterized using SE(B) specimens for CTOD determination with notches located in the HAZ. The specimen dimensions are thickness $B=17\text{mm}$, width $W=34\text{mm}$, span $S=138\text{mm}$ and crack length to width ratio, $a/W=0,5$. The effects of LBZ are evaluated through tests carried out in temperatures of -40°C , -50°C and -70°C . The critical CTOD values obtained in this work had presented low fracture toughness and these results can be attributed to local brittle zones formed in the welding process.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE EQUAÇÕES

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTA DE SÍMBOLOS

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	METALURGIA FÍSICA DE AÇOS ARBL.....	5
2.1	Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).....	5
2.2	Rotas de processamento de aços ARBL.....	6
2.2.1	Laminação controlada.....	7
2.2.2	Efeito dos elementos de liga.....	9
2.2.3	Carbono equivalente.....	11
2.3	Formação de microestruturas em aços ARBL.....	12
2.3.1	Diagrama de transformação por resfriamento contínuo.....	14
3	FORMAÇÃO DE ZONAS FRÁGEIS LOCALIZADAS....	24
3.1	Fatores que contribuem para a formação de ZFL.....	24
3.2	Transformações na zona termicamente afetada.....	28
3.2.1	Soldagem monopasse.....	28
3.2.2	Soldagem multipasse.....	31
4	AVALIAÇÃO DE TENACIDADE EM JUNTAS	
	SOLDADAS.....	36
4.1	Breve introdução à Mecânica da Fratura.....	36
4.2	Parâmetro CTOD.....	37
4.2.1	Medição experimental de CTOD.....	38
4.3	Práticas recomendadas para avaliação de juntas soldadas.....	44
5	MATERIAL E MÉTODOS.....	48
5.1	Material utilizado.....	48
5.2	Preparação da chapa de aço API 5L X80.....	48

5.2.1	<i>Perfil de microdureza.....</i>	51
5.3	<i>Ensaio de tração.....</i>	52
5.4	<i>Ensaio de impacto Charpy.....</i>	54
5.5	<i>Ensaio de CTOD.....</i>	55
5.6	<i>Análise microestrutural.....</i>	59
6	<i>RESULTADOS E DISCUSSÃO.....</i>	60
6.1	<i>Perfil de microdureza da junta soldada.....</i>	60
6.2	<i>Ensaio de tração.....</i>	61
6.3	<i>Ensaio de impacto Charpy.....</i>	65
6.4	<i>Ensaio de CTOD.....</i>	69
6.4.1	<i>Resultados de CTOD para MB.....</i>	70
6.4.2	<i>Resultados de CTOD para ZTA.....</i>	76
6.5	<i>Análise microestrutural.....</i>	84
6.6	<i>Relação entre tenacidade e microestrutura.....</i>	95
7	<i>CONCLUSÕES.....</i>	99
8	<i>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....</i>	103
9	<i>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</i>	104
	<i>APÊNDICE.....</i>	113

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1:	<i>Esquema mostrando a seqüência de deformação durante a laminação controlada.....</i>	8
Figura 2.2:	<i>Esquema mostrando a redução do carbono equivalente a partir da década de 60.....</i>	11
Figura 2.3:	<i>Diagrama TRC do aço microligado baixo carbono.....</i>	15
Figura 2.4:	<i>Microestruturas do aço microligado baixo carbono: a) Taxa de resfriamento de 0,1°C/s: microestrutura de PF + P; b) Taxa de resfriamento de 1°C/s: microestrutura de PF + AF + P em pequena quantidade.....</i>	15
Figura 2.5:	<i>Diagrama TRC de um aço API 5L X80.....</i>	16
Figura 2.6:	<i>Microestruturas de um aço API 5L X80: a) Taxa de resfriamento de 0,1°C/s: microestrutura de PF + B; b) Taxa de resfriamento de 0,3°C/s: microestrutura de PF + B; c) Taxa de resfriamento de 1°C/s: microestrutura de QF + GF; d) Taxa de resfriamento de 18°C/s: microestrutura de GF; e) Taxa de resfriamento de 95°C/s: microestrutura de BF + M.....</i>	17
Figura 2.7:	<i>Microestrutura do centro da chapa do aço API 5L X80 nacional (Nital 3%). (a) microestrutura formada por uma matriz de ferrita poligonal (ap), e agregados eutetóides. (b) Colônia de agregado eutetóide em forma de banda no sentido da laminação. (c) e (d) Grupos de placas paralelas em diferentes direções, muito semelhantes a perlita degenerada ou a bainita.....</i>	18
Figura 2.8:	<i>Diagrama TRC e a dureza do aço API 5L X80 nacional em função da taxa de resfriamento.....</i>	19
Figura 2.9:	<i>Microestruturas de um aço API 5L X80 nacional (Nital 3%): a) Taxa de resfriamento de 1°C/s: microestrutura de ap, B, P; b) Taxa de resfriamento de 5°C/s: microestrutura de ap, aq, B; c) Taxa de resfriamento de 15°C/s: microestrutura de aB, B; d) Taxa de resfriamento de 40°C/s: microestrutura de aB, aW, B.....</i>	20
Figura 2.10:	<i>Resumo dos resultados apresentados na Tab.2.2. a) Fração volumétrica de agregados euteóides vs. Taxa de resfriamento; b) Microdureza vs. Taxa de resfriamento; c) Tamanho de grão vs. Taxa de resfriamento.....</i>	22

Figura 3.1:	<i>Ciclo térmico e transformação de fases esquemática para uma junta soldada monopasse.....</i>	29
Figura 3.2:	<i>Formação de zonas de fragilização localizadas em juntas soldadas multipasses.....</i>	32
Figura 3.3:	<i>Ensaio CTOD vs. pico de temperatura do segundo ciclo térmico de soldagem de corpos-de-prova contendo microestrutura simulada para os aços apresentados na Tab.3.1.....</i>	34
Figura 4.1:	<i>Definições alternativas de CTOD. a) deslocamento na ponta original da trinca; b) intercepto a 90°.....</i>	38
Figura 4.2:	<i>Corpo-de-prova SE(B).....</i>	39
Figura 4.3:	<i>Modelo da rótula plástica aplicado para estimar o valor de CTOD.....</i>	41
Figura 4.4:	<i>(a) ilustração esquemática da deformação assimétrica de juntas interfaciais dissimilares e (b) fatores rotacionais para uso com as propriedades do material menos resistente da junta (LS), para largura de cordão de 10mm em função da geometria e grau de dissimilaridade.....</i>	42
Figura 4.5:	<i>Curva de Carga vs. CMOD para o corpo-de-prova SE(B)...</i>	43
Figura 4.6:	<i>Macrografia da junta soldada tipo K.....</i>	45
Figura 4.7:	<i>Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada.....</i>	47
Figura 5.1:	<i>Dimensões principais da chapa de aço API 5L X80 soldada no sentido longitudinal por eletrodo revestido e localização dos corpos-de-prova para ensaios de impacto Charpy, tração e CTOD.....</i>	49
Figura 5.2:	<i>Desenho da junta 1/2V projetada.....</i>	50
Figura 5.3:	<i>Desenho esquemático para ilustrar o posicionamento do entalhe na ZTA, seguindo as recomendações da DNV-OS-F101.....</i>	51
Figura 5.4:	<i>a) Dispositivo de flexão em 3 pontos e o corpo-de-prova SE(B) devidamente posicionado antes da imersão em álcool e gelo seco; b) Corpo-de-prova SE(B) já imerso.....</i>	56

Figura 5.5:	<i>Visão geral do equipamento e da caixa para ensaios em baixas temperaturas.....</i>	57
Figura 5.6:	<i>a) e b) Corpo-de-prova logo após a realização do ensaio de CTOD.....</i>	58
Figura 6.1:	<i>Perfil de microdureza encontrado na junta soldado do aço API 5L X80.....</i>	60
Figura 6.2:	<i>Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova cilíndricos retirados de uma chapa de aço API X80 na direção longitudinal.....</i>	62
Figura 6.3:	<i>Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova cilíndricos retirados de uma chapa de aço API X80 na direção transversal.....</i>	62
Figura 6.4:	<i>Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova retangulares retirados de uma chapa de aço API X80 na direção longitudinal.....</i>	63
Figura 6.5:	<i>Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova retangulares retirados de uma chapa de aço API X80 na direção transversal.....</i>	63
Figura 6.6:	<i>Resultado do ensaio de impacto Charpy para as amostras de MB e de ZTA na direção transversal.....</i>	66
Figura 6.7:	<i>a) até l) Fotos dos corpos-de-prova após o ensaio de impacto Charpy na condição de MB na direção transversal.....</i>	68
Figura 6.8:	<i>a) até l) Fotos dos corpos-de-prova após o ensaio de impacto Charpy na condição de ZTA na direção transversal.....</i>	69
Figura 6.9:	<i>Curva de Carga vs. CMOD para o corpo-de-prova Z23 com entalhe na ZTA ensaiado na temperatura de -70°C e CTOD igual a $\delta c=0,087\text{mm}$.....</i>	71
Figura 6.10:	<i>Resultados para os corpos-de-prova com entalhe no MB ensaiados na temperatura de -70°C.....</i>	72
Figura 6.11:	<i>Resultados para os corpos-de-prova com entalhe no MB ensaiados na temperatura de -50°C.....</i>	72
Figura 6.12:	<i>Resultados para os corpos-de-prova com entalhe no MB ensaiados na temperatura de -40°C.....</i>	73

Figura 6.13:	<i>Corpos-de-prova com entalhe no MB após ensaio de CTOD e rasgamento para medição da pré-trinca: a) B1 ensaiado a -70°C; b) B2 ensaiado a -70°C; c) B12 ensaiado a -70°</i>	74
Figura 6.14:	<i>Resumo dos resultados do ensaio de CTOD para os corpos-de-prova com entalhe no MB.....</i>	75
Figura 6.15:	<i>Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA ensaiados na temperatura de -70°C.....</i>	77
Figura 6.16:	<i>Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA ensaiados na temperatura de -50°C.....</i>	77
Figura 6.17:	<i>Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA ensaiados na temperatura de -40°C.....</i>	78
Figura 6.18:	<i>Corpos-de-prova com entalhe na ZTA após ensaio de CTOD e rasgamento para medição da pré-trinca: a) Z09 ensaiado a -40°C; b) Z10 ensaiado a -40°C; c) Z23 ensaiado a -70°C.....</i>	78
Figura 6.19:	<i>Resumo dos resultados do ensaio de CTOD para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA.....</i>	79
Figura 6.20:	<i>Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -50°C: a) e b) Transição entre a pré-trinca de fadiga e a fratura ocorrida durante o ensaio de CTOD; c) Características de comportamento dúctil; d) Delaminação.....</i>	82
Figura 6.21:	<i>Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -50°C: a) e b) Transição entre a pré-trinca de fadiga e a fratura ocorrida durante o ensaio de CTOD; c) Características de comportamento dúctil; d) Fratura por clivagem.....</i>	83
Figura 6.22:	<i>Micrografia do MB do aço API 5L X80 utilizado neste estudo: a) aumento de 100x; b) aumento de 200x.....</i>	84
Figura 6.23:	<i>Microestrutura do aço API 5L X80 no sentido longitudinal. a) e b) Microestrutura formada por uma matriz de ap, e agregados eutetóides muito semelhantes à perlita degenerada ou à bainita e constituinte MA (indicados pelas setas).....</i>	85

Figura 6.24:	<i>a) Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada API RP 2Z (2000); b) macrografia da junta 1/2V soldada, referente ao corpo-de-prova Z23.....</i>	86
Figura 6.25:	<i>Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -70°C: a) corpo-de-prova Z1 com aumento de 100x; b) corpo-de-prova Z1 com aumento de 200x; c) corpo-de-prova Z22 com aumento de 100x; d) corpo-de-prova Z22 com aumento de 200x; e) e f) corpo-de-prova Z23 com aumento de 200x.....</i>	88
Figura 6.26:	<i>Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -50°C: a) corpo-de-prova Z05 com aumento de 100x; b) corpo-de-prova Z05 com aumento de 200x; c) corpo-de-prova Z13 com aumento de 100x; d) corpo-de-prova Z13 com aumento de 200x; e) corpo-de-prova Z16 com aumento de 100x; f) corpo-de-prova Z16 com aumento de 200x.....</i>	90
Figura 6.27:	<i>Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -40°C: a) corpo-de-prova Z09 com aumento de 100x; b) corpo-de-prova Z09 com aumento de 200x; c) corpo-de-prova Z10 com aumento de 100x; d) corpo-de-prova Z10 com aumento de 200x; e) corpo-de-prova Z12 com aumento de 100x; f) corpo-de-prova Z12 com aumento de 200x.....</i>	92
Figura 6.28:	<i>Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -40°C: a) corpo-de-prova Z10 com aumento de 1000x; b) corpo-de-prova Z10 com aumento de 2500x; c) corpo-de-prova Z10 com aumento de 5000x; d) corpo-de-prova Z10 com aumento de 10000.....</i>	94
Figura 6.29:	<i>Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -70°C: a) corpo-de-prova Z23 com aumento de 1000x, próximo ao MS; b) corpo-de-prova Z23 com aumento de 1000x, próximo à borda do corpo-de-prova.....</i>	95
Figura 6.30:	<i>Curva de Carga vs. CMOD para os corpos-de-prova B3 e B11 com entalhe no MB ensaiados na temperatura -70°C.....</i>	96
Figura 6.31:	<i>Gráfico de CTOD vs. d para amostras de MB e ZTA: (a) Dados para temperatura de -70°C; (b) Dados para temperatura de -50°C; (c) Dados para temperatura de -40°C.....</i>	98

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1:	<i>Simbologia adotada para classificação da microestrutura de aços ARBL.....</i>	<i>14</i>
Tabela 2.2:	<i>Resumo dos resultados de microestrutura e valores de microdureza em função da taxa de resfriamento para o aço API 5L X80 nacional.....</i>	<i>21</i>
Tabela 3.1:	<i>Composição química (% massa) de dois aços normalizados que foram submetidos a ciclos simulados de soldagem.....</i>	<i>33</i>
Tabela 5.1:	<i>Composição química (% massa) do aço API 5L X80 nacional.....</i>	<i>48</i>
Tabela 5.2:	<i>Quantidade de corpos-de-prova extraídos da chapa da Fig.5.1.....</i>	<i>50</i>
Tabela 5.3:	<i>Sequência de operação preparação de amostras de aço API 5L X80 para análises metalográficas.....</i>	<i>59</i>
Tabela 6.1:	<i>Resultados dos valores de propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para corpos-de-prova cilíndricos.....</i>	<i>64</i>
Tabela 6.2:	<i>Resultados dos valores de propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para corpos-de-prova retangulares.....</i>	<i>64</i>
Tabela 6.3:	<i>Detalhes e resultados do ensaio de CTOD para os corpos-de-prova com entalhe no MB.....</i>	<i>75</i>
Tabela 6.4:	<i>Detalhes e resultados do ensaio de CTOD para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA.....</i>	<i>81</i>
Tabela 6.5:	<i>Análise qualitativa do tamanho de grão (G).....</i>	<i>87</i>

LISTA DE EQUAÇÕES

<i>Equação 2.1:</i>	<i>Carbono equivalente.....</i>	<i>12</i>
<i>Equação 2.2:</i>	<i>Parâmetro de trincamento modificado (Pcm).....</i>	<i>12</i>
<i>Equação 4.1:</i>	<i>Relação entre CTOD e K.....</i>	<i>37</i>
<i>Equação 4.2:</i>	<i>Carga máxima de fadiga.....</i>	<i>39</i>
<i>Equação 4.3:</i>	<i>Cálculo do CTOD.....</i>	<i>40</i>
<i>Equação 5.1:</i>	<i>Ramberg-Osgood.....</i>	<i>53</i>
<i>Equação 6.1:</i>	<i>Diâmetro médio planar.....</i>	<i>86</i>

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

<i>AF</i>	<i>Ferrita acicular</i>
<i>API</i>	<i>American Petroleum Institute</i>
<i>ARBL</i>	<i>Aços de alta resistência e baixa liga</i>
<i>B</i>	<i>Bainita</i>
<i>CMOD</i>	<i>Crack mounth opening displacement</i>
<i>CTOD</i>	<i>Crack tip opening displacement</i>
<i>CVN</i>	<i>Charpy V-notch</i>
<i>ICGS</i>	<i>Intercritically reheated grain-coarsened</i>
<i>LBZ</i>	<i>Local brittle zones</i>
<i>LLD</i>	<i>Load line displacement</i>
<i>LT</i>	<i>Carregamento no sentido longitudinal e propagação da trinca no sentido transversal</i>
<i>MA</i>	<i>Constituinte martensita-austenita</i>
<i>MB</i>	<i>Metal base</i>
<i>MEV</i>	<i>Microscópio eletrônico de varredura</i>
<i>MFEL</i>	<i>Mecânica da fratura elástica linear</i>
<i>MFEP</i>	<i>Mecânica da fratura elasto-plástica</i>
<i>MS</i>	<i>Metal de solda</i>
<i>PF</i>	<i>Ferrita poligonal</i>
<i>SE(B)</i>	<i>Corpo-de-prova retangular de mecânica da fratura entalhado lateralmente submetido à flexão</i>
<i>RGG</i>	<i>Região de grãos grosseiros</i>
<i>RGF</i>	<i>Região de grãos finos</i>
<i>RIC</i>	<i>Região intercrítica</i>
<i>RSC</i>	<i>Região subcrítica</i>
<i>SCGR</i>	<i>Supercritically reheated grain-refined</i>
<i>SCGS</i>	<i>Subcritically reheated grain-coarsened</i>

<i>TL</i>	<i>Carregamento no sentido transversal e propagação da trinca no sentido longitudinal</i>
<i>TRC</i>	<i>Transformação por resfriamento contínuo</i>
<i>UAGR</i>	<i>Unaltered grain-coarsened</i>
<i>UOE</i>	<i>Dobramento em U, fechamento em O e expansão E</i>
<i>ZFL</i>	<i>Zonas frágeis localizadas</i>
<i>ZTA</i>	<i>Zona termicamente afetada</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

α	<i>Ferrita</i>
γ	<i>Austenita</i>
A_1	<i>Representa a transformação eutetóide de aços hipoeutetóides</i>
A_3	<i>Representa a temperatura abaixo da qual a ferrita pró-eutetóide inicia sua formação a partir da austenita</i>
C_{eq}	<i>Carbono equivalente</i>
P_{cm}	<i>Parâmetro de trinca modificado</i>
α_p	<i>Ferrita poligonal</i>
α_q	<i>Ferrita quasi-poligonal</i>
α_w	<i>Ferrita acicular</i>
α_B^0	<i>Ferrita bainítica</i>
α_B	<i>Ferrita bainítica granular</i>
γ_r	<i>Austenita retida</i>
α_m	<i>Martensita</i>
P'	<i>Perlita degenerada</i>
T_{p1}	<i>Temperatura de pico 1</i>
T_{p2}	<i>Temperatura de pico 2</i>
Δt_{8-5}	<i>Taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800°C e 500°C</i>
δ	<i>Crack tip opening displacement (CTOD)</i>
K	<i>Fator de intensificação de tensão</i>
J	<i>Integral J</i>
σ_{LE}	<i>Tensão limite de escoamento</i>
σ_{LR}	<i>Tensão limite de resistência</i>
A_T	<i>Alongamento total</i>
E	<i>Módulo de elasticidade</i>
P_f	<i>Carga máxima de fadiga</i>
B	<i>Espessura do corpo-de-prova</i>

b_0	<i>Ligamento remanescente inicial</i>
W	<i>Largura do corpo-de-prova</i>
a	<i>Comprimento de trinca</i>
a_0	<i>Comprimento de trinca inicial</i>
σ_f	<i>Tensão de referência igual a média aritmética entre os limites de resistência e escoamento</i>
P	<i>Carga obtida do diagrama Carga vs. CMOD</i>
S	<i>Distância entre os roletes de apoio (span)</i>
$f(a_0/W)$	<i>Fator que depende da geometria do corpo-de-prova</i>
ν	<i>Coefficiente de Poisson</i>
r_p	<i>Fator rotacional plástico</i>
V_p	<i>Parcela plástica do deslocamento</i>
z	<i>Espessura das “facas” de fixação do clip gage utilizado para medição do CMOD</i>
δc	<i>CTOD crítico no início da fratura instável com crescimento estável de trinca inferior a 0,2mm</i>
δu	<i>CTOD crítico no início da fratura instável com crescimento estável de trinca maior ou igual a 0,2mm</i>
δm	<i>CTOD definido no ponto de carga máxima (maximum load plateau)</i>
σ	<i>Tensão verdadeira</i>
ε	<i>Deformação verdadeira</i>
σ_0	<i>Tensão de referência igual ao limite de escoamento</i>
ε_0	<i>Deformação referente à tensão de referência</i>
α	<i>Constante adimensional da equação de Ramberg-Osgood, adotar igual a 1</i>
N	<i>Expoente de encruamento para a equação de Ramberg-Osgood</i>

1 INTRODUÇÃO

O rápido e vigoroso crescimento econômico mundial têm aumentado significativamente a demanda de petróleo e gás natural com grande impulso sobre a construção de linhas dutoviárias a uma taxa de 20 a 25 mil km por ano. Uma grande parte desta expansão de sistemas dutoviários é atribuída à necessidade de transporte de gás natural. Exemplos incluem os futuros gasodutos GASENE (interligação sudeste-nordeste) e gasoduto Urucu-Coari-Manaus (um dos objetivos é abastecer usinas termoelétricas que hoje funcionam a óleo e passarão a receber gás natural em função da sua maior racionalidade econômica e ambiental) (Gasnet, 2009). Diante desse quadro, percebe-se a necessidade latente de se transportar gás natural de fontes cada vez mais remotas para os grandes centros urbanos, e isto tem se tornado o desafio das grandes companhias exploradoras e dos fabricantes de tubos para linhas dutoviárias. Assim, a viabilidade econômica de tal empreendimento é criticamente dependente do balanço custo/rendimento/benefício. Uma das formas em que o custo de uma nova linha dutoviária pode ser reduzido é por meio do uso de aços de alta resistência mecânica. Tal abordagem oferece a possibilidade de redução da espessura de parede do tubo e aumento da pressão operacional, reduzindo consequentemente o custo de produção, transporte e instalação. No caso específico do gás natural, por ser um produto de alta compressibilidade, o custo do volume a ser transportado pode ser reduzido ainda mais, dependendo da combinação entre a pressão operacional e a seção transversal do tubo utilizado.

Na fabricação de tubos para transporte de gás são utilizados os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) de classificação API (*American Petroleum Institute*). Estes são produzidos pelo processo de laminação controlada. Este processo permite a obtenção de chapas grossas de alta resistência aliada a uma boa tenacidade (Silva, 1987). O objetivo básico da laminação controlada é deformar os grãos de austenita, dentro de uma faixa de temperatura na qual não ocorra sua recristalização, para obtenção de tamanho de grão de ferrita na ordem de 3µm a 6µm (ASM, 1990).

O balanço entre alta resistência e boa tenacidade dos aços grau API, resultante do processo de laminação controlada com ou sem resfriamento acelerado, pode ser deteriorado pelos ciclos térmicos do processo de soldagem, aplicado tanto na etapa final de fabricação do tubo (fechamento em “O”) como na soldagem de campo (montagem da linha de tubos). No caso de soldagem multipasses, tal deterioração da tenacidade é esperada na região de grãos grosseiros da *Zona Termicamente Afetada* (ZTA) (Toyoda, 1989; Denys, 1989; Fairchild, 1987). Estudos demonstram que valores de CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) obtidos de microestruturas simuladas termicamente podem apresentar valores inferiores a 0,1 mm. Essa diminuição da tenacidade à fratura da ZTA foi associada à formação de zonas frágeis, tais como o constituinte MA (Toyoda, 1989). Estas regiões de baixos valores de tenacidade são conhecidas como *Zonas Frágeis Localizadas* (ZFL) (Denys, 1989; Fairchild, 1987; Toyoda, 1989; Vishnu, 1984; Zhang, 1997). Vale ressaltar que a nomenclatura ZFL foi derivada da terminologia inglesa LBZ (*Local Brittle Zones*). Além da formação de ZFL, existem outros fatores que contribuem negativamente para a diminuição da tenacidade da região de grãos grosseiros da ZTA. Por exemplo, o aumento significativo do tamanho de grão austenítico durante o aquecimento num processo de soldagem pode dar origem a microestruturas finais de baixa tenacidade (Hamad et al., 2008; Ishikawa et al., 2006; Eroglu e Aksoy, 2000; Wu e Davis, 2004).

Embora as práticas de fabricação, as técnicas de adições de elementos de liga e de soldagem de aços ARBL tenham sido constantemente otimizadas no sentido de reduzirem a quantidade de pequenas regiões de baixa tenacidade (ZFL) elas não podem ser completamente evitadas (Liessen e Peppler, 2004). Em função disso, a importante questão que tem sido tema de discussão nos últimos anos é a importância da ZFL na integridade estrutural de componentes soldados (Fairchild, 1987; Denys, 1989).

Alguns autores (Fairchild, 1987; Denys, 1989; Liessen e Peppler, 2004) relatam que muitas das pesquisas conduzidas sobre ZFL foram direcionadas às estruturas *offshore*, as quais possuem grandes espessuras e estão submetidas a um estado plano

de deformação (condição que pode favorecer um evento de fratura frágil). No entanto, autores como Leissen e Pepler (2004) têm sinalizado a importância de que estes estudos sejam direcionados também aos aços aplicados em dutos para transporte de gás e óleo, que apresentam espessuras menores. As estruturas *offshore* que apresentam maiores espessuras e concentrações de tensões estão mais propensas a disparar o processo de fratura frágil a partir da ZFL se comparadas com as estruturas atuais com espessuras menores. No entanto, os autores acreditam que o fenômeno da ZFL não deve ser desprezado nos aços atuais.

Segundo Liessem e Pepler, (2004), os fabricantes de materiais acreditam que por ser a ZFL uma região muito pequena (da ordem de 0,5mm em solda multipasse), mesmo que haja uma fragilização no local não haverá um evento de fratura frágil. Os fabricantes justificam que os materiais são dúcteis e são capazes de evitar uma propagação instável de trinca, mesmo que haja uma pequena região de baixa tenacidade. Fairchild, (1987) e Denys, (1989) contrapõem este ponto de vista e alertam que a ZFL é uma região onde a fratura por clivagem pode iniciar mesmo em um aço de característica dúctil. Visto que a clivagem alivia a energia elástica e causa deformação local no material ao redor (matriz), a ZFL pode provocar uma drástica redução da tenacidade à fratura. Assim, a ZFL pode ser considerada como uma região com alto potencial para desencadear falhas frágeis catastróficas.

Como os aços brasileiros de grau API são produzidos sem resfriamento acelerado, torna-se necessário adicionar quantidades significativas de elementos de liga com o objetivo de incrementar as propriedades mecânicas e de tenacidade do material base (via mecanismos de refino de grão e precipitação). Entretanto, esse recurso apresenta potenciais efeitos deletérios sobre a tenacidade da ZTA de juntas soldadas multipasses. Dentro deste contexto, a correta determinação das propriedades de tenacidade do aço API 5L X80 nacional (objeto deste estudo) e a propensão à formação de microestruturas deletérias devido ao processo de soldagem assume papel altamente relevante.

Os estudos desenvolvidos sobre tenacidade à fratura de materiais aplicados em estruturas *offshore* no final da década de 1980 entre eles os trabalhos de Fairchild (1987), Denys (1989) e Toyoda 1989 tinham como objetivo a determinação e/ou identificação da ZFL. Estes autores acreditavam que os constituintes MA formados numa faixa de temperatura intercrítica entre as linhas A_1 e A_3 (que representam o campo bifásico austenita-ferrita) eram o principal agente detrimental da tenacidade. Sendo assim, estes estudos conduziam basicamente análises macrográficas com o objetivo de identificar por meio das intersecções das linhas dos passes de soldagem, quais eram as regiões intercríticas (entre A_1 e A_3) e, por consequência, a região de menor tenacidade. O presente projeto, no entanto, pretende apresentar uma forma mais abrangente no estudo da tenacidade da ZTA destes aços, conduzindo análises metalográficas na região de grãos grosseiros, pois acredita-se que a formação de microestruturas complexas advindas do processo de soldagem (principalmente o multipasses) podem contribuir sobremaneira para a diminuição da tenacidade.

Um outro fator que deve ser destacado, particularmente no estudo do metal base, é a influência da ocorrência de delaminações nos resultados de tenacidade à fratura. Conforme demonstrado em trabalhos de Hippert (2004), Silva (2004) e Silva et al. (2005), tais delaminações podem provocar quedas repentinas de carga (*pop-in*) e, por consequência, grandes dispersões nos resultados de tenacidade à fratura.

Sendo assim, o objetivo deste trabalho é caracterizar as propriedades de tenacidade à fratura de um aço API 5L X80 soldado manualmente por eletrodo revestido (a Especificação do Procedimento de Soldagem – *EPS* encontra-se no Apêndice A), utilizando corpos-de-prova SE(B) para obtenção de valores de CTOD em duas configurações: entalhes localizados no metal base (MB) e na zona termicamente afetada (ZTA). Em particular, pretende-se evidenciar a formação de microestruturas deletérias na região de grãos grosseiros da ZTA devido ao processo de soldagem e o efeito sobre a tenacidade à fratura da ZTA da junta soldada do aço API 5L X80 nacional.

2 METALURGIA FÍSICA DE AÇOS ARBL

2.1 Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Com o crescimento mundial do consumo de energia, novas fontes de óleo e gás passaram a ser exploradas, principalmente em regiões remotas e com condições climáticas adversas. A necessidade de se transportar economicamente quantidades crescentes destes recursos tornou comum a utilização de dutos de grandes diâmetros e espessuras de parede grossas, operando sob altas pressões. Isto levou a um aumento na demanda por aços estruturais de alta resistência e boa tenacidade a baixas temperaturas, tais como os aços de *Alta Resistência e Baixa Liga* (ARBL). Estes materiais são aços microligados que apresentam (em sua forma original mais simples) microestrutura típica de ferrita-perlita. Sua composição química é similar à de um aço baixo carbono, mas com microadições de elementos de liga de aproximadamente 0,1% Nb, Ti ou V para garantir propriedades mecânicas superiores (Hippert, 2004).

Em função desta demanda, a tecnologia para produzir estes aços vem se desenvolvendo rapidamente. Por exemplo, melhorias no processo de laminação têm proporcionado a estes materiais um maior limite de escoamento (obtenção de tamanho de grão reduzido), acompanhado de uma diminuição gradual do carbono (a quantidade de carbono pode ser reduzida, com o objetivo de aumentar a soldabilidade e tenacidade), já que adições de nióbio e vanádio compensam a diminuição da resistência devido à redução deste elemento (ASM, 1990; SAE J410c, 1972).

Dentre as práticas utilizadas na fabricação dos aços ARBL, a mais difundida tem sido a laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, onde combinações diversas entre temperatura e quantidade de deformação a quente objetivam elevados valores de resistência e tenacidade (Silva, 1986). Este processo será detalhado adiante no item Rotas de Processamento de Aços ARBL.

Tubos utilizados na indústria do petróleo são geralmente classificados segundo a API (*American Petroleum Institute*) em função de sua aplicação e sua resistência mecânica. Especificamente, os aços ARBL utilizados na fabricação de tubos para linhas de transmissão seguem a classificação API 5L *Specification for Line Pipe* (API 5L, 2000), abrangendo tubos para a indústria do petróleo e do gás natural. Para a classe API 5L, os graus de composição química e resistência mecânica variam desde o API 5L A25 até o API 5L X80. Nas designações compostas pelas letras A ou X, os dois últimos dígitos especificam valores mínimos de limite de escoamento do material em ksi. Assim, os aços API 5L X80 apresentam valor mínimo de tensão limite de escoamento igual a 80 ksi (~550 MPa).

2.2 Rotas de Processamento de Aços ARBL

Existem, provavelmente, dezenas de rotas distintas para o processamento metalúrgico de aços para tubulações classe X80 e superiores, que envolvem tanto alterações sutis de composição química, como rotinas diversas de processamento a quente por laminação controlada. De um ponto de vista metalúrgico, entretanto, há duas alternativas plausíveis para a produção deste tipo de aços com elevada resistência e tenacidade. A primeira delas baseia-se no processamento de laminação controlada e o emprego extensivo de mecanismos de endurecimento, como refino de grão metalúrgico, endurecimento por precipitação e por solução sólida, e por deformação a frio e textura cristalográfica – por intermédio da laminação dentro do campo bifásico austenita (γ) e ferrita (α) (Hippert, 2004; Gray e Pontremoli, 1987; Sun e Boyd, 2000).

A segunda alternativa é estabelecer uma rota metalúrgica de processamento através da escolha adequada de composição química e sequência de laminação controlada, com o objetivo de obter uma microestrutura de ferrita acicular (Gray e Pantremoli, 1987). Entretanto, uma dificuldade inicial para o processamento destes materiais com composições químicas específicas era o aumento significativo no custo de produção. Grandes quantidades de elementos de liga eram necessárias para garantir a

temperabilidade do material, o que favoreceria a obtenção de microestrutura acicular no resfriamento ao ar (Hippert, 2004; Gray e Pontremoli, 1987). Esta dificuldade pode ser superada através da aplicação do resfriamento acelerado após a laminação controlada

2.2.1 Laminação Controlada

A laminação controlada é um procedimento pelo qual os vários estágios de laminação têm temperatura controlada, quantidade de redução pré-determinada em cada passe e temperatura de acabamento precisamente definida. Este processamento é largamente utilizado para obtenção de aços destinados a dutos, pontes, estruturas *offshore*, e outras aplicações de engenharia. O objetivo básico da laminação controlada é deformar os grãos de austenita durante o processo de laminação para obtenção de grãos de ferrita finos durante o resfriamento. Isto resulta em um aumento (simultâneo) de resistência mecânica e tenacidade e tem possibilitado a redução da quantidade de carbono nos aços ARBL, melhorando a soldabilidade destes aços (ASM, 1990; Cohen e Owen, 1975).

O processo de laminação controlada é composto, basicamente, por dois estágios. O primeiro estágio (desbaste) é comumente realizado em temperaturas relativamente elevadas (tipicamente entre 950°C e 1100°C) e seu principal objetivo é o refino de grão através da completa recristalização da austenita depois de cada passe de laminação, conforme Fig.2.1. No segundo estágio (acabamento) explora-se o efeito dos elementos de liga em estabilizar a austenita e retardar sua recristalização estática em temperaturas inferiores a 900°C. Com o teor de nióbio inferior a 0,05%, nenhuma recristalização deve ocorrer no intervalo entre passes, de forma que os grãos de austenita são progressivamente deformados durante a laminação, consumindo apenas parte de sua energia armazenada de deformação através da recuperação. Ao final do processo (ver Fig.2.1), obtém-se grãos de austenita muito deformados e alongados (*pancake*), que resultam em grãos finos de ferrita (na ordem de 3 a 6µm) após a transformação γ - α (Hippert, 2004; Cohen e Owen, 1975; Shiga et al., 1981).

Figura 2.1: Esquema mostrando a sequência de deformação durante a laminação controlada (Shiga, 1981)

Durante o resfriamento, a transformação da austenita em produtos eutetóides e proeutetóides torna-se termodinamicamente possível. As linhas de temperaturas que representam esta transformação são identificadas pela letra A. As transformações de fases ocorridas durante o resfriamento são representadas por A_r e durante o aquecimento A_c . Estas terminologias são utilizadas acompanhadas de um número subscrito adicional para definir temperaturas críticas associadas com a transformação de austenita. A linha A_1 representa a transformação eutetóide de aços hipoeutetóides e a linha A_3 representa a temperatura abaixo da qual a ferrita pró-eutetóide inicia sua formação a partir da austenita, sob resfriamento lento (Samuels, 1980). Conforme mencionado, algumas vezes a laminação controlada é conduzida dentro de um campo bifásico austenita-ferrita e isto ocorre entre as linhas de temperatura A_1 e A_3 .

Algumas vezes, empregar tão somente o processo de laminação controlada não será suficiente para suprir a demanda por tubulações de aços cada vez mais resistentes e tenazes. Deste modo, torna-se necessário desenvolver microestruturas que atendam estes requisitos. Conforme já foi mencionado, inicialmente, associou-se a laminação

controlada a composições químicas específicas, com o objetivo de obter uma microestrutura de ferrita acicular (Gray e Pantremoli, 1987). Entretanto, o aumento significativo da quantidade de elementos de liga eleva os custos de produção. Uma alternativa, portanto, para esta dificuldade foi o desenvolvimento da tecnologia de resfriamento acelerado das chapas, já que taxas de resfriamento maiores permitem o emprego de composições químicas menos complexas para se obter microestruturas não poligonais. Atualmente, os aços obtidos por esta rota de processamento apresentam excelentes propriedades mecânicas e tenacidade, além de boa soldabilidade devido ao seu baixo teor de carbono (inferior a 0,06%).

2.2.2 Efeito dos elementos de liga

Os elementos de liga são adicionados aos aços com o objetivo de ajustar suas propriedades a determinadas aplicações. Nos aços ARBL empregados em tubulações, as propriedades mais importantes são principalmente tenacidade a fratura em baixas temperaturas, resistência mecânica para suportar altas pressões e também o requisito de boa soldabilidade. Conforme a norma API 5L (2000), a análise química dos aços microligados deve conter pelo menos os seguintes elementos: C, Mn, P, S, Cr, Nb, Cu, Mo, Ni, Si, Ti e V.

Quando os elementos de liga são adicionados, o campo da austenita (num diagrama Fe-C) pode expandir (elementos gamagênicos) ou se contrair (elementos alfavênicos). Elementos de liga em pequenas concentrações dissolvem-se na ferrita e em altas concentrações formam carbonetos de liga. Por exemplo, o vanádio contrai o domínio da austenita e precipita na forma de carboneto de vanádio em equilíbrio no contorno da ferrita (Honeycombe, 1982).

Na decomposição da austenita dos aços microligados os elementos de liga podem se dividir em duas categorias: a primeira é formada por elementos como o Ni, P, Si e Cu que permanecem apenas em solução sólida na ferrita, com baixa solubilidade em carbonetos e na cementita. Por exemplo, o níquel não forma carbonetos, estabilizando a fase γ e promovendo a formação do constituinte MA

(austenita/martensita). A segunda categoria é formada pelos elementos como Mn, Cr, Mo, V, Ti, W e Nb que se precipitam como carbonetos de liga. O teor excedente destes elementos que não conseguem migrar da austenita para formar carbonetos (depois da laminação a quente, principalmente, o Ti, Mo e W) podem, em pequenas concentrações, ficar na fase ferrítica em solução sólida junto com outros elementos não formadores de carbonetos como o Ni. Assim, a ferrita endurece por solução sólida elevando a resistência mecânica do aço (Honeycombe, 1982).

O manganês endurece o aço por solução sólida na ferrita e diminui a temperatura de transformação A_{r3} da austenita para a ferrita (Malcolm, 2007), ampliando a faixa de temperatura disponível para a laminação e aumentando assim a temperabilidade. O Mn dificulta a formação de ferrita poligonal e perlita em altas temperaturas (Batista et. al, 2003) pela diminuição da temperatura A_{r3} e refina o grão de ferrita elevando a resistência mecânica e a tenacidade do aço.

O Nb, V e Ti são elementos fortemente formadores de carbonetos mesmo com teores menores que 0,1% em peso (Honeycombe, 1982) e se precipitam progressivamente à medida que a interface austenita/ferrita se movimenta, entre 650°C e 850°C. Estes elementos (Nb+Ti+V), quando presentes em teores menores que 0,15% em peso, refinam o grão quando precipitam na austenita e endurecem a ferrita. A ocorrência destes mecanismos depende do grau de solubilização dos nitretos e carbonetos na microestrutura. Os elementos formadores de carbonetos contraem o campo da austenita e modificam a cinética de transformação. Batista (1982) em seu trabalho cita o Mo, Nb e V como elementos que retardam a difusão do carbono durante a transformação γ - α . A austenita que não consegue se transformar em ferrita ou agregado eutetóide se transforma em martensita e o restante fica como austenita retida, aumentando a quantidade do constituinte MA (Ramirez, 2008).

2.2.3 Carbono Equivalente

Conforme descrito anteriormente, os aços ARBL são produzidos através da escolha adequada da sequência de laminação controlada (a qual pode contemplar ou não o resfriamento acelerado) e da composição química. Por meio da Fig.2.2 é possível observar que a composição química desta classe de material tem sido modificada desde a década de 1960, particularmente diminuindo o conteúdo de carbono.

O objetivo da diminuição do carbono é diminuir a temperabilidade do aço, uma vez que esta propriedade afeta diretamente a soldabilidade. Normalmente, quanto maior a temperabilidade (facilidade que um material tem para formar martensita) pior será a soldabilidade. Como a martensita é uma fase extremamente resistente e frágil, isto aumenta muito as chances de um material apresentar fratura frágil próximo da região da solda (Hippert, 2004).

Figura 2.2: Esquema mostrando a redução do carbono equivalente a partir da década de 60 (Shiga, 1981).

A influência dos elementos de liga na temperabilidade dos aços pode ser estimada pela equação que determina o Carbono Equivalente (Ceq). Este método permite comparar o efeito de um dado elemento de liga ao efeito do carbono. Quanto mais alto for o Carbono Equivalente, maior será a temperabilidade deste material. Uma das formas para determinação do Ceq é expressa pela Eq.(2.1), a qual é recomendada tanto pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) como pela norma API 5L (2000) para aços com teores de carbono acima de 0,12% (em peso).

$$Ceq = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (2.1)$$

Quando o teor de carbono for inferior a 0,12% (característica dos aços API X80) o carbono equivalente deve ser determinado por meio do Parâmetro de Trincamento Modificado (Pcm), conforme Eq.(2.2).

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \cdot B \quad (2.2)$$

A norma API 5L (2000) recomenda que o valor máximo de Pcm não ultrapasse 0,25%. Adicionalmente, valores típicos de Pcm para aços API 5L nacionais encontrados em literaturas então na ordem de 0,17% para aços API 5L X65 e X70 (Santos Neto, 2003) e por volta de 0,16% para aços API 5L X80 (Ordóñez, 2004). Desta forma, é possível prever uma boa soldabilidade para os aços API 5L X80.

2.3 Formação de microestruturas em aços ARBL

Uma característica importante dos aços ARBL é a apreciável resistência mecânica, combinada com ductilidade e tenacidade, em comparação com os outros aços estruturais comum ao carbono. Isto acontece em decorrência da coexistência de diferentes microestruturas.

Atualmente os produtos da transformação bainítica, junto com uma variedade de outros produtos de decomposição da austenita, formam parte da microestrutura dos novos aços estruturais ARBL (Ferrer, 2003). O efeito da microestrutura sobre as propriedades físicas e mecânicas de aços ao carbono torna a análise metalográfica uma ferramenta importante para estabelecer correlações entre estes parâmetros (Pereira et al., 2003).

A complexidade da microestrutura desses aços e a dificuldade de identificação de suas fases e microconstituintes originaram discussões em relação à nomenclatura dos mesmos. Em 1991, Araki et al. (1991) apresentaram uma sugestão de nomenclatura para os microconstituintes ferríticos. Utilizando aços de baixo carbono expostos a ciclos de resfriamento contínuo, relatam a ocorrência de formação de microestruturas em determinadas faixas de temperatura. Um estudo mais completo, baseado na classificação de Araki, foi desenvolvido pelo Comitê de Bainita (*Bainite Committee*) do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*) apud Krauss e Thompson (1995). Um quadro com essas nomenclaturas é reproduzido na Tab.2.1 (Araki et al., 1991; Krauss e Thompson, 1995; Ferrer, 2003; Ramirez, 2008).

Tabela 2.1: Simbologia adotada para classificação da microestrutura de aços ARBL (Krauss e Thompson, 1995; Ferrer, 2003; Ramirez, 2008).

Símbolo	Nomenclatura
α_p ou PF	Ferrita poligonal
α_q ou QF	Ferrita quase-poligonal
α_w ou AF	Ferrita de Widmanstätten = Ferrita acicular
α_B^0 ou BF	Ferrita Bainítica
α_B ou GF	Ferrita Bainítica Granular = Ferrita granular
γ_r	Austenita retida
MA	Constituinte martensita-austenita
α_M ou M	Martensita
B	B _U : Bainita superior
	B _L : Bainita inferior
P	Perlita
P'	Perlita degenerada

2.3.1 Diagrama de transformação por resfriamento contínuo

O diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) de um aço ARBL permite identificar estruturas transformadas durante a decomposição austenítica num resfriamento contínuo. A Fig.2.3, por exemplo, mostra um diagrama TRC para um aço microligado com composição 0,077%C, 1,28%Mn, 0,045%Nb, 0,053%V, 0,027%Ti estudado por Zhao et al. (2003). Para taxas de resfriamento entre 10 e 50°C/s, as microestruturas obtidas são ferrita bainítica (BF) e ferrita acicular (AF). Para taxas menores que 7,5°C/s, foi obtida a ferrita poligonal (PF), sendo que para taxas maiores de 1°C/s a perlita (P) foi suprimida da microestrutura. A Fig.2.4(a) mostra a microestrutura deste material para uma taxa de resfriamento igual a 0,1°C/s e a Fig.2.4(b) para uma taxa de 1°C/s.

Figura 2.3: Diagrama TRC do aço microligado baixo carbono (Zhao et al., 2003)

Figura 2.4: Microestruturas do aço microligado baixo carbono: a) Taxa de resfriamento de 0,1 °C/s: microestrutura de PF + P; b) Taxa de resfriamento de 1 °C/s: microestrutura de PF + AF + P em pequena quantidade (Zhao et al., 2003)

A Fig.2.5 mostra um diagrama TRC para um aço API 5L X80 de composição 0,065%C, 0,29%Si, 1,55%Mn, 0,015%P, 0,003% Al, 0,28%Mo, 0,076%Nb e 0,020%Ti estudado por Cizek et al. (2005). As taxas de resfriamento foram compreendidas entre 0,1 e 100 °C/s. O autor verificou que para baixas taxas de

resfriamento são formadas pequenas quantidades de perlita (P) e bainita (B). Para altas taxas pode-se obter ferrita bainítica (BF) e uma pequena quantidade de Martensita (M). A Fig.2.6 apresenta a evolução destas microestruturas em função da taxa de resfriamento empregada.

Figura 2.5: Diagrama TRC de um aço API 5L X80 (Cizek, et al., 2005).

Figura 2.6: Microestruturas de um aço API 5L X80: a) Taxa de resfriamento de 0,1°C/s: microestrutura de PF + B; b) Taxa de resfriamento de 0,3°C/s: microestrutura de PF + B; c) Taxa de resfriamento de 1°C/s: microestrutura de QF + GF; d) Taxa de resfriamento de 18°C/s: microestrutura de GF; e) Taxa de resfriamento de 95°C/s: microestrutura de BF + M; (Cizek, et al., 2005).

Um estudo da transformação durante o resfriamento contínuo para um aço API 5L X80 nacional foi conduzido por Ramirez (2008) através de ensaios de dilatométrica. Este aço foi produzido por laminação controlada sem resfriamento acelerado, com espessura de 19 mm. A microestrutura obtida após o processo de laminação foi de ferrita poligonal, agregados eutetóides (como perlita degenerada e possível bainita) e microconstituente MA. O tamanho médio do grão da matriz ferrítica é 5,1µm. A Fig. 2.7 mostra as micrografias (após ataque químico com Nital 3%) que foram obtidas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) para este aço na condição como recebido (original).

Figura 2.7: Microestrutura do centro da chapa do aço API 5L X80 nacional (Nital 3%). (a) microestrutura formada por uma matriz de ferrita poligonal (α_p), e agregados eutetóides. (b) Colônia de agregado eutetóide em forma de banda no sentido da laminação. (c) e (d) Grupos de placas paralelas em diferentes direções, muito semelhantes a perlita degenerada ou a bainita (Ramirez, 2008).

As amostras para ensaio de dilatometria foram aquecidas numa taxa de 15°C/s até a temperatura de 900°C onde permaneceram por 2 minutos. Após este procedimento, as amostras foram resfriadas em diferentes taxas entre 0,1 e 40°C/s para avaliação da transformação austenítica deste aço. A Fig.2.8 mostra o diagrama TRC obtido por Ramirez (2008). O diagrama foi construído a partir dos dados das curvas de dilatometria em função do tempo e da temperatura. Para baixas taxas de resfriamento (entre 0.1°C/s e 7°C/s) a microestrutura do aço está composta tentativamente de uma matriz de ferrita e perlita em pouca quantidade e possivelmente bainita. Para uma faixa de maiores taxas de resfriamento a microestrutura é formada por uma matriz de ferrita e bainita.

Figura 2.8: Diagrama TRC e a dureza do aço API 5L X80 nacional em função da taxa de resfriamento (Ramirez, 2008).

A Fig.2.9(a) apresenta uma micrografia do aço API 5L X80 nacional para a taxa de resfriamento de 1°C/s. Nesta condição, Ramirez (2008) encontrou ferrita poligonal com tamanho de grão de 4,9μm de diâmetro e não identificou a presença de MA. Os agregados eutetóides (cementita e ferrita) obtidos no resfriamento a 1°C/s aproximam-se em sua forma tanto da bainita quanto da perlita degenerada.

A Fig.2.9(b) apresenta uma micrografia do aço API 5L X80 nacional para a taxa de resfriamento de 5°C/s. Nesta condição, Ramirez (2008) encontrou ferrita poligonal e, em mínima quantidade, ferrita quase poligonal com tamanho de grão 4,8μm. A Fig.2.9(c) apresenta uma micrografia do aço API 5L X80 nacional para a taxa de resfriamento de 15°C/s. Nesta condição, Ramirez (2008) encontrou uma matriz de ferrita granular refinada e agregados eutetóides. Observou-se também (cor branca) a presença do constituinte MA e de austenita retida distribuídas aleatoriamente na matriz. A matriz ferrítica apresentou um menor tamanho de grão com 3,8μm de diâmetro.

A Fig.2.9(d) apresenta uma micrografia do aço API 5L X80 nacional para a taxa de resfriamento de 40°C/s. Nesta condição, Ramirez (2008) encontrou uma matriz formada por ferrita granular com tamanho de grão 3,2μm, mas não observou ferrita acicular. Foi observada também a presença do constituinte MA (na forma de agulhas

conforme indicada pela seta de cor laranja e mais grosseira, posicionada no contorno de grão, indicada pela seta de cor amarela).

Figura 2.9: Microestruturas de um aço API 5L X80 nacional (Nital 3%): a) Taxa de resfriamento de 1°C/s: microestrutura de ap, B, P; b) Taxa de resfriamento de 5°C/s: microestrutura de α_p , α_q , B; c) Taxa de resfriamento de 15°C/s: microestrutura de α_B , B; d) Taxa de resfriamento de 40°C/s: microestrutura de α_B , α_W , B; (Ramirez, 2008).

A Tab.2.2 apresenta um resumo dos resultados do estudo conduzido por Ramirez (2008). Nesta tabela é possível avaliar as microestruturas formadas, tamanho de grão, fração volumétrica dos agregados eutetóides e microdureza em função da taxa de resfriamento aplicada. Desta maneira é possível avaliar que ao se aumentar a taxa de resfriamento, o tamanho de grão apresenta-se mais refinado, aumenta-se a fração volumétrica dos agregados eutetóides e, por consequência, os valores de dureza aumentam.

Tabela 2.2: Resumo dos resultados de microestrutura e valores de microdureza em função da taxa de resfriamento para o aço API 5L X80 nacional (Ramirez, 2008).

Taxa de resfriamento [°C/s]	Microestrutura obtida	T.G. matriz Ferrítica [μm]	Fração volumétrica de agregados eutetóides [%]	Microdureza [HV03]
original	α_p , B, P	5,1	14	227
0,1	α_p , B, P	5,7	21	180
0,5	α_p , B, P	5,6	24	198
1	α_p , B, P	4,9	25	205
3	α_p , B, P	4,7	21	226
5	α_p , α_q , B	4,8	19	230
7	α_q , B	4,4	22	240
10	α_B , α_q , B	4,4	30	245
15	α_B , B	3,8	29	256
20	α_B , B	3,9	30	254
30	α_B , B	3,6	42	260
40	α_B , α_W , B	3,2	44	272

Com o objetivo de facilitar a visualização da evolução da microestrutura e das propriedades mecânicas do aço API 5L X80 nacional, apresenta-se os resultados da Tab.2.2 na forma de gráficos apresentados na Fig.2.10. Ao analisar as Fig.2.10(a) e Fig.2.10(b) percebe-se que há um aumento pronunciado da fração volumétrica de agregados eutetóides e da dureza do material, respectivamente, a medida que se aumenta a taxa de resfriamento. Para a maior taxa de resfriamento aplicada por Ramirez (2008), no caso 40°C/s, a microestrutura obtida foi de ferrita bainítica granular, martensita e bainita; e a dureza foi de 272 HV (HV03). Esta observação é coerente com os resultados de aço API 5L X80 obtidos por Cizek, et al. (2005) e que foram apresentados nas Fig.2.5 e Fig.2.6. Para a maior taxa de resfriamento aplicada por Cizek, et al. (2005), no caso 95°C/s, a microestrutura obtida foi de ferrita bainítica e martensita; e a dureza foi de 274 HV (HV05).

a)

b)

c)

Figura 2.10: Resumo dos resultados apresentados na Tab.2.2. a) Fração volumétrica de agregados eutetóides vs. Taxa de resfriamento; b) Microdureza vs. Taxa de resfriamento; c) Tamanho de grão vs. Taxa de resfriamento (Ramirez, 2008).

Considerando que os variados ciclos térmicos decorrentes do processo de soldagem multipasses podem modificar severamente as características apresentadas na Fig.2.10, uma preocupação do presente trabalho é com o possível aumento do tamanho de grão austenítico durante o processo de soldagem. O efeito do tamanho de grão austenítico será abordado no capítulo 3, mas é possível afirmar que numa região com tamanho de grão austenítico elevado aliado a uma alta taxa de resfriamento, um aço API 5L X80 pode apresentar microestrutura totalmente martensítica (com baixa tenacidade), uma vez que o aumento do tamanho de grão num material aumenta a sua temperabilidade.

3 FORMAÇÃO DE ZONAS FRÁGEIS LOCALIZADAS

O balanço entre alta resistência e boa tenacidade dos aços grau API, resultante do processo de laminação controlada com ou sem resfriamento acelerado, pode ser deteriorado pelos ciclos térmicos da soldagem, aplicada tanto na etapa final de fabricação do tubo (fechamento em “O”) como na soldagem de campo (montagem dos tubos na linha).

Conforme será detalhado nos tópicos a seguir, alguns estudos demonstram que valores de tenacidade a fratura podem sofrer uma significativa diminuição após ciclos térmicos de soldagem. Estes baixos valores de tenacidade, localizados em regiões específicas da Zona Termicamente Afetada (ZTA), podem ser atribuídos à formação de Zonas Frágeis Localizadas (ZFL ou LBZ do termo em inglês *Local Brittle Zones*) que são pequenas áreas desta região que apresentam uma baixa resistência à fratura por clivagem (Fairchild, 1987).

Como os atuais aços brasileiros de grau API são produzidos sem o resfriamento acelerado, torna-se necessário adicionar quantidades significativas de elementos de liga com o objetivo de incrementar as propriedades mecânicas e de tenacidade do material base (via mecanismos de refino de grão e precipitação). Entretanto, esse recurso apresenta potenciais efeitos detrimenais sobre a tenacidade da ZTA de juntas soldadas. Dentro deste contexto, a correta determinação das propriedades de tenacidade do aço nacional de grau API 5L X80 incorporando a tendência de formação de zonas frágeis localizadas assume papel altamente relevante.

3.1 Fatores que contribuem para a formação de ZFL

Fairchild (1987) e Denys (1989) acreditam que os principais fatores metalúrgicos que contribuem para a formação da ZFL em juntas soldadas e, conseqüentemente, sua baixa tenacidade são:

Aumento do tamanho de grão austenítico durante o aquecimento: o aumento do tamanho de grão austenítico durante o aquecimento aumenta a temperabilidade do material no local. Dependendo da taxa de resfriamento após o processo de soldagem, pode-se obter uma microestrutura martensítica. Os autores Hamad et al. (2008), Ishikawa et al., (2006), Eroglu e Aksoy (2000) e Wu e Davis (2004) também relatam em seus trabalhos a influência do tamanho de grão austenítico sobre a tenacidade de aços ARBL soldados. Particularmente, Hamad et al. (2008) verificaram ao estudar uma junta soldada de aço API 5L X80 que a condição de soldagem que proporcionou a menor tenacidade foi àquela com maior tamanho de grão austenítico. Esta condição proporcionou uma ZTA com grãos mais grosseiros próximo a linha de fusão e teve como microestrutura final a formação de bainita (com predominância da bainita superior) e martensita revenida (devido aos passes subsequentes de soldagem).

Em particular, o aumento significativo no tamanho de grão austenítico aumenta a temperabilidade nesta região e, como consequência, pode-se obter uma microestrutura totalmente martensítica. Vale ressaltar que a maior temperabilidade pode ser avaliada por meio do posicionamento das curvas de transformação apresentadas nos diagramas TRC (ver Fig.2.3, Fig.2.5 e Fig.2.8). Quanto mais deslocadas à direita estiverem estas curvas, maior será a temperabilidade do material. Considerando que o processo de soldagem impõe aporte de calor e que quanto maior este for, maior será a probabilidade de aumentar o tamanho de grão austenítico e, portanto, maiores serão as chances de se obter a microestrutura martensítica. A transformação martensítica normalmente está associada à presença de tensões residuais e esta característica, combinada com seu comportamento frágil, pode culminar com o surgimento de trincas intergranulares advindas da têmpera. Eroglu e Aksoy (2000) ressaltam, entretanto, que a formação de martensita em juntas soldadas de aço baixo carbono também podem ocorrer para soldas conduzidas com baixo aporte de calor. O menor aporte de calor levará a taxas de resfriamento maiores e podem levar a formação de martensita. Os autores obtiveram para um aço com 0,2% de carbono uma microestrutura martensítica na ZTA quando aplicaram um aporte de calor igual a 0,5 kJ/mm enquanto que quando aplicaram um aporte de 2,0 kJ/mm a microestrutura obtida foi de ferrita poligonal e perlita. Adicionalmente, os resultados

de ensaio de impacto *Charpy* que apresentaram a menor energia absorvida são referentes as amostras soldadas com o menor aporte de calor.

Formação de bainita superior (Bu): esta microestrutura normalmente se forma em temperaturas altas. Sua transformação se dá quando há a nucleação de placas de ferrita que crescem lado a lado com os grãos prévios de austenita, durante o resfriamento do material. A ferrita tem baixa quantidade de carbono e, portanto, a interface entre a ferrita e a austenita fica enriquecida de carbono. Com isso, o carbono pode precipitar na forma de carbonetos ou enriquecer a austenita podendo se transformar em martensita. Em ambos os casos, as microestruturas apresentam baixa tenacidade (Denys, 1989).

Esta microestrutura pode ser formada, portanto, sob certas combinações de ciclos térmicos e composição química do aço. E como se forma em altas temperaturas, torna-se resistente à decomposição durante passes subsequentes de soldas multipasses. Uma vez que a formação desta microestrutura ocorre em altas temperaturas, isto pode proporcionar, conforme descrito por Hamad et al. (2008), uma ZTA com grãos mais grosseiros próximo a linha de fusão e uma microestrutura final contendo a bainita superior, a qual apresenta baixa tenacidade.

Formação do constituinte MA: durante os ciclos térmicos de soldagem entre as temperaturas A_{c1} e A_{c3} , definida como região intercrítica, a austenita é enriquecida com carbono (a ferrita fica empobrecida). De acordo com Aihara e Okamoto (1990), durante o aquecimento do material, a cementita se decompõe e fornece carbono para a austenita, mais especificamente, o carbono se difunde rapidamente para o contorno de grão austenítico. Sendo assim, no resfriamento, a austenita se transforma em MA e a ferrita permanece inalterada. Estas ilhas de MA (com alto teor de carbono) normalmente apresentam baixa tenacidade. Segundo Toyoda (1989), a fragilização atribuída ao constituinte MA pode ocorrer por dois motivos: i) a formação de MA se dá com o aumento de volume e provoca uma deformação da matriz no entorno; neste caso, se a matriz tiver baixa tenacidade pode-se formar micro-trincas; ii) como o constituinte MA apresenta uma alta dureza devido o alto teor de carbono, o mesmo

pode sofrer uma fratura e desencadear um processo de falha. Um outro fator que pode diminuir a tenacidade destes aços está relacionado à possível decomposição de MA na forma de carbonetos nos contornos das ilhas de MA, que se decompõem em ferrita, uma vez que os carbonetos fragilizariam esta região.

Entretanto, não é sempre que a baixa tenacidade de um material poderá ser atribuída “simplesmente” à formação do constituinte MA. Conforme mencionado por Ferrer (2003) que estudou as transformações de fases de aços TRIP, o constituinte MA contém austenita retida, a qual aumenta a tenacidade destes aços. Sendo assim, Bonnevie (2004) sugere que o provável comportamento frágil dos constituintes MA deve ser avaliado considerando-se o aspecto morfológico (ex: verificar se os constituintes apresentam formas alongadas ou não, apresentam um aumento significativo de tamanho ou não) e não somente a sua fração e distribuição na matriz. O autor ressalta que para uma dada fração de constituinte MA, à medida que estes constituintes aumentam de tamanho, o espaçamento entre eles se modifica. Isto aumenta a tensão efetiva nos constituintes MA e ajuda na formação de trincas na interface da matriz com o MA.

Precipitação de elementos microligantes: a precipitação de elementos microligantes (por exemplo, nióbio e vanádio) pode reduzir consideravelmente a tenacidade da região de grãos grosseiros. Normalmente, o primeiro passe de soldagem dissolve estes elementos na matriz austenítica. Entretanto, partículas de formas irregulares podem coalescer (em solda multipasse), deformando a matriz no entorno (Fairchild, 1987). Wu e Davis (2004) constataram num estudo sobre aços microligados que a precipitação de nióbio durante a fabricação do aço pode gerar uma matriz ferrítica com tamanhos de grãos heterogêneos. A interface gerada pelos diferentes tamanhos de grão pode favorecer o processo fratura devido a dissimilaridade de propriedades mecânicas neste local.

3.2 Transformações na Zona Termicamente Afetada

A soldagem é um processo caracterizado por um elevado aquecimento dos materiais em uma região contígua ao cordão da solda. Os aspectos relativos ao fluxo de calor e à distribuição de temperatura na soldagem exercem significativa influência sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de uma junta soldada de aços ARBL. Como será descrito a seguir, analisando as soldagens monopasse e multipasse, a ZTA pode apresentar uma grande incidência de zonas microestruturalmente heterogêneas e de constituintes altamente fragilizantes, o que pode diminuir acentuadamente a tenacidade de uma junta soldada.

3.2.1 Soldagem Monopasse

A influência do ciclo térmico sobre a resistência mecânica e tenacidade de uma junta soldada *monopasse* pode ser ilustrada por meio da Fig.3.1 a qual apresenta de forma simplificada o (severo) gradiente de temperatura sobre uma estreita região próxima à linha de fusão em conjunção com uma parte do diagrama de equilíbrio ferro-carbono (Toyoda, 1989).

Figura 3.1: Ciclo térmico e transformação de fases esquemática para uma junta soldada monopasse (Toyoda, 1989).

A Fig.3.1 mostra basicamente quatro regiões afetadas pelo calor numa soldagem monopasse, conforme descrição abaixo (Toyoda, 1989; Winsor, 1989):

Região de Crescimento de Grão ou Região de Grãos Grosseiros (RGG): a região de grãos grosseiros está próxima à interface com o metal de solda. O crescimento de grão ocorre na faixa de temperaturas de 1100°C a 1500°C. O maior tamanho de grão austenítico favorece a temperabilidade do aço com consequente formação de martensita sob taxas de resfriamento típicas do processo de soldagem. A formação deste tipo de microestrutura diminui consideravelmente a tenacidade do material.

Região Recristalizada ou Região de Grãos Finos (RGF): o material na região de grãos finos também está austenitizado, mas como a temperatura não é suficientemente elevada, o crescimento do tamanho de grão não é significativo. Nos aços estruturais, esta região pode ocorrer na faixa de temperaturas entre 1100°C e 900°C. A temperabilidade desta região é reduzida e, normalmente, apresenta boa

resistência mecânica e ductilidade. Entretanto, se a taxa de resfriamento for suficientemente elevada ou se o teor de elementos de liga for favorável à transformação, será possível a formação de martensita.

Região Parcialmente Recristalizada ou Região Intercrítica (RIC): na região intercrítica, que ocorre na faixa de temperaturas entre 900°C e 750°C, há apenas transformação parcial da austenita, onde a perlita é a microestrutura que predominantemente dá origem à austenita. A microestrutura resultante será refinada, entretanto, os teores de carbono dessa austenita são maiores que os valores nominais dos aços (devido a partição de carbono). Dependendo da velocidade de resfriamento, essa austenita pode decompor-se em perlita, bainita ou ilhas de martensita-austenita (MA). Essa região pode apresentar propriedades mecânicas piores que as do material base.

Região Subcrítica (RSC): nesta região, não ocorre nenhuma transformação austenítica, mas ainda assim o aço pode sofrer efeitos da temperatura. Em aços na condição de laminado a quente ou normalizado, as alterações microestruturais são pequenas e basicamente se resumem a uma pequena degeneração da perlita. Em aços temperados, há um revenimento da martensita previamente formada e consequentemente há uma redução da resistência mecânica desta região em relação ao metal base.

A largura da ZTA e a extensão de cada região descrita anteriormente dependem diretamente da quantidade de calor gerada pelo procedimento de soldagem (aporte de calor). Aportes de calor elevados resultam em taxas de resfriamento mais lentas; consequentemente, o aporte de calor representa um fator determinante para a microestrutura final resultante.

3.2.2 Soldagem Multipasse

O caso de juntas soldadas *multipasses* de aços microligados é significativamente mais complexo em comparação as juntas obtidas por um único passe de soldagem. Os diversos ciclos térmicos associados à sequência de passes de soldagem utilizada para o depósito de material na junta soldada provocam alterações microestruturais significativas.

Da mesma forma que na soldagem monopasse, a ZTA de uma junta soldada multipasse possui regiões microestruturalmente heterogêneas e que são classificadas de acordo com a temperatura atingida durante o processo de soldagem. Na soldagem monopasse, a região de grãos grosseiros (RGG) da ZTA é normalmente a de tenacidade mais baixa. Na soldagem multipasses, entretanto, a RGG pode ter a microestrutura alterada pelos passes subsequentes, sendo desta forma subdividida em quatro regiões (Toyoda, 1989):

SCGC (*Subcritically reheated grain-coarsened*): Região de grãos grosseiros reaquecida subcriticamente (abaixo de A_{C1});

ICGC (*Intercritically reheated grain-coarsened*): Região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente (entre A_{C1} e A_{C3});

SCGR (*Supercritically reheated grain-refined*): Região de grãos refinados, reaquecida supercriticamente (acima de A_{C3} e abaixo de 1200°C);

UAGC (*Unaltered grain-coarsened*): Região de grãos grosseiros inalterada (reaquecida abaixo de 200°C ou acima de 1200°C).

A Fig.3.2 apresenta as subregiões da RGG da ZTA, oriundas de soldagem multipasses. Nesta figura, Toyoda (1989) representa a obtenção das microestruturas através de simulação térmica. Nestes procedimentos, foram aplicados dois picos de

temperatura: o primeiro pico (T_{p1}) é de 1400°C e o segundo pico (T_{p2}) está parametrizado com as temperaturas A_{c1} e A_{c3} .

Figura 3.2: Formação de zonas de fragilização localizadas em juntas soldadas multipasses (Toyoda, 1989).

Na soldagem multipasses considerou-se durante algum tempo que a região da ZTA com mais baixa tenacidade seria a RGG referente ao último passe, onde microestruturas de alta dureza não sofrem o revenimento causado pelo passe anterior. Com o desenvolvimento de aços com carbono equivalente mais baixo e menor temperabilidade, verificou-se que a região da ZTA com menor tenacidade pode ser a RGG reaquecida intercriticamente (entre as isothermas A_{c1} e A_{c3}). Durante o ciclo térmico intercrítico de soldagem ocorre parcial transformação da austenita, particularmente onde estabilizadores como Mn e C estão segregados na microestrutura inicial. No resfriamento essas regiões de alto carbono transformam-se em perlita/bainita ou em constituintes MA, dependendo da temperabilidade da austenita e da taxa de resfriamento.

A composição química de dois aços (Aço A e Aço B) normalizados é apresentada na Tab.3.1 (Toyoda, 1989). Estes aços foram submetidos a dois ciclos simulados de soldagem. A temperatura do primeiro pico é $T_{p1} = 1400^{\circ}C$ e o tempo de resfriamento

entre as temperaturas de 800°C e 500°C é de 20 s ($\Delta t_{8-5} = 20s$). A temperatura do segundo ciclo varia conforme mostrado na Fig.3.3.

Tabela 3.1: Composição química (% massa) de dois aços normalizados que foram submetidos a ciclos simulados de soldagem (Toyoda, 1989).

	C	Si	Mn	Cu	Ni	Nb
Aço A	0,11	0,37	1,50	0,22	0,21	0,027
Aço B	0,18	0,35	1,46	----	----	----

A Fig.3.3 mostra como os valores de tenacidade à fratura (medidos pelo parâmetro CTOD – *Crack Tip Opening Displacement*) destes dois aços que tiveram suas microestruturas simuladas termicamente variam com o segundo pico de temperatura (T_{p2}) do ciclo térmico de soldagem. Neste caso, observa-se que as regiões *UAGC* (inalterada), *SCGC* (reaquecida subcriticamente) e *ICGC* (reaquecida intercriticamente) têm valores de CTOD inferiores a 0,1 mm (obtidos numa temperatura de -10°C) e que, das três, a região *ICGC* apresenta a menor tenacidade, apesar de todas apresentarem o mesmo tamanho de grão austenítico (Toyoda, 1989).

Figura 3.3: Ensaio CTOD vs. pico de temperatura do segundo ciclo térmico de soldagem de corpos-de-prova contendo microestrutura simulada para os aços apresentados na Tab.3.1. Sendo que $T_{p1} = 1400^{\circ}\text{C}$ e $\Delta t_{8-5} = 20\text{s}$ (Toyoda, 1989).

Vishnu (1984) menciona que resultados similares foram obtidos em ensaios de CTOD para corpos-de-prova cujo entalhe foi posicionado na ICGC resultante de soldagem multipasses. O autor constatou que esta queda na tenacidade se deu principalmente pela formação de constituinte MA e agregados ferrita-carboneto, sendo o primeiro considerado o mais prejudicial à tenacidade.

Como mencionado, quando a região de grãos grosseiros da ZTA é reaquescida a temperaturas entre A_{C1} e A_{C3} a austenita é nucleada nas regiões de alto carbono, e no resfriamento subsequente estas regiões de alto carbono podem transformar-se em MA, contribuindo desta forma para diminuir a tenacidade desta região. A presença de constituinte MA é geralmente considerada o principal fator de redução da tenacidade da ZTA. Entretanto, é também conhecido que a perda de tenacidade da ZTA não é somente devido à presença dos constituintes MA, mas à sua distribuição e

morfologia, bem como à microestrutura da matriz (Toyoda, 1989; Vishnu, 1984; Zhang, 1987).

4 AVALIAÇÃO DE TENACIDADE EM JUNTAS SOLDADAS

4.1 Breve introdução à Mecânica da Fratura

Procedimentos convencionais utilizados para avaliação estrutural de dutos geralmente utilizam critérios simplificados incorporando mecanismos de colapso plástico e as propriedades mecânicas do material. Estes métodos estabelecem critérios de aceitação de defeitos baseados em dados experimentais limitados a aços estruturais de baixa resistência, os quais não refletem necessariamente o mecanismo de falha real (por exemplo, crescimento estável de defeito macroscópico antes do colapso do duto) e nem consideram requisitos específicos para aços estruturais de alta resistência correntemente em uso (Ruggieri, 2001). De acordo com Jones (1984), por muitos anos aceitou-se que a resistência à propagação de fratura dúctil dos aços utilizados em dutos era essencialmente associada a uma tenacidade inerente ou a uma energia absorvida no teste de impacto. No entanto, a propagação de uma fratura em dutos envolve taxas de deformação e condições geométricas bem diferentes daquelas produzidas em corpos-de-prova para ensaio de impacto *Charpy*.

O aumento da plasticidade na região da ponta da trinca com o aumento do carregamento da estrutura representa, em termos genéricos, a dissipação do trabalho das forças externas na forma de energia de deformação plástica. Consequentemente, uma estrutura dúctil contendo um defeito suporta elevados níveis de carga, mesmo após a iniciação e propagação estável da fratura (Ruggieri, 2001). Por isso, em muitos materiais é virtualmente impossível caracterizar o comportamento à fratura através da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL). Sendo assim, uma abordagem alternativa é necessária. Por exemplo, a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) aplica-se a materiais com nível de plasticidade capaz de violar a MFEL (Anderson, 2005). Dentro do contexto da MFEP, os parâmetros de caracterização de fratura para os materiais plasticamente deformáveis como o parâmetro *CTOD* (escola inglesa) e a integral *J* (escola americana) apresentam larga aplicabilidade.

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) é, então, uma alternativa desenvolvida para o estudo da fratura em materiais de comportamento não-linear exibindo considerável plasticidade na ponta da trinca. Como já foi citado, o parâmetro $CTOD$ e a integral J se apresentam como parâmetros de caracterização de fratura para materiais plasticamente deformáveis. Entretanto, este trabalho irá abordar apenas o parâmetro $CTOD$ por sua grande aplicabilidade no estudo da tenacidade de juntas soldadas.

4.2 Parâmetro $CTOD$

Quando Wells tentou medir o valor de tenacidade à fratura K_{IC} em uma série de aços estruturais, notou que estes materiais eram muito tenazes para serem caracterizados pela MFEL (Anderson, 2005). Ou seja, atingiram um grau de plastificação na ponta da trinca que invalidava a aplicação da teoria elástica linear.

Ao examinar os corpos-de-prova fraturados, Wells percebeu que o grau de arredondamento da ponta da trinca era proporcional à tenacidade do material. Esta observação o levou a propor o parâmetro $CTOD$ (*Crack Tip Opening Displacement*) como uma medida de tenacidade à fratura do material (Anderson, 2005). Em seu artigo original, Wells realizou análises que relacionavam o $CTOD$ (comumente representado pela letra grega δ) ao fator de intensificação de tensões K (no modo I de sollicitação), obtendo a Eq.(4.1).

$$\delta = \frac{4 \cdot K_I^2}{E \cdot \pi \cdot \sigma_{LE}} \quad (4.1)$$

onde:

δ : valor de $CTOD$;

K_I : fator de intensificação de tensão no modo I de sollicitação;

E : módulo de elasticidade do material;

σ_{LE} : tensão limite de escoamento;

Assim, considerando pequenas deformações na ponta da trinca (*Small Scale Yielding* – *SSY*), o parâmetro *CTOD* tem relação direta com o fator *K* da MFEL, porém os limites de validade deste parâmetro são maiores do que aqueles estabelecidos na MFEL. Entretanto, o comportamento a fratura para materiais dúcteis com considerável deformação plástica não pode ser avaliado por meio da metodologia *SSY*. Para materiais dúcteis, deve-se incorporar à Eq.(4.1) uma parcela referente à deformação plástica, conforme será mostrado no próximo item deste capítulo.

Há uma série de definições alternativas para o parâmetro *CTOD*, sendo as duas mais comuns apresentadas na Fig.4.1. Estas são denominadas como *deslocamento na ponta original da trinca* e o *deslocamento na intersecção do vértice de 90° com o flanco da trinca* (ou *intercepto a 90°*). A última é mais utilizada em análises numéricas por elementos finitos (Anderson, 2005).

Figura 4.1: Definições alternativas de *CTOD*. a) deslocamento na ponta original da trinca; b) intercepto a 90° (Anderson, 2005).

4.2.1 Medição experimental de *CTOD*

A medição experimental de *CTOD* pode ser realizada utilizando corpos-de-prova SE(B) de flexão em três pontos dotados de trinca central unilateral, como apresenta a Fig.4.2 (Anderson, 2005).

Figura 4.2: Corpo-de-prova SE(B) (Anderson, 2005).

Antes do ensaio de CTOD propriamente dito, é necessário abrir uma pré-trinca de fadiga na continuação do entalhe usinado. O cálculo da carga máxima de fadiga (P_f) depende das características geométricas iniciais tais como a_0 (tamanho de trinca inicial) e b_0 (ligamento remanescente inicial), conforme Eq.(4.2).

$$P_f = \frac{0,4 \cdot B \cdot b_0^2 \cdot \sigma_f}{(2 \cdot W + a_0)} \quad (4.2)$$

onde:

P_f : carga máxima de fadiga;

B : espessura do corpo-de-prova;

b_0 : ligamento remanescente ($W - a_0$);

W : largura do corpo-de-prova;

a_0 : tamanho inicial da trinca;

σ_f : é a média entre os valores de limite de escoamento e limite de resistência, obtidos no ensaio de tração.

O cálculo dos valores de CTOD é usualmente conduzido por meio do método da rótula plástica descrito pela norma BS7448 (1991). Conforme pode ser visto na Eq.(4.3), tal método divide o CTOD (δ) total em duas componentes: uma parcela elástica (dependente do fator de intensidade de tensão) e outra plástica (dependente

da parcela plástica do carregamento), sendo que ambas dependem das características geométricas do corpo-de-prova. O ponto central do modelo da rótula plástica é a hipótese de que o espécime SE(B) se deforma ao redor de um ponto rotular fixo, posicionado ao longo do ligamento remanescente da trinca por um fator r_p . Tal hipótese permite que, por meio de semelhança de triângulos, a parcela plástica do CTOD seja diretamente obtida da abertura da ponta da trinca plástica V_p , como esquematiza a Fig.4.3.

$$\delta = \left[\left(\frac{P \cdot S}{B \cdot W^{1,5}} \cdot f(a_0 / W) \right)^2 \cdot \frac{(1 - \nu^2)}{2 \cdot \sigma_{LE} \cdot E} \right] + \left[\frac{r_p \cdot (W - a_0) \cdot V_p}{r_p \cdot W + 0,6 \cdot a_0 + z} \right] \quad (4.3)$$

onde:

P : Carga obtida do diagrama Carga vs. CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*)

S : distância entre os roletes de apoio (*span*)

B : Espessura do corpo-de-prova

W : Largura do corpo-de-prova

a_0 : Tamanho inicial da trinca

$f(a_0/W)$: Fator que depende da geometria do corpo-de-prova

ν : Coeficiente de Poisson

σ_{LE} : Limite de escoamento corrigido para a temperatura na qual o ensaio de CTOD foi conduzido

E : Módulo de elasticidade

r_p : Fator rotacional plástico. Adotado 0,4 pela BS7448.

V_p : Parcela plástica do deslocamento

z : Espessura das “facas” de fixação do *clip gage* utilizado para medição do CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*) o qual está representado pela letra V na Fig.4.3.

Figura 4.3: Modelo da rótula plástica aplicado para estimar o valor de CTOD (Anderson, 2005).

A metodologia brevemente reportada é largamente aplicada na prática para a determinação experimental de CTOD e fornece resultados bastante acurados para materiais homogêneos e corpos-de-prova com trinca profunda. Porém, dentro do interesse do presente trabalho, o método apresenta algumas limitações com relação à aplicação em juntas soldadas (cujas propriedades dos metais de base e adição podem apresentar heterogeneidades das características mecânicas). A presença de tais dissimilaridades (usualmente denominadas *weld strength mismatch*) altera a distribuição de tensões à frente do defeito e, conseqüentemente, a posição do ponto rotular, invalidando a estrita aplicação dos procedimentos correntes. A Fig.4.4(a) ilustra esquematicamente a deformação assimétrica de corpos-de-prova SE(B) com diferentes propriedades entre o metal de base (MB) e metal de solda (MS). Aqui, é ilustrado um metal de solda mais resistente (HS-*higher strength*) em relação ao metal de base (LS-*lower strength*), conforme apresentado por Donato (2008).

Com o objetivo de evitar a propagação de possíveis erros na medição experimental do CTOD para a avaliação do efeito da formação de zonas frágeis nos valores de tenacidade, os valores de CTOD utilizados no presente trabalho foram calculados por meio da BS7448 em sua forma original e recalculados utilizando análises numéricas desenvolvidas por Donato (2008), as quais reportam valores do fator rotacional plástico específicos para a aplicação em juntas soldadas dissimilares. A formulação aplicada permanece inalterada (vide Eq.(4.3)), porém, os fatores rotacionais plásticos são definidos como função da geometria da junta soldada e do nível de

dissimilaridade mecânica. A Fig.4.4(b) apresenta os resultados de Donato (2008) passíveis de utilização no presente trabalho, na qual M_L representa o nível de dissimilaridade (*Mismatch Level*) e h representa a largura do cordão de solda. Nota-se a pequena influência da dissimilaridade para trincas profundas. Por exemplo, quando a razão a/W for igual a 0,5 e o M_L for igual a 1 (*evenmatch*), o valor de r_p gira em torno de 0,44. Por outro lado, trincas rasas apresentam grande sensibilidade para qualquer nível de dissimilaridade e a avaliação de CTOD pode sofrer desvios expressivos.

Figura 4.4: (a) ilustração esquemática da deformação assimétrica de juntas interfaciais dissimilares e (b) fatores rotacionais para uso com as propriedades do material menos resistente da junta (LS), para largura de cordão de 10mm em função da geometria e grau de dissimilaridade (Donato, 2008).

Os valores de carga (P) e parcela plástica do deslocamento (V_p), definidos na Eq.(4.3) para cálculo de CTOD, devem ser obtidos por meio do diagrama *Carga vs. CMOD* (*Crack Mouth Opening Displacement*). Segundo a norma BS7448 (1991), quando for observada uma queda repentina de carga (definida como *pop-in*) superior a 1%, a carga (P) deve ser obtida imediatamente antes desta queda. Um exemplo que ilustra estes parâmetros pode ser visto na Fig.4.5 e é referente a um corpo-de-prova ensaiado neste trabalho (o mesmo será detalhado no capítulo de resultados). Neste exemplo, nota-se que a carga utilizada para o cálculo de CTOD foi $P=28,35\text{ kN}$. A partir do ponto utilizado para se determinar o valor da carga, traça-se uma reta paralela ao trecho reto da curva obtendo-se assim o valor de V_p .

Figura 4.5: Curva de Carga vs. CMOD para o corpo-de-prova SE(B).

Adicionalmente, a norma BS7448 (1991) inclui a seguinte nomenclatura para os valores de CTOD críticos que descrevem o comportamento à fratura do corpo-de-prova:

- δ_c : representa o CTOD crítico no início da fratura instável com crescimento estável de trinca inferior a 0,2mm. Isto corresponde ao patamar inferior (*lower shelf*) dos aços onde o mecanismo de fratura é a clivagem.
- δ_u : representa o CTOD crítico no início da fratura instável com crescimento estável de trinca maior ou igual a 0,2mm.
- δ_m : representa o valor de CTOD definido no ponto de carga máxima (*maximum load plateau*). Isto corresponde ao patamar superior (*upper shelf*) dos aços onde o mecanismo de fratura é dúctil.

4.3 Práticas recomendadas para avaliação da tenacidade de juntas soldadas

Normalmente, ensaios de tenacidade à fratura em juntas soldadas requerem que os entalhes e pré-trincas de fadiga (por exemplo, de corpos-de-prova SE(B)) sejam posicionados numa região específica, onde se pretende fazer a avaliação. Quando o objetivo for conduzir testes de tenacidade à fratura na ZTA, alguns procedimentos e normas tais como API RP 2Z (2005) e BS7448 (1991) recomendam que a ponta da trinca intercepte grande quantidade (da ordem de 75%) de microestruturas de grãos grosseiros, a fim de produzir resultados representativos. Para facilitar a localização da ponta da trinca na região de grãos grosseiros, uma prática comum é usar uma junta do tipo “½ V” ou “K” com uma das arestas reta e perpendicular à superfície da chapa, conforme visto na Fig.4.6 (Toyoda, 1989). A junta K é normalmente utilizada para avaliação de chapas grossas, com espessuras superiores a 1 polegada.

Figura 4.6: Macrografia da junta soldada tipo K (Toyoda, 1989).

O critério para posicionamento do entalhe na região de interesse foi definido utilizando recomendações da norma DNV OS-F101 (2000) para aceitação de projetos em relação a possíveis modos de falhas estruturais de sistemas dutoviários. Primeiramente, deve-se fazer uma macrografia na junta a ser ensaiada (conforme Fig.4.6) para identificar a linha de fusão (trata-se da transição entre o metal de solda e a zona termicamente afetada). O entalhe deve ser usinado a uma distância de 1 mm a partir da linha de fusão e em direção ao metal base contíguo ao lado reto da junta. Este critério foi adotado para aumentar a probabilidade de que tal entalhe fosse posicionado na região de grãos grosseiros da ZTA (possivelmente, a região de menor tenacidade).

Denys (1987) recomenda que após o teste de tenacidade a fratura (CTOD) seja feita uma análise metalográfica para verificar se a ponta da trinca de fadiga realmente interceptou regiões de baixa tenacidade (ZFL) por meio de microscopia óptica (MO) ou eletrônica de varredura (MEV). A Fig.4.7 apresenta um desenho esquemático com a sequência de seccionamento de uma junta soldada, conforme recomendação da API RP 2Z (2005), para a preparação metalográfica. Após o ensaio de CTOD, o corpo-

de-prova deve ser separado em duas partes. A metade que contém o metal de solda deve ser submetido a uma sequência de cortes (seção A-A, Fig.4.7) e em seguida ser submetido a exame metalográfico, com o objetivo de averiguar se a frente de trinca interceptou a região de interesse.

Figura 4.7: Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada (API RP 2Z, 2005).

5 MATERIAL E MÉTODOS

5.1 Material Utilizado

O material utilizado neste trabalho é o aço API 5L X80 desenvolvido no Brasil pela *USIMINAS*, produzido por laminação controlada (sem resfriamento acelerado) e com composição química apresentada na Tab.5.1.

Tabela 5.1: Composição química (% massa) do aço API 5L X80 nacional.

C	Mn	Si	Al	Nb	V	Cr	Ni	Mo	Ti	N
0,04	1,85	0,18	0,033	0,073	0,005	0,32	0,02	0,03	0,016	0,0037

Considerando a composição química apresentada na Tab.5.1 e utilizando a Eq.(2.2) para cálculo de Pcm segundo a norma API 5L (2000), observa-se que o aço API 5L X80 utilizado neste estudo apresenta Pcm igual a 0,17. Como o valor está abaixo de 0,25, atende os requisitos da API para garantir boa soldabilidade e pequena propensão a trincas durante a soldagem.

5.2 Preparação da chapa de aço API 5L X80

Para obtenção dos corpos-de-prova utilizados neste trabalho, foi necessário preparar uma chapa de aço API 5L X80, sendo que a mesma foi soldada utilizando processo manual com eletrodo revestido (solda multipasse) e cordão de solda paralelo à direção longitudinal da chapa, que é a direção de laminação.

Foram obtidos corpos-de-prova para ensaios de tração, impacto *Charpy* e CTOD. Vale ressaltar em relação ao sentido de extração dos corpos-de-prova que LT significa que o corpo-de-prova foi extraído na direção longitudinal (L), ou seja, na direção de laminação da chapa; e a trinca (quando for o caso) se propagará na direção transversal (T). A direção TL significa corpo-de-prova no sentido transversal e trinca propagando no sentido longitudinal.

As dimensões gerais da chapa e o *lay-out* de extração dos corpos-de-prova para os ensaios mencionados podem ser visualizados na Fig.5.1. A quantidade de corpos-de-prova extraídos pode ser observada na Tab.5.2. Os corpos-de-prova para ensaio de tração (tanto cilíndricos, como retangulares) foram obtidos apenas na condição de metal base (MB). Já para os de ensaio de impacto *Charpy* e de CTOD, foram obtidos nas condições de MB e ZTA (neste caso, o entalhe foi posicionado na zona termicamente afetada). Entretanto, os corpos-de-prova com entalhe na ZTA foram obtidos apenas na direção TL, os demais tanto na TL como na LT.

Figura 5.1: Dimensões principais da chapa de aço API 5L X80 soldada no sentido longitudinal por eletrodo revestido e localização dos corpos-de-prova para ensaios de impacto Charpy, tração e CTOD.

Tabela 5.2: Quantidade de corpos-de-prova extraídos da chapa da Fig.5.1.

TIPO	SENTIDO	SENTIDO
	“TL”	“LT”
Charpy com entalhe na ZTA (Junta 1/2V)	21	-----
Charpy com entalhe no MB	21	21
Tração retangular - MB	03	03
Tração Cilíndrico - MB	03	03
SE(B) com entalhe no MB	12	-----
SE(B) com entalhe na ZTA (Junta 1/2V)	23	-----

Para a preparação da chapa, foi especificado um chanfro numa configuração “1/2V”, ou seja, com um dos lados retos. O objetivo era facilitar o posicionamento do entalhe (no caso dos corpos-de-prova de impacto *Charpy* e CTOD) exatamente na zona termicamente afetada (ZTA), pois se trata de uma região mais propensa a ZFL. O detalhe desta junta pode ser observado na Fig.5.2, para a chapa de espessura inicial igual a 19mm.

Figura 5.2: Desenho da junta 1/2V projetada.

Com esta configuração de junta, a largura do cordão de solda (h) fica entre 9 mm e 12 mm. Sendo assim, pode-se considerar que a Fig.4.4(b) proposta por Donato (2008) para determinação do rp específico e que utiliza $h = 10$ mm é passível de utilização no presente trabalho.

Conforme mencionado, a junta projetada foi a 1/2V para garantir que um dos lados do chanfro fosse reto e, assim, posicionar os entalhes nos corpos-de-prova de impacto *Charpy* e de CTOD exatamente na ZTA. Para isso, se fez necessária uma macrografia na superfície onde o entalhe seria posicionado para revelar as diferentes microestruturas. Seguindo recomendações da DNV OS-F101 (2000), a partir da linha de fusão (transição entre metal de solda e ZTA) foi traçada uma linha com distância de 1mm na direção do metal base (a partir do lado reto da junta), conforme indicação na Fig.5.3. O entalhe e posteriormente a pré-trinca de fadiga foram posicionados neste local.

Figura 5.3: Desenho esquemático para ilustrar o posicionamento do entalhe na ZTA, seguindo as recomendações da DNV-OS-F101 (2000).

5.2.1 Perfil de microdureza

As medições de microdureza *Vickers* foram realizadas em microdurômetro Shimadzu HMV-2 sobre a junta soldada de uma das amostras, conforme representação na Fig.5.3. Ainda considerando a Fig.5.3, as medições foram efetuadas na região central

da chapa e tiveram início no MB do lado esquerdo da figura, prosseguindo até o MB do lado direito, totalizando uma extensão linear de 18,4 mm. O objetivo foi avaliar as possíveis variações de microdureza entre MB, ZTA e MS. A carga utilizada foi de 100g, tempo de aplicação de 15 segundos e espaçamento longitudinal linear médio entre impressões de 0,1 mm, utilizando-se, quando necessária, defasagem transversal (para cima ou para baixo) de 0,25 mm para garantir a isenção entre impressões consecutivas. Após identificada a região da ZTA, foram impressos na região pontos adicionais com intervalo de 0,05 mm com o objetivo de refinamento do perfil pretendido.

5.3 Ensaio de tração

A norma API 5L define valores mínimos de resistência mecânica em tração para os diversos graus de aços (desde o X42 até o X80). Estes valores devem ser obtidos em corpos-de-prova retirados paralelamente à direção de laminação (longitudinal), com espessura igual à da chapa original (neste estudo, 19mm).

Para este ensaio, extraiu-se 3 corpos-de-prova na direção longitudinal e 3 na direção transversal da chapa, ambos retangulares. E, adicionalmente, foram obtidos corpos-de-prova cilíndricos, 3 em cada direção, para ensaios de tração convencional, seguindo a norma ASTM E8M (2004), para verificação da influência das dimensões do corpo-de-prova nas propriedades medidas.

Os corpos-de-prova cilíndricos para ensaio de tração possuem diâmetros de 6mm e os retangulares possuem dimensões de seção transversal iguais a 12,5x19mm; ambos foram usinados e ensaiados (na temperatura ambiente) conforme a norma ASTM E8M (2004) na condição de metal base.

Os ensaios uniaxiais de tração foram realizados à temperatura ambiente, numa máquina universal de ensaios *MTS 810* de 250 kN de capacidade máxima. Com estes ensaios, se determinou a resistência mecânica (limites de escoamento e resistência), ductilidade (alongamento total em 50 mm para os corpos-de-prova retangulares e em

25mm para os cilíndricos) e o expoente de encruamento (segundo a equação de Ramberg-Osgood) do material em estudo. Neste trabalho, o módulo de elasticidade (E) foi adotado $E = 207\text{GPa}$. A Eq.(5.1) de Ramberg-Osgood é uma lei potencial que estabelece a relação entre a deformação plástica e a tensão (para um carregamento uniaxial) (Anderson, 2005):

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^N \quad (5.1)$$

onde,

σ_0 : é o valor da tensão de referência que é usualmente igual ao limite de escoamento.

ε_0 : é a relação entre a tensão de referência e o módulo de elasticidade $\varepsilon_0 = \frac{\sigma_0}{E}$.

α : é uma constante adimensional e foi adotada igual a 1.

N : é o expoente de encruamento para a equação de Ramberg-Osgood.

A força aplicada foi medida por célula de carga de 250 kN de leitura máxima e o deslocamento foi medido por extensômetro axial. O extensômetro foi utilizado entre o comprimento inicial de 50 mm (para os corpos-de-prova de chapa) ou de 25mm (para os corpos-de-prova cilíndricos) e uma deformação de 3%. Desta deformação até a ruptura, o deslocamento foi medido com um LVDT (*Linear Variable Differential Transformer*), com precisão de 0,0005 mm. O ensaio teve velocidade de 0,35%/min no período controlado por extensômetro, e no restante do ensaio a velocidade de deformação foi de 15 mm/min. Adotou-se marcas a cada 5 mm de distância no comprimento, para medida do alongamento total em 50 mm (A_T^{50mm}) e de 2,5mm de distância no comprimento, para medida do alongamento para total em 25 mm (A_T^{25mm}). As marcas foram realizadas com o auxílio de um calibrador traçador de altura.

5.4 Ensaio de impacto *Charpy*

Para a determinação dos valores de energia de impacto absorvida em função da temperatura do material, um conjunto de 63 corpos-de-prova entalhados para ensaio de impacto *Charpy* foi extraído da chapa de material API 5L X80. As amostras foram usinadas com dimensões nominais de 10x10x55mm e ensaiadas seguindo as recomendações da norma ASTM E23 (2002), num pêndulo de impacto com capacidade para 300J. As temperaturas de ensaio propostas foram: -196°C, -75°C, -50°C, -30°C, 0°C, 22°C e 150°C.

Este ensaio foi conduzido com o objetivo de se determinar a temperatura mais adequada para o ensaio de CTOD (principalmente, para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA). Como será mostrado no capítulo de resultados, os corpos-de-prova para ensaio de impacto *Charpy* com entalhe na ZTA apresentaram uma temperatura de transição dúctil frágil entre -40°C e -50°C. Em função destes resultados, optou-se por conduzir os ensaios de CTOD nas temperaturas de -40°C e -50°C, com fraturas na região de transição e -70°C, garantindo fratura frágil.

Para atingir as temperaturas de ensaio mais baixas, os corpos-de-prova foram imersos numa combinação de álcool etílico e gelo seco, ou em nitrogênio líquido, estabilizados em $\pm 2^\circ\text{C}$ em torno da temperatura desejada, e nestas mantidos por aproximadamente 10 minutos. Após este período o corpo-de-prova era posicionado na máquina de ensaios e o pêndulo liberado em menos de 5 segundos. Foram testados 3 corpos-de-prova em cada direção e temperatura.

Para a análise dos resultados obtidos nesse ensaio foi utilizado o ajuste das curvas através da tangente hiperbólica, conforme proposto por Eircksonkirk e Shaikh (2008).

5.5 Ensaio de CTOD

As dimensões dos corpos-de-prova SE(B) (tanto para MB como para entalhe na ZTA), apresentam espessura $B=17$ mm, largura $W=34$ mm, distância entre os apoios dos roletes $S=136$ mm e uma relação prevista entre o tamanho de trinca (a) e a largura, $a/W=0,5$, conforme recomendações da norma BS7448 (1991). Foram obtidos 12 corpos-de-prova de MB (B1 até B12) e 23 com entalhe na ZTA (Z1 até Z23). Todas estas amostras foram pré-trincadas por fadiga, utilizando uma carga máxima de 14 kN, calculada de acordo com a Eq.(4.2). Após isto, o ensaio de CTOD foi conduzido nas temperaturas de -40°C , -50°C e -70°C , numa máquina universal de ensaios (MTS) servo-controlada e capacidade máxima de 250kN. Para atingir as temperaturas de ensaio, os corpos-de-prova foram imersos numa combinação de álcool etílico e gelo seco, estabilizados em $\pm 2^{\circ}\text{C}$ em torno da temperatura desejada, e nesta mantidos por aproximadamente 10 minutos.

Os dispositivos e adaptações necessárias para a condução dos ensaios nas temperaturas mencionadas encontram-se nas Fig.5.4 a Fig.5.6. A Fig.5.4(a) apresenta o dispositivo de flexão em 3 pontos da marca MTS e o corpo-de-prova SE(B) devidamente posicionado momentos antes da imersão. A Fig.5.4(b) mostra o corpo-de-prova já imerso no banho de álcool e gelo seco. A Fig.5.5 apresenta uma visão geral do equipamento e também da caixa de aço inoxidável especialmente desenvolvida para ensaios em baixas temperaturas. A Fig.5.6 mostra o corpo-de-prova logo após a realização do ensaio de CTOD.

Este ensaio foi realizado com controle por deslocamento (1mm/min), nas diferentes temperaturas mencionadas. Uma vez ensaiados, os corpos-de-prova foram oxidados em estufa (300°C por 30 min) e tiveram suas metades definitivamente separadas utilizando o dispositivo de flexão em 3 pontos. Posteriormente, as fraturas foram mensuradas em projetor de perfil (tamanho inicial e crescimento estável das trincas) e, posteriormente, estes valores foram utilizados para o cálculo do CTOD utilizando a metodologia proposta pela norma BS7448 (1991) e também através da metodologia apresentada por Donato (2008).

a)

b)

Figura 5.4: a) Dispositivo de flexão em 3 pontos e o corpo-de-prova SE(B) devidamente posicionado antes da imersão em álcool e gelo seco; b) Corpo-de-prova SE(B) já imerso.

Figura 5.5: Visão geral do equipamento e da caixa para ensaios em baixas temperaturas.

a)

b)

Figura 5.6: a) e b) Corpo-de-prova logo após a realização do ensaio de CTOD.

5.6 Análise microestrutural

As superfícies das amostras de aço API 5L X80 foram preparadas para análise metalográfica através de lixamento e polimento. Para isso, extraíram-se pequenas amostras de regiões específicas (por exemplo, MB e ZTA) as quais foram embutidas em baquelite. Estas amostras foram lixadas e polidas automaticamente em equipamento Struers Abramin, conforme sequência apresentada na Tab.5.3. Vale ressaltar que esta sequência é aplicada à preparação de 4 (quatro) amostras simultaneamente. O lixamento foi conduzido em granulações de 180 até 1200 *mesh* e, posteriormente, as amostras foram polidas com pastas de diamante de 6 μ m, 3 μ m e 1 μ m. Para elaboração das macrografias, as amostras foram atacadas numa solução de Nital 10% entre 30 e 40 segundos. Para a elaboração de micrografias tanto de MB quanto de ZTA, as amostras foram atacadas numa solução de Nital 2% por um tempo entre 20 e 30 segundos. As micrografias foram obtidas em microscópio ótico LEICA DMLM e também num microscópio eletrônico de varredura (MEV) Philips LX30.

Tabela 5.3: Sequência de operação preparação de amostras de aço API 5L X80 para análises metalográficas.

Passos	Lixa/pano	Tempo [min]	Rotação [rpm]	Lubrificação	Força [N]
1	180#	5	150	Água	250
2	220#	4	150	Água	250
3	320#	4	150	Água	250
4	400#	4	150	Água	250
5	600#	4	150	Água	250
6	1200#	4	150	Água	250
7	6 μ m	5	150	Álcool	250
8	3 μ m	3	150	Álcool	250
9	1 μ m	3	150	Álcool	250
10	1 μ m	3	300	Álcool	150

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Perfil de microdureza da junta soldada

A Fig.6.1 apresenta o perfil de microdureza *Vickers* para a junta soldada do aço API 5L X80. Nota-se uma grande dispersão dos valores de microdureza obtidos possivelmente associada à heterogeneidade microestrutural do material. Por meio desta figura é possível visualizar que 90% destes valores estão compreendidos entre 250 e 350 HV. Adicionalmente, a região da ZTA contígua ao lado reto da junta (distância entre 12 e 14 mm conforme Fig.6.1) apresenta máximos de microdureza *Vickers* da ordem de 380 HV.

Figura 6.1: Perfil de microdureza encontrado na junta soldada do aço API 5L X80.

Conforme já mencionado, uma preocupação do presente trabalho é que o nível de *mismatch* (M_L) entre MS e MB invalide os resultados de CTOD obtidos por meio da norma BS 7448. Para avaliar o M_L no presente trabalho, calculou-se os valores médios de microdureza para o MB (calculado na distância compreendida entre 0 e 2 mm) e para o MS (calculado na distância compreendida entre 4 e 12 mm). O MB apresentou média de 281 HV e o MS de 291 HV. Sendo assim, o M_L (razão entre a

microdureza do MS e a do MB) calculado foi de 1,04 e isto indica que o material foi soldado numa condição praticamente *evenmatch* (mesma resistência mecânica entre MS e MB). Desta maneira, pode-se concluir que os valores de CTOD obtidos pela norma BS 7448 (que utiliza $rp=0,4$) serão muito próximos daqueles obtidos através da metodologia proposta por Donato (2008) e, desta forma, ao utilizar a metodologia da norma BS 7448 para o cálculo de CTOD, não será necessário corrigir os valores de rp .

6.2 Ensaio de tração

Os resultados do ensaio de tração são apresentados nas Fig.6.2 a Fig.6.5. As Fig.6.2 e Fig.6.3 são referentes aos corpos-de-prova cilíndricos retirados de uma chapa de aço API 5L X80 na direção longitudinal e transversal, respectivamente. As Fig.6.4 e Fig.6.5 são resultados dos ensaios de corpos-de-prova retangulares, também extraídos nas direções longitudinal e transversal.

Figura 6.2: Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova cilíndricos retirados de uma chapa de aço API X80 na direção longitudinal.

Figura 6.3: Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova cilíndricos retirados de uma chapa de aço API X80 na direção transversal.

Figura 6.4: Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova retangulares retirados de uma chapa de aço API X80 na direção longitudinal.

Figura 6.5: Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova retangulares retirados de uma chapa de aço API X80 na direção transversal.

O resumo dos resultados do ensaio de tração é apresentado nas Tab.6.1 (corpos-de-prova cilíndricos) e Tab.6.2 (corpos-de-prova retangulares). Nestas tabelas, além dos limites de escoamento (σ_{LE}) e resistência (σ_{LR}), estão presentes os valores obtidos de alongamento total, o expoente de encruamento (N) e a relação entre os limites de escoamento e resistência σ_{LE}/σ_{LR} . Vale ressaltar que as medições do alongamento total dos corpos-de-prova cilíndricos (Tab.6.1) foram obtidas a partir de um comprimento inicial de referência igual a 25 mm (A_T^{25mm}), enquanto que para os corpos-de-prova retangulares (Tab.6.2), o alongamento total foi obtido 50mm (A_T^{50mm}). O módulo de elasticidade (E) adotado para este material foi de 207 GPa.

Tabela 6.1: Resultados dos valores de propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para corpos-de-prova cilíndricos.

Corpos-de-prova Cilíndricos						
Sentido		σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T^{25mm} [%]	N	σ_{LE}/σ_{LR}
Longitudinal	Mínimo	536	690	26,04	8,77	0,775
	Máximo	542	692	27,40		0,786
Transversal	Mínimo	508	650	28,32	8,92	0,753
	Máximo	523	675	28,92		0,805

Tabela 6.2: Resultados dos valores de propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para corpos-de-prova retangulares.

Corpos-de-prova Retangulares						
Sentido		σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T^{50mm} [%]	N	σ_{LE}/σ_{LR}
Longitudinal	Mínimo	554	690	30,60	12,30	0,799
	Máximo	571	693	33,04		0,828
Transversal	Mínimo	489	659	34,9	12,13	0,736
	Máximo	532	664	36,1		0,807

Os resultados do ensaio de tração para o aço API 5L X80 apresentaram-se satisfatórios. Segundo relato do fabricante de tubos é comum obter valores de limite de escoamento inferiores a 550MPa para corpos-de-prova extraídos de chapa. Mas, isto não é considerado preocupante, pois ao deformar a chapa durante o processo de

fabricação do tubo, este alcança o limite de escoamento requisitado pela norma, devido ao encruamento do material.

Ao comparar os resultados de propriedades mecânicas dos corpos-de-prova cilíndricos, ensaiados utilizando como referência a norma ASTM E8M, com os resultados dos corpos-de-prova retangulares conforme a norma API 5L, percebe-se que não há diferenças significativas nos resultados. A norma API 5L (2000) preconiza a utilização de um corpo-de-prova retangular com espessura igual à da chapa original. Algumas vezes, não é possível atender esta exigência por ser necessária a utilização de uma máquina de ensaio de grande capacidade de carga, devido a grande área de seção transversal. Adicionalmente, uma vez que os resultados são praticamente iguais, a utilização de uma seção transversal menor conforme requisitos da ASTM E8M (2004) pode trazer uma economia de material, de equipamento e consequentemente financeira na avaliação de propriedades mecânicas.

6.3 Ensaios de impacto *Charpy*

A Fig.6.6 mostra os valores de energia absorvida para o ensaio de impacto *Charpy* conduzido nas amostras transversais de MB e de ZTA. Este ensaio foi conduzido com o objetivo de se determinar a temperatura mais adequada para o ensaio de CTOD.

Considerando o cálculo da temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) utilizando como critério a média entre os patamares de mínima e máxima energia, o ensaio de impacto *Charpy* com entalhe no MB apresenta $TTDF_{MB} = -85^{\circ}\text{C}$ e o com entalhe na ZTA $TTDF_{ZTA} = -40^{\circ}\text{C}$, obtidas por meio dos resultados apresentados na Fig.6.6. Adicionalmente, é possível visualizar na Fig.6.6 que o patamar inferior de energia para a amostra na condição de MB ocorre para temperaturas menores que -120°C enquanto que para o ensaio na condição de ZTA, a energia absorvida referente ao patamar inferior ocorre em temperaturas inferiores a -70°C . Tomando como

referência uma outra temperatura, por exemplo -50°C , é possível observar que a energia média absorvida pelo corpo-de-prova com entalhe na ZTA está bem próxima daquela correspondente ao do patamar inferior e seu valor é significativamente menor que a do MB (51 J para ZTA e 250 J para MB).

Figura 6.6: Resultado do ensaio de impacto Charpy para as amostras de MB e de ZTA na direção transversal.

Um outro fator que deve ser destacado ao analisar a Fig.6.6 é a grande variação nos valores de energia absorvida para uma mesma temperatura, particularmente para os corpos-de-prova na condição de MB. Para estas amostras, tomando como exemplo a temperatura de -70°C , os valores de energia absorvida variam entre 168 J e 294J. Nesta temperatura, as amostras de MB estão bem próximas da TTDF (-85°C) e podem apresentar certa variação já que o material nesta região de transição ora tem comportamento dúctil (valores altos de energia absorvida) ora comportamento frágil (clivagem). Ao realizar uma análise das superfícies de fratura para as amostras de MB, conforme mostrado na Fig.6.7, foi possível visualizar que para ensaios realizados em temperaturas superiores a -70°C as amostras apresentaram uma grande deformação plástica e não romperam após o ensaio. O não rompimento dos corpos-de-prova gera um atrito bastante significativo entre a máquina de ensaio e os corpos-de-prova e provoca uma dispersão dos resultados. Particularmente para a temperatura de -70°C , além de não romperem, os corpos-de-prova também apresentaram delaminações conforme pode ser observado nas Fig.6.7(d) até (f) e as mesmas podem

contribuir para a variação encontrada nos valores de energia para uma mesma temperatura. Shin et al. (2009) conduziram um estudo sobre a ocorrência de delaminações em aços API 5L X80 através de ensaios de impacto *Charpy*. Os autores relatam que a ocorrência de delaminações pode se dar por diversos fatores, entre eles: a) inclusões do tipo sulfeto de manganês; b) textura; c) falhas intergranulares no contorno de grão da austenita prévia; d) microestrutura bandeada no sentido de laminação; e) uma combinação de todos os fatores. Adicionalmente, os autores concluem em seus estudos (excetuando-se temperaturas muito baixas onde só se tem o mecanismo de clivagem) que à medida que a temperatura de ensaio diminui, aumenta-se a propagação das delaminações.

Figura 6.7: a) até l) Fotos dos corpos-de-prova após o ensaio de impacto Charpy na condição de MB na direção transversal.

Esta variação nos valores de energia absorvida para uma mesma temperatura também pode ser vista para os corpos-de-prova na condição de ZTA. Entretanto, para estas amostras, a variação não foi tão acentuada (como nas amostras de MB) e só ocorreu para temperaturas maiores que -30°C . Tomando como exemplo a temperatura de -30°C , os valores de energia absorvida variam entre 240 J e 264J. Vale ressaltar que para as amostras de ZTA a TTDF é igual a -40°C e, portanto, acima desta temperatura o comportamento do material tende a ser dúctil. A análise das

superfícies de fratura destas amostras são mostradas na Fig.6.8. Destaca-se que para a temperatura de -70°C as amostras não apresentam deformação plástica significativa, conforme apresentado nas Fig.6.8(a) até (c), o que caracteriza um comportamento frágil para estas amostras. Na temperatura de -50°C é possível notar pequena deformação plástica, marcada por expansão lateral dos corpos-de-prova apresentados nas Fig.6.8(d) e (e).

a) $T = -70^{\circ}\text{C}$ e $E = 21\text{ J}$

b) $T = -70^{\circ}\text{C}$ e $E = 38\text{ J}$

c) $T = -70^{\circ}\text{C}$ e $E = 36\text{ J}$

d) $T = -50^{\circ}\text{C}$ e $E = 36\text{ J}$

e) $T = -50^{\circ}\text{C}$ e $E = 92\text{ J}$

f) $T = -50^{\circ}\text{C}$ e $E = 25\text{ J}$

g) $T = -30^{\circ}\text{C}$ e $E = 250\text{ J}$

h) $T = -30^{\circ}\text{C}$ e $E = 264\text{ J}$

i) $T = -30^{\circ}\text{C}$ e $E = 240\text{ J}$

j) $T = 22^{\circ}\text{C}$ e $E = 246\text{ J}$

k) $T = 22^{\circ}\text{C}$ e $E = 255\text{ J}$

l) $T = 22^{\circ}\text{C}$ e $E = 282\text{ J}$

Figura 6.8: a) até l) Fotos dos corpos-de-prova após o ensaio de impacto Charpy na condição de ZTA na direção transversal.

Os resultados de ensaio de impacto *Charpy* para o aço API 5L X80 foram utilizados para determinar a temperatura de ensaio mais adequada para os ensaios de CTOD. Sendo assim, optou-se por conduzir os ensaios de CTOD nas temperaturas de -40°C (referente a TTDF da amostra com entalhe na ZTA), e também nas de -50°C e -70°C por conduzirem o material na condição de ZTA à energia absorvida equivalente ao patamar inferior de energia absorvida. Vale ressaltar que estes resultados dos corpos-de-prova com entalhe na ZTA, se comparados com os de entalhe no MB, demonstram um indício claro de que a tenacidade foi deteriorada por conta do processo de soldagem.

6.4 Ensaios de CTOD

Para obtenção dos valores de CTOD, primeiramente foram obtidas as curvas de *Carga vs. CMOD*. Um exemplo desta curva, referente ao corpo-de-prova Z23 que possui entalhe na ZTA e foi ensaiado a -70°C , está apresentado na Fig.6.9. Esta curva é utilizada para obtenção dos valores de P e V_p definidos na Eq.(4.3) para o cálculo do CTOD. Segundo a norma BS 7448 (1991), quando for observada uma queda repentina de carga (*pop-in*) superior a 1%, a carga (P) deve ser obtida imediatamente antes desta queda. Por exemplo, a carga utilizada para o cálculo de CTOD para a amostra Z23 foi $P=28,35\text{kN}$, conforme Fig.6.9. Utilizando a metodologia descrita nesta norma (através da Eq.(4.3)), o corpo-de-prova Z23 apresentou CTOD crítico igual a 0,087mm.

Figura 6.9: Curva de Carga vs. CMOD para o corpo-de-prova Z23 com entalhe na ZTA ensaiado na temperatura de -70°C e CTOD igual a $\delta_c=0,087\text{mm}$.

A seguir, os resultados de CTOD calculados utilizando as curvas de *Carga vs. CMOD* e a Eq.(4.3) são apresentados separadamente para corpos-de-prova com entalhe no metal base (MB) e para aqueles com entalhe na zona termicamente afetada (ZTA).

6.4.1 Resultados de CTOD para MB

As curvas de *Carga vs. CMOD* para os corpos-de-prova com entalhe no MB foram agrupadas em função da temperatura de ensaio e são apresentadas nas Fig.6.10 a Fig.6.12. A Fig.6.10 apresenta os resultados para a temperatura de -70°C , a Fig.6.11 apresenta os resultados para -50°C e a Fig.6.12 para -40°C . De modo geral, os corpos-de-prova ensaiados nestas condições apresentaram um alto nível de plasticidade, caracterizado pelas curvas de cargas crescentes aliados aos altos valores de CMOD obtidos.

Figura 6.10: Resultados para os corpos-de-prova com entalhe no MB ensaiados na temperatura de -70°C.

Figura 6.11: Resultados para os corpos-de-prova com entalhe no MB ensaiados na temperatura de -50°C.

Figura 6.12: Resultados para os corpos-de-prova com entalhe no MB ensaiados na temperatura de -40°C .

Após determinação das curvas de *Carga vs. CMOD*, os corpos-de-prova foram definitivamente separados para medição da pré-trinca de fadiga em projetor de perfil. As amostras apresentaram uma frente de trinca uniforme e foi notada a presença de delaminações na superfície de fratura, conforme mostrado na Fig.6.13. Adicionalmente, Hippert (2004) e Silva (2004) demonstraram em seus trabalhos que a ocorrência de delaminações provoca quedas repentinas de carga (*pop-in*) nas curvas de *Carga vs. CMOD* e também dispersões bastante significativa dos resultados. Conforme já foi mencionado, quando for observada uma queda repentina de carga superior a 1%, a carga (P) deve ser obtida imediatamente antes desta queda. Sendo assim, caso a delaminação ocorra durante carregamento crescente, a carga (P) a ser utilizada para o cálculo será menor do que a capacidade de carga efetiva do material e isto faz com que o valor de CTOD também seja menor.

a) B1 ($\delta u=0,036$ mm) b) B10 ($\delta u=0,083$ mm) c) B12 ($\delta u=0,099$ mm)

Figura 6.13: Corpos-de-prova com entalhe no MB após ensaio de CTOD e rasgamento para medição da pré-trinca: a) B1 ensaiado a -70°C ; b) B2 ensaiado a -70°C ; c) B12 ensaiado a -70° .

Os valores de CTOD obtidos para os corpos-de-prova com entalhe no MB são apresentados na Fig.6.14 e na Tab.6.3. Ressalta-se que durante avaliação da pré-trinca de fadiga foi constatado que o crescimento estável de trinca foi superior a 0,2mm e, portanto, o CTOD foi definido como CTOD crítico (δu), conforme a norma BS7448 (1991), para todos os corpos-de-prova com entalhe no MB. Entretanto, independentemente da constatação de *pop-in* durante o ensaio, este foi conduzido até o *CMOD* de 3 mm. Sendo assim, a consideração do *pop-in* só ocorreu após o ensaio no momento do cálculo dos valores de CTOD. Este comentário se faz necessário, pois poder-se-ia supor que os valores de CTOD abaixo de 0,1 mm seriam classificados como δc e não como δu . Como as superfícies de fratura são avaliadas após o ensaio e este foi conduzido até o *CMOD* de 3 mm, a propagação de trinca avaliada foi superior 0,2 mm.

Figura 6.14: Resumo dos resultados do ensaio de CTOD para os corpos-de-prova com entalhe no MB.

Tabela 6.3: Detalhes e resultados do ensaio de CTOD para os corpos-de-prova com entalhe no MB.

Identificação dos CP's	Temperatura de ensaio [°C]	a_0 [mm]	a/W	CTOD [mm]
B1	-70	21,38	0,55	$\delta u=0,036$
B2		20,45	0,53	$\delta u=0,088$
B3		20,54	0,53	$\delta u=0,108$
B10		21,15	0,56	$\delta u=0,083$
B11		20,05	0,52	$\delta u=0,126$
B12		20,90	0,55	$\delta u=0,099$
B7	-50	20,24	0,52	$\delta u=0,279$
B8		20,48	0,53	$\delta u=0,207$
B9		20,32	0,52	$\delta u=0,131$
B4	-40	20,88	0,54	$\delta u=0,213$
B5		20,48	0,53	$\delta u=0,244$
B6		20,64	0,53	$\delta u=0,377$

Conforme observado na Fig.6.14 e na Tab.6.3, os valores de CTOD para os corpos-de-prova com entalhes no MB variaram entre 0,036 mm e 0,108 mm para a temperatura de -70°C, 0,207 mm e 0,279 mm para -50°C e 0,213 mm a 0,377 mm para -40°C. As amostras ensaiadas na temperatura de -40°C (e também a -50°C) estão inseridas no patamar superior de energia do ensaio de impacto *Charpy* (conforme visto na Fig.6.6) e isto faz com que estas amostras tenham um comportamento dúctil e apresentem valores de CTOD mais elevados em relação as outras temperaturas de ensaio. Os corpos-de-prova ensaiados a -70°C estão inseridos numa região de transição dúctil-frágil (conforme visto na Fig.6.6) e isto faz com que estas amostras tenham dois possíveis comportamentos: a) comportamento preponderantemente dúctil, o que minimiza o efeito do *pop-in* e promove um valor de CTOD mais alto; b) comportamento preponderantemente frágil, o que acentua o efeito do *pop-in* e promove um valor de CTOD mais baixo. Estes distintos comportamentos dos materiais em função da temperatura de ensaio podem explicar a razão pela qual ocorre variação nos valores de CTOD obtidos.

6.4.2 Resultados de CTOD para ZTA

As curvas de *Carga vs. CMOD* para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA foram agrupadas em função da temperatura de ensaio e são apresentadas nas Fig.6.15 a Fig.6.17. A Fig.6.15 apresenta os resultados para a temperatura de -70°C, a Fig.6.16 apresenta os resultados para -50°C e a Fig.6.17 para -40°C. De modo geral, os corpos-de-prova ensaiados nestas condições apresentaram um pequeno nível de plasticidade, caracterizado pelos baixos valores de CMOD obtidos.

Figura 6.15: Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA ensaiados na temperatura de -70°C .

Figura 6.16: Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA ensaiados na temperatura de -50°C .

Figura 6.17: Resultados para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA ensaiados na temperatura de -40°C .

Após determinação das curvas de *Carga vs. CMOD*, os corpos-de-prova foram definitivamente separados em metades para medição da pré-trinca de fadiga em projetor de perfil. Foram feitas 9 medidas ao longo da espessura, conforme recomendações da norma BS 7448 (1991). Conforme mostrado na Fig.6.18, as amostras apresentaram uma frente de trinca uniforme (considerando-se junta soldada), o que atende os padrões exigidos pelas normas de ensaios de mecânica da fratura.

a) Z09 ($\delta_c=0,232\text{ mm}$)

b) Z10 ($\delta_c=0,109\text{ mm}$)

c) Z23 ($\delta_c=0,087\text{ mm}$)

Figura 6.18: Corpos-de-prova com entalhe na ZTA após ensaio de CTOD e rasgamento para medição da pré-trinca: a) Z09 ensaiado a -40°C ; b) Z10 ensaiado a -40°C ; c) Z23 ensaiado a -70°C .

Os valores de CTOD obtidos para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA são apresentados na Fig.6.19. Ressalta-se que durante avaliação da pré-trinca de fadiga foi constatado que grande parte dos corpos-de-prova apresentaram crescimento estável de trinca menor que 0,2mm e, portanto, o CTOD foi definido como CTOD crítico (δc), conforme a norma BS7448 (1991). Apenas dois corpos-de-prova (Z12 e Z16) apresentaram crescimento estável de trinca superior a 0,2mm e tiveram o CTOD definido como δu . O corpo-de-prova Z17 conforme indicado na Fig.6.19 foi classificado como CTOD crítico δc uma vez que apresentou crescimento estável de trinca igual a 0,14 mm, conforme mostrado na Tab.6.4. Entretanto, pode-se considerar que este corpo-de-prova está numa região de transição entre δc e δu e isto pode ser notado ao comparar com os valores de CTOD obtidos para o corpo-de-prova Z16, uma vez que os valores de CTOD obtidos foram muito próximos. O corpo-de-prova Z16 apresentou $\delta u=0,508$ mm e o Z17, $\delta c=0,390$ mm.

Figura 6.19: Resumo dos resultados do ensaio de CTOD para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA.

Os valores de CTOD para os corpos-de-prova ensaiados na temperatura de -70°C com entalhe na ZTA apresentaram baixa tenacidade. Este comportamento já era esperado, pois na Fig.6.6 que apresenta os resultados de ensaio *Charpy* foi evidenciado que a energia absorvida nesta temperatura encontra-se no patamar inferior, o que caracterizaria fratura frágil. Adicionalmente, pode-se notar que a variação dos valores de CTOD para esta condição foi menor do que a encontrada

para as amostras de MB na mesma temperatura. Em relação às curvas de *Carga vs. CMOD* evidenciadas na Fig.6.15, estas apresentaram uma extensão menor se comparadas com as amostras de MB ensaiadas na temperatura de -70°C . Para as temperaturas de -50°C e -40°C , como as amostras de ZTA encontram-se na região de transição dúctil-frágil, a variação dos valores de CTOD já era esperada. Entretanto, vale ressaltar que a metodologia para posicionar o entalhe na região de grãos grosseiros da ZTA considerou que estes entalhes deveriam estar a 1 mm da linha de fusão. A sequência aplicada foi: o ataque metalográfico da junta soldada, traçagem de uma linha de apoio a 1 mm da linha de fusão e usinagem do entalhe. Mesmo considerando todos os cuidados aplicados para o posicionamento do entalhe é razoável supor que uma pequena variação no posicionamento do entalhe possa ocorrer. Deste modo, a microestrutura interceptada pelo entalhe pode variar e contribuir para o espalhamento dos valores de CTOD. Um outro fator que se deve considerar é a influência do processo de soldagem o qual seguiu um procedimento compatível com o aplicado na prática, entretanto, é conduzido manualmente. Deste modo, é razoável supor que o comportamento mecânico do cordão de solda pode sofrer pequenas variações e influenciar os resultados de CTOD.

Tabela 6.4: Detalhes e resultados do ensaio de CTOD para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA.

Identificação dos CP's	Temperatura de ensaio [°C]	a_0 [mm]	a/W	Δa [mm]	CTOD [mm]
Z1	-70	17,35	0,50	0,04	$\delta c=0,013$
Z2		17,75	0,52	0,00	$\delta c=0,085$
Z3		18,32	0,54	0,10	$\delta c=0,107$
Z20		17,42	0,51	0,02	$\delta c=0,056$
Z21		17,81	0,52	0,10	$\delta c=0,105$
Z22		17,49	0,51	0,10	$\delta c=0,170$
Z23		17,93	0,52	0,00	$\delta c=0,087$
Z4	-50	16,70	0,48	0,06	$\delta c=0,125$
Z5		17,44	0,51	0,04	$\delta c=0,098$
Z6		17,84	0,53	0,05	$\delta c=0,098$
Z13		17,27	0,50	0,07	$\delta c=0,043$
Z14		17,26	0,50	0,06	$\delta c=0,109$
Z15		17,43	0,51	0,10	$\delta c=0,040$
Z16		17,35	0,50	0,21	$\delta u=0,508$
Z17		17,34	0,50	0,14	$\delta c=0,390$
Z8	-40	17,91	0,50	0,10	$\delta c=0,210$
Z9		18,17	0,50	0,08	$\delta c=0,232$
Z10		17,49	0,50	0,08	$\delta c=0,109$
Z12		17,36	0,50	0,23	$\delta u=0,669$

Adicionalmente, são apresentadas nas Fig.6.20 e Fig.6.21 as fractografias das amostras B08 e Z05, respectivamente. O objetivo é mostrar a transição entre o final da pré-trinca de fadiga e o início da fratura ocorrida durante o ensaio de CTOD, identificando os mecanismos de fratura.

A Fig.6.20(a) representa a fractografia da amostra B08 com entalhe no MB, rompida após ensaio de CTOD. A Fig.6.20(b) é a fractografia da região em destaque na Fig.6.20(a). A Fig.6.20(c) mostra a superfície de fratura na transição mencionada e indica que o processo de fratura é dúctil nesta região. Uma outra região em destaque é apresentada pela Fig.6.20(d) a qual revela uma delaminação interceptando a superfície de fratura.

Figura 6.20: Micrografias obtidas na MB do aço API 5L X80 ensaiado a -50°C : a) e b) Transição entre a pré-trinca de fadiga e a fratura ocorrida durante o ensaio de CTOD; c) Características de comportamento dúctil; d) Delaminação.

A Fig.6.21(a) representa a fractografia da amostra Z05 com entalhe na ZTA, rompida após ensaio de CTOD. A Fig.6.21(b) é a fractografia da região em destaque na Fig.6.21(a). A Fig.6.21(c) mostra a superfície de fratura na transição mencionada e indica que o processo de fratura é dúctil nesta região. Uma outra região em destaque é apresentada pela Fig.6.21(d) a qual revela que a fratura desta região foi por clivagem. E isto indica que existe uma região de baixa tenacidade localizada na ZTA.

Esta característica também foi observada por Han et al. (2009) que estudaram a influência dos elementos de liga tais como Mo, Cr e V na tenacidade ao impacto de aços API 5L X80.

Figura 6.21: Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -50°C : a) e b) Transição entre a pré-trinca de fadiga e a fratura ocorrida durante o ensaio de CTOD; c) Características de comportamento dúctil (indicada pela seta); d) Fratura por clivagem (indicada pela seta).

Estes resultados das Fig.6.20 e Fig.6.21 indicam, portanto, que mecanismos de fratura frágil e de fratura dúctil podem coexistir. Particularmente, para a amostra com entalhe na ZTA, a fratura por clivagem mostrada na Fig.6.21(d) pode ter disparado o processo de fratura frágil desta amostra, a qual apresentou baixa tenacidade.

6.5 Análise microestrutural

A Fig.6.22 apresenta a micrografia obtida por microscópio ótico do aço API 5L X80 na região de MB. O material apresenta uma microestrutura bastante refinada contendo ferrita e agregados eutetóides (possivelmente perlita e/ou bainita).

Figura 6.22: Micrografia do MB do aço API 5L X80 utilizado neste estudo: a) aumento de 100x; b) aumento de 200x.

A Fig.6.23 (a) e (b) apresenta a micrografia do aço API 5L X80 na região de MB obtida por microscópio eletrônico de varredura (MEV) em diferentes aumentos. Esta micrografia se assemelha à definida por Ramirez (2008) na Fig.2.7 para um aço API 5L X80 nacional. Portanto, considerando a mesma nomenclatura utilizada por Ramirez (2008), a microestrutura do MB do presente trabalho será definida como ferrita poligonal (α_p), agregados eutetóides (perlita degenerada e possível bainita) e microconstituente MA (destacado pelas setas nas Fig.6.23(a) e (b)).

Figura 6.23: Microestrutura do aço API 5L X80 no sentido longitudinal. a) e b) Microestrutura formada por uma matriz de af, e agregados eutetóides muito semelhantes à perlita degenerada ou à bainita e constituinte MA (indicados pelas setas)

A Fig.6.24(a) apresenta um desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada, conforme recomendação da API RP 2Z (2005). O principal objetivo desta figura é ilustrar o posicionamento da pré-trinca de fadiga em relação à microestrutura. A Fig.6.24(b) apresenta uma macrografia da junta 1/2V soldada, referente ao corpo-de-prova Z23. O posicionamento da pré-trinca de fadiga é idêntico ao ilustrado na Fig.6.24(a). Esta configuração de junta facilitou o posicionamento do entalhe na RGG da ZTA, pois o entalhe foi posicionado no lado reto da junta.

As amostras seccionadas foram avaliadas ao longo de toda a espessura do material (lado reto da junta), para identificar possíveis microestruturas deletérias à tenacidade, conforme destacamento mostrado na Fig.6.24(b). Logo após esta análise, as micrografias foram obtidas das regiões mais degradadas pelo aporte de calor (Fig.6.23 a Fig.6.27) para avaliação de ocorrências de ZFL.

Figura 6.24: a) Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada API RP 2Z (2000); b) macrografia da junta 1/2V soldada, referente ao corpo-de-prova Z23.

A seguir, serão apresentadas as micrografias para as amostras com entalhe na ZTA. Além da alteração microestrutural, os materiais submetidos a ciclos de soldagem, podem apresentar diferentes tamanhos de grão se comparados com o MB. Sendo assim, antes das micrografias, apresenta-se a Tab.6.6 com uma análise semi-quantitativa dos tamanhos de grão (G) utilizando a norma ASTM E112 (2004). Primeiramente, é apresentado o valor do tamanho de grão obtido na região de MB e, na sequência, os valores obtidos na região da ZTA. Os valores de G são apresentados na ordem em que as micrografias irão aparecer. Adicionalmente, apresenta-se também na Tab.6.5 o valor do diâmetro médio planar calculado por meio da Eq.(6.1) extraída da norma ASTM E112 (2004).

$$d[\mu m] = 359 \cdot e^{(-0,374 \cdot G)} \quad (6.1)$$

Tabela 6.5: Análise qualitativa do tamanho de grão (G) (ASTM E112, 2004).

Amostras	G	d [μm]
MB	9	12,4
Z1	5	55,3
Z22	4	80,4
Z23	5	55,3
Z5	3	116,9
Z13	5	55,3
Z16	5	55,3
Z9	4	80,4
Z10	1	246,9
Z12	6	38,1

As micrografias apresentadas nas Fig.6.25 a Fig.6.27 correspondem às amostras com entalhes posicionados na ZTA e têm por objetivo identificar a microestrutura interceptada pela pré-trinca de fadiga, durante o ensaio de CTOD. A Fig.6.25 é referente às amostras ensaiadas a -70°C, a Fig.6.26 às amostras ensaiadas a -50°C e a Fig. 6.27 às amostras ensaiadas a -40°C.

Figura 6.25: Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -70°C : a) corpo-de-prova Z1 com aumento de 100x; b) corpo-de-prova Z1 com aumento de 200x; c) corpo-de-prova Z22 com aumento de 100x; d) corpo-de-prova Z22 com aumento de 200x; e) e f) corpo-de-prova Z23 com aumento de 200x.

As Fig.6.25(a) e (b) apresentam as micrografias da amostra Z1 na região de ZTA, bem próximas à borda (semelhante à região destacada na Fig.6.24(a)). Nesta região, houve aumento de tamanho de grão em comparação com o MB e a microestrutura é martensítica. É possível notar que durante o aquecimento devido a soldagem houve aumento significativo do tamanho de grão austenítico, provocando aumento da

temperabilidade no local. Como consequência, durante o resfriamento, houve transformação martensítica completa e isto contribuiu severamente para a diminuição da tenacidade desta amostra. Nota-se também a presença de trincas intergranulares que podem ser resultantes da transformação martensítica ou, mais provavelmente, podem ser provenientes do rasgamento aplicado ao corpo-de-prova após o ensaio de CTOD.

As micrografias das Fig.6.25(c) e (d) são referentes a amostra Z22. É possível notar que esta amostra apresenta as mesmas características da Z1 (transformação martensítica completa e trincas intergranulares constatadas próximo à borda da amostra), e isto contribuiu severamente para a diminuição da tenacidade desta amostra.

A Fig.6.25(e) representa uma micrografia da transição entre MS e ZTA referente ao corpo-de-prova Z23. É possível notar os mesmos fatos ocorridos para as amostras Z1 e Z22 (transformação martensítica).

Estes resultados indicam que a baixa tenacidade apresentada pelas amostras Z1 ($\delta c=0,013$ mm), Z22 ($\delta c=0,170$ mm) e Z23 ($\delta c=0,087$ mm) ocorreu porque a frente de trinca interceptou uma região de comportamento frágil, decorrente principalmente da ocorrência da martensita.

Figura 6.26: Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -50°C : a) corpo-de-prova Z05 com aumento de 100x; b) corpo-de-prova Z05 com aumento de 200x; c) corpo-de-prova Z13 com aumento de 100x; d) corpo-de-prova Z13 com aumento de 200x; e) corpo-de-prova Z16 com aumento de 100x; f) corpo-de-prova Z16 com aumento de 200x.

As Fig.6.26(a) e (b) apresentam as micrografias da amostra Z5 na região de ZTA, bem próximas ao passe de raiz. Nesta região, houve aumento de tamanho de grão e a microestrutura é martensítica. Mais uma vez, é possível notar a presença de trincas intergranulares as quais podem ser advindas do processo de têmpera ou do

rasgamento do corpo-de-prova e que de uma forma ou de outra demonstram a diminuição da tenacidade à fratura deste material.

As micrografias das Fig.6.26(c) e (d) são referentes a amostra Z13. Esta região é bem próxima à borda (semelhante a região à destacada na Fig.6.24(a)) e foi possível notar arrancamento de material devido a trincas intergranulares. Houve transformação martensítica.

A Fig.6.26(e) representa uma micrografia da transição entre MS e ZTA referente ao corpo-de-prova Z16. Houve crescimento de grão moderado (se comparado com as amostras Z5 e Z13), transformação martensítica, entretanto, não foi notificada a presença de micro-trincas provenientes da têmpera.

A amostra Z5 tem tamanho de grão indicado pelo diâmetro médio planar na Tab.6.5 igual 116,9 μm o que é bem maior se comparado com as amostras Z13 e Z16 que apresentam tamanho de grão igual a 55,3 μm . O aumento do tamanho de grão da ZTA pode influenciar diretamente na diminuição da tenacidade desta região, por exemplo, favorecendo à formação de martensita devido ao aumento de temperabilidade. Este aumento significativo do tamanho de grão pode ter ocorrido devido à dissolução de carbonetos que ancoravam os contornos de grão austeníticos durante a austenitização. Caso isso ocorra, pode haver crescimento de grão de maneira não uniforme uma vez que em alguns pontos, carbonetos menores dissolvem e o grão cresce mais do que em outros lugares.

Estes resultados indicam que a baixa tenacidade apresentada pelas amostras Z5 ($\delta c=0,098$ mm) e Z13 ($\delta c=0,043$ mm) em comparação à amostra Z16 ($\delta c=0,508$ mm) ocorreu porque a frente de trinca interceptou uma região de comportamento frágil, caracterizada mais uma vez pela presença de: *i)* maior tamanho de grão austenítico (por exemplo, a amostra Z5 apresenta diâmetro médio planar igual a 116,9 μm); *ii)* martensita. Na amostra Z16, não há trincas de têmpera, o que levou a um maior CTOD se comparada com as amostras Z5 e Z13.

Figura 6.27: Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -40°C : a) corpo-de-prova Z09 com aumento de 100x; b) corpo-de-prova Z09 com aumento de 200x; c) corpo-de-prova Z10 com aumento de 100x; d) corpo-de-prova Z10 com aumento de 200x; e) corpo-de-prova Z12 com aumento de 100x; f) corpo-de-prova Z12 com aumento de 200x.

A Fig.6.27(a) apresenta uma micrografia da amostra Z09 na região de ZTA, bem próximo ao metal de solda (MS). Nesta região, houve aumento de tamanho de grão em comparação com o MB e a microestrutura é martensítica. A Fig.6.27(b) está no mesmo alinhamento da Fig.6.27(a), porém próximo à borda, e o tamanho de grão apresenta-se mais refinado.

As micrografias das Fig.6.27(c) e (d) são referentes a amostra Z10. É possível notar que durante o aquecimento devido à soldagem houve aumento significativo do tamanho de grão austenítico, provocando aumento da temperabilidade no local. Como consequência, durante o resfriamento, houve transformação martensítica completa e isto contribuiu severamente para a diminuição da tenacidade desta amostra.

A Fig.6.27(e) representa uma micrografia da transição entre MS e ZTA referente ao corpo-de-prova Z12. Nota-se que houve transformação martensítica, entretanto, não foi notificada a presença de micro-trincas provenientes da têmpera.

A amostra Z9 tem tamanho de grão indicado pelo diâmetro médio planar na Tab.6.5 igual 80,4 μm o que é bem menor se comparado com a amostra Z10 (246,9 μm) e um valor de CTOD maior. O mesmo ocorre para a Z12 se esta amostra for comparada com a Z10. Portanto, uma ocorrência microestrutural deletéria é o aumento do tamanho de grão da ZTA. Este aumento significativo do tamanho de grão pode ter ocorrido devido a dissolução de carbonetos que ancoravam os contornos de grão austeníticos durante a austenitização. Caso isso ocorra, pode haver crescimento de grão de maneira não uniforme uma vez que em alguns pontos, carbonetos menores dissolvem e o grão cresce mais do que em outros lugares.

Estes resultados indicam que a baixa tenacidade apresentada pela amostra Z10 ($\delta c=0,109$ mm) em comparação com as amostras Z09 ($\delta c=0,232$ mm) e Z12 ($\delta u=0,669$ mm) ocorreu porque a frente de trinca interceptou uma região de comportamento frágil, caracterizada mais uma vez pela presença de: *i*) maior tamanho de grão austenítico (por exemplo, a amostra Z10 apresenta diâmetro médio planar igual a 246,9 μm); *ii*) martensita. Na amostra Z12, não há trincas de têmpera e o tamanho de grão desta amostra é menor (38,1 μm), se comparada com as amostras Z09 e Z10. Isto conduziu a um maior CTOD.

As micrografias das Fig.6.28(a) até (d) são referentes a amostra Z10, obtidas por MEV na região de grãos grosseiros da ZTA. Estas micrografias indicam que não houve uma precipitação de carbonetos em volume suficiente para a fragilização do aço API 5L X80 em estudo. Conforme indicado anteriormente a fragilização se deu pela transformação martensítica.

Figura 6.28: Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -40°C : a) corpo-de-prova Z10 com aumento de 1000x; b) corpo-de-prova Z10 com aumento de 2500x; c) corpo-de-prova Z10 com aumento de 5000x; d) corpo-de-prova Z10 com aumento de 10000x.

As micrografias das Fig.6.29(a) e (b) são referentes a amostra Z23. É possível notar que esta amostra apresenta transformação martensítica completa e isto contribuiu severamente para a diminuição da tenacidade desta amostra.

a) Z23 – 1000x ($\delta c=0,087$ mm)b) Z23 – 1000x ($\delta c=0,087$ mm)

Figura 6.29: Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 ensaiado a -70°C : a) corpo-de-prova Z23 com aumento de 1000x, próximo ao MS; b) corpo-de-prova Z23 com aumento de 1000x, próximo à borda do corpo-de-prova.

6.6 Relação entre tenacidade e microestrutura

Este tópico tem por objetivo comentar e propor um debate sobre alguns pontos observados neste capítulo. O primeiro ponto é em relação ao tratamento de dados para o cálculo de CTOD, a partir das curvas de *Carga vs. CMOD*. O procedimento de teste adotado neste trabalho considera que quando a queda repentina de carga for superior a 1%, a carga (P) obtida para o cálculo do CTOD deve ser considerada imediatamente antes desta queda. Sendo assim, os pontos subsequentes devem ser descartados no cálculo de CTOD. Ao descartar estes pontos, altera-se a extensão das curvas de *Carga vs. CMOD* mostradas nas Fig.6.10 a Fig.6.12.

Para auxiliar na avaliação desta questão, foi plotada a curva da Fig.6.30. Nesta figura, são apresentados os dados dos corpos-de-prova B3 e B11. O corpo-de-prova B3 apresentou um *pop-in* de 1,2 % quando o *CMOD* era de 0,613 mm e para este ponto o CTOD calculado foi de 0,108 mm. Entretanto, caso este *pop-in* fosse desconsiderado, o *CMOD* seria de 2,347 mm e o CTOD atingiria um valor de 0,55 mm. Para o corpo-de-prova B11 acontece algo semelhante. Esta amostra apresentou um *pop-in* de 2,8 % quando o *CMOD* era de 0,694 mm e para este ponto o CTOD calculado foi de 0,126 mm. Caso este *pop-in* fosse desconsiderado, o *CMOD* seria de 2,776 mm e o CTOD atingiria um valor de 0,67 mm.

Figura 6.30: Curva de Carga vs. CMOD para os corpos-de-prova B3 e B11 com entalhe no MB ensaiados na temperatura de -70°C .

O fato é que mesmo após a ocorrência de *pop-in*, o corpo-de-prova continua apresentar carga crescente e indica que o material conserva seu comportamento dúctil. Portanto, é razoável supor que o CTOD seria muito maior caso pequenas ocorrências de *pop-in* fossem desconsideradas. Para os aços fabricados por laminação controlada sem o processo de resfriamento acelerado, tal como o API 5L X80 deste estudo, a ocorrência de *pop-in* pode ser potencializada pelas delaminações.

Uma outra questão levantada foi sobre a influência da microestrutura na tenacidade a fratura da ZTA do aço API 5L X80 deste estudo. Foi discutido que o comportamento frágil desta junta se deu porque a frente de trinca interceptou uma região caracterizada pela presença de: *i*) maior tamanho de grão austenítico; *ii*) martensita.

Para tentar avaliar a influência do tamanho de grão nos valores de CTOD, utilizou-se os dados das Tab.6.3 a Tab.6.5 para plotar os gráficos de CTOD vs. Diâmetro médio planar apresentados na Fig.6.31. A Fig.6.31(a) apresenta dados para as amostras ensaiadas na temperatura de -70°C . A Fig.6.31(b) apresenta dados para as amostras ensaiadas na temperatura de -50°C . A Fig.6.31(c) apresenta dados para as amostras ensaiadas na temperatura de -40°C . Ao analisar estes gráficos, não é possível

estabelecer uma relação que determine que o aumento do tamanho de grão deteriora a tenacidade. Por exemplo, a Fig.6.31(b) para a amostra de ZTA apresenta um CTOD de 0,043 mm (no caso, representa a amostra Z13) e outro de 0,508 mm (amostra Z16) para um mesmo tamanho de grão. Mesmo que o aumento do tamanho de grão não afete diretamente a tenacidade da ZTA, este fato pode promover a fragilização desta região de uma maneira indireta. Deste modo, pode-se sugerir que o aumento do tamanho de grão irá contribuir para a diminuição da tenacidade desta região do seguinte modo: o aumento do tamanho de grão austenítico aumenta a temperabilidade desta região e, conseqüentemente, aumenta-se a chance de transformação martensítica. A microestrutura formada (martensita) por meio da transformação martensítica apresenta baixa tenacidade a qual pode ser deteriorada de uma forma mais acentuada caso haja a presença de trincas intergranulares provenientes desta transformação.

(a)

(b)

(c)

Figura 6.31: Gráfico de CTOD vs. d para amostras de MB e ZTA: (a) Dados para temperatura de -70°C ; (b) Dados para temperatura de -50°C ; (c) Dados para temperatura de -40°C .

7 CONCLUSÕES

Este trabalho apresenta uma investigação experimental para avaliação das propriedades de tenacidade à fratura da ZTA de uma junta soldada de um aço API 5L X80 nacional. O objetivo foi o de evidenciar o efeito das microestruturas formadas na região de grãos grosseiros da ZTA durante o processo de soldagem, uma vez que estas regiões podem apresentar baixa tenacidade. Ensaios de CTOD foram conduzidos para avaliar a tenacidade tanto do MB quanto da ZTA. Particularmente, para avaliação da ZTA, foi obtida uma junta 1/2V para facilitar o posicionamento do entalhe na região de grãos grosseiros. Além disso, este trabalho apresenta uma caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas deste material por meio de ensaios de microdureza, ensaios convencionais de tração, ensaios de impacto *Charpy* e análise microestrutural.

Os resultados do ensaio de tração para o aço API 5L X80 apresentaram-se satisfatórios. Os valores das tensões limite de escoamento obtidos variaram entre 489 e 571 MPa. Segundo relato do fabricante de tubos é comum obter valores de limite de escoamento inferiores a 550 MPa para corpos-de-prova extraídos de chapa. Mas, isto não é considerado preocupante, pois ao deformar a chapa durante o processo de fabricação do tubo, este alcança o limite de escoamento requisitado pela norma, devido ao encruamento do material. Ao comparar os resultados de propriedades mecânicas dos corpos-de-prova cilíndricos, ensaiados utilizando como referência a norma ASTM E8M, com os resultados dos corpos-de-prova retangulares conforme a norma API 5L, percebe-se que não há diferenças significativas nos resultados. A norma API 5L preconiza a utilização de um corpo-de-prova retangular com espessura igual à da chapa original. Algumas vezes, não é possível atender esta exigência por ser necessária a utilização de uma máquina de ensaio de grande capacidade de carga, devido a grande área de seção transversal. Adicionalmente, uma vez que os resultados são praticamente iguais, a utilização de uma seção transversal menor conforme requisitos da ASTM E8M pode trazer uma economia de material, de equipamento e consequentemente financeira na avaliação de propriedades mecânicas.

Os resultados de ensaio de impacto *Charpy* para o aço API 5L X80 foram utilizados para determinar a temperatura mais adequada para os ensaios de CTOD com entalhe na ZTA e, conseqüentemente, utilizou-se as mesmas temperaturas para os ensaios de CTOD na condição de MB. Considerando o cálculo da temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) utilizando como critério a média entre os patamares de mínima e máxima energia, o ensaio de impacto *Charpy* com entalhe na ZTA apresentou $TTDF_{ZTA} = -40^{\circ}\text{C}$ e o com entalhe no MB $TTDF_{MB} = -85^{\circ}\text{C}$. Sendo assim, optou-se por conduzir os ensaios de CTOD nas temperaturas de -40°C (referente a TTDF da amostra com entalhe na ZTA), e também nas de -50°C e -70°C por conduzirem o material na condição de ZTA à energia absorvida equivalente ao patamar inferior de energia absorvida. Vale ressaltar que estes resultados dos corpos-de-prova com entalhe na ZTA, se comparados com os de entalhe no MB, demonstram um indício claro de que a tenacidade foi deteriorada por conta do processo de soldagem.

Ao comparar os resultados dos ensaios de impacto *Charpy* com os de CTOD foi possível observar que as amostras ensaiadas numa temperatura abaixo da TTDF foram classificadas como δc e as amostras ensaiadas na TTDF foram classificadas como δc ou δu , sendo que há uma maior tendência para o δc quando for notada uma região de grãos grosseiros como a apresentada neste trabalho.

Os resultados obtidos nos ensaios de CTOD para os corpos-de-prova com entalhes no MB variaram entre 0,036 mm e 0,108 mm para a temperatura de -70°C , 0,207 mm e 0,279 mm para -50°C e 0,213 mm a 0,377 mm para -40°C . As amostras ensaiadas na temperatura de -40°C (e também a -50°C) estão inseridas no patamar superior de energia do ensaio de impacto *Charpy* e isto faz com que estas amostras tenham um comportamento dúctil e apresentem valores de CTOD mais elevados em relação as outras temperaturas de ensaio. Os corpos-de-prova ensaiados a -70°C estão inseridos numa região de transição dúctil-frágil e isto faz com que estas amostras tenham dois possíveis comportamentos: a) comportamento preponderantemente dúctil, o que minimiza o efeito do *pop-in* e promove um valor de CTOD mais alto; b) comportamento preponderantemente frágil, o que acentua o efeito do *pop-in* e promove um valor de CTOD mais baixo. Estes distintos comportamentos dos

materiais em função da temperatura de ensaio podem explicar a razão pela qual ocorre variação nos valores de CTOD obtidos.

Ao reavaliar os valores de CTOD desconsiderando pequenas quedas repentinas de carga (*pop-in* entre 1,2% e 2,8%), foi possível notar que a tenacidade dos corpos-de-prova de MB seria superior a encontrada. O fato é que mesmo após a ocorrência de *pop-in*, o corpo-de-prova continua apresentar carga crescente e indica que o material conserva seu comportamento dúctil. Portanto, é razoável supor que o CTOD seria muito maior caso pequenas ocorrências de *pop-in* fossem desconsideradas. Para os aços fabricados por laminação controlada sem o processo de resfriamento acelerado, tal como o API 5L X80 deste estudo, a ocorrência de *pop-in* pode ser potencializada pelas delaminações.

Os resultados obtidos nos ensaios de CTOD para os corpos-de-prova com entalhes na ZTA variaram entre 0,013 mm e 0,170 mm para a temperatura de -70°C, 0,040 mm e 0,508 mm para -50°C e 0,109 mm a 0,669 mm para -40°C. Os valores de CTOD para os corpos-de-prova ensaiados na temperatura de -70°C com entalhe na ZTA apresentaram baixa tenacidade e este comportamento já era esperado, pois os resultados de ensaio *Charpy* indicaram comportamento semelhante. Adicionalmente, pode-se notar que a variação dos valores de CTOD para esta condição foi menor do que a encontrada para as amostras de MB na mesma temperatura. Para as temperaturas de -50°C e -40°C, como as amostras de ZTA encontram-se na região de transição dúctil-frágil, a variação dos valores de CTOD já era esperada. Entretanto, caso o posicionamento do entalhe na região de grãos grosseiros da ZTA não seja feito de forma precisa, esta variação pode ser potencializada.

Ao comparar os resultados de CTOD para MB e ZTA, é possível notar que houve uma redução de tenacidade para as amostras de ZTA. Para avaliar de forma mais eficaz a degradação da tenacidade nas amostras de ZTA foram conduzidas análises microestruturais. Nestas análises, foi possível notar que houve um aumento de tamanho de grão em comparação com o MB. Este aumento significativo do tamanho de grão pode ser atribuído ao aquecimento durante o processo de soldagem. O

aumento do tamanho de grão austenítico provoca aumento da temperabilidade no local. Como consequência, durante o resfriamento, houve transformação martensítica completa o que contribuiu para a diminuição da tenacidade.

O aumento significativo do tamanho de grão pode ter ocorrido devido a dissolução de carbonetos que ancoravam os contornos de grão austeníticos durante a austenitização. Caso isso ocorra, pode haver crescimento de grão de maneira não uniforme uma vez que em alguns pontos, carbonetos menores dissolvem e o grão cresce mais do que em outros lugares.

Alguns pesquisadores relatam que normalmente a região que apresenta a menor tenacidade é a de grãos grosseiros, particularmente, aquela aquecida intercriticamente (entre A_{c1} e A_{c3}) devido à formação de constituinte MA, o que caracterizaria a ZFL. Entretanto, os valores de CTOD críticos obtidos neste estudo sugerem que os indícios de severa degradação da tenacidade na região de grãos grosseiros da ZTA, ocorreu principalmente porque a frente de trinca interceptou uma região de comportamento frágil, caracterizada pela presença de: *i*) maior tamanho de grão austenítico; *ii*) martensita. Acredita-se, portanto, que este conjunto de microestruturas frágeis conduziu a resultados de baixa tenacidade.

Mesmo que o aumento do tamanho de grão não afete diretamente a tenacidade da ZTA, este fato pode promover a fragilização desta região de uma maneira indireta. Deste modo, pode-se sugerir que o aumento do tamanho de grão irá contribuir para a diminuição da tenacidade desta região do seguinte modo: o aumento do tamanho de grão austenítico aumenta a temperabilidade desta região e, conseqüentemente, aumenta-se a chance de transformação martensítica. A microestrutura formada (martensita) por meio da transformação martensítica apresenta baixa tenacidade a qual pode ser deteriorada de uma forma mais acentuada caso haja a presença de trincas intergranulares provenientes desta transformação.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Mesmo considerando que a soldabilidade dos aços melhoraram muito nas últimas décadas, este assunto ainda é uma preocupação dos usuários e fabricantes de tubos que utilizam esta classe de material, já que o processo de laminação nacional não conta com o equipamento de resfriamento acelerado. Isto faz com que o fabricante do material utilize mais elementos de liga, afim de obter uma microestrutura de grãos refinados que atendam a classe API 5L X80. A adição destes elementos de liga pode trazer consequências deletérias ao material submetido a um processo de soldagem conforme mostram os resultados deste trabalho.

Sendo assim, com o objetivo de responder as dúvidas levantadas por este trabalho, as sugestões para continuação do trabalho estão relacionadas a:

- Desenvolver trabalhos com um maior número de amostras disponíveis para que seja possível fazer um tratamento estatístico dos dados / resultados;
- Replicar este estudo considerando um aço fabricado com resfriamento acelerado para avaliar se as microestruturas da ZTA formadas após processo de soldagem serão tão deletérias quanto as encontradas neste estudo;
- Estudar a influência de outros processos de soldagem nas propriedades mecânicas do material em estudo. Adicionalmente, estudar o efeito do pré-aquecimento na soldagem e também da espessura da chapa;
- Conduzir estudos mais detalhados para avaliar a variação do tamanho de grão em função de diferentes parâmetros de soldagem sejam feitos com o objetivo de se entender melhor porque a ZTA pode apresentar uma variação tão grande no tamanho de grão e como esta afeta os resultados de CTOD.

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AIHARA, S., OKAMOTO, K. – Local Brittle Zones HAZ of Offshore Structural Steels. Proceedings of the First Pacific/Asia Offshore Mechanics Symposium, Seoul, Korea, 1990. p. 95 – 101.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API). *Specification for line pipe steel API5L*. 42a. edição. New York, 2001

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE (API RP 2Z). *Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures*, . Fourth Edition, Washington, D.C., 2005.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS (ASM). *High-strength structural and high-strength low-alloy steels*. 10.ed. Metals handbook: Properties and selection: Irons, steels and high-performance alloys, 1990. v.1, p.389-423.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *Standard Test Methods for Determining Average grain size*. ASTM E112. New York, 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. ASTM E23. New York, 2002.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]*. ASTM: E8M. New York, 2004.

ANDERSON, T.L., *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. 3.ed. New York: CRC Press, 2005.

ARAKI, T.; ENOMOTO, M.; SHIBATA, K. *Microstructural aspects of bainite-like ferritic structures of continuously cooled low carbon ($<0.1\%$) HSLA steels*. Materials Transactions - JIM, v. 32, n.8, p.729-736, 1991.

BATISTA, G. Z.; SOUZA, L. F. G.; BOTT, I. S.; RIOS, P. R. *Estudo da correlação microestrutura-propriedades mecânicas de aço da classe API X80*. In: 58º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, jul. 2003.

BONNEVIE, E., FERRIÈRI, G., IKHLEF, A., KAPLAN, D., ORAIN, J.M. *Morphological aspects of martensite-austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels*. Materials Science and Engineering. A. 385, p.p. 352-358, 2004.

BRAMFITT, B.L.; SPEER, J.G. *A perspective on the morphology of bainite*. Metallurgical Transactions A, v.21A, p.817-828, Apr. 1990.

BS 7448, British Standard Institution. Fracture Mechanics Toughness Tests, 1991.

BUFALINI, P., PONTREMOLI, M. – Accelerated cooling after control rolling for linepipe production. In: Proceedings of International Conference on High-Strength Low-Alloy Steels, University of Wollongong-Austrália, 1994.

CIZEK, P.; WYNNE B.; HODGSON P.; MUDDLE, B. Effect of simulated thermomechanical processing on the transformation characteristics and microstructure of an X80 pipeline steel, The 1st International Conference on Super-High Strength Steels, Associazione Italiana di Metallurgia, Italy. 2005.

COHEN, M.; OWEN W.S. *Thermomechanical processing of microalloyed steels*. In: Proceedings of International Symposium on High-Strength Low-Alloy Steels, Microalloying75. Washington D.C. – USA, Oct. 1975. p. 2-8.

DENYS, R. M. – The implications of local brittle zones (LBZ). In: Welding Design & Fabrication, 1989.

DONATO, G.H.B. *Efeitos de heterogeneidades mecânicas sobre forças motrizes de trinca em juntas soldadas: determinação experimental de tenacidade e extensão de metodologias de avaliação de criticidade de defeitos*. 2008. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

DNV OS- F101:. *Submarine pipeline systems*. OFFSHORE STANDARD January, 2000.

EIRCKSONKIRK, M.; SHAIKH, A. *Insights and observations arising from curve-fitting the Charpy V-Notch and tensile data contained within the United States' light water reactor surveillance database*. In: Proceedings of PVP2008-61650 ASME 2008 Pressure Vessels and Piping Division Conference, Chicago-Illinois, USA, 2008.

EROGLU, M., AKSOY, M. *Effect of initial grain size on microstructure and toughness of intercritical heat-affected zone of low carbon steel*. Materials Science and Engineering. A. 286, p.p. 289-297, 2000.

FAIRCHILD, D.P. – Local Brittle Zones in Structural Welds. in Welding Metallurgy of Structural Steel, 1987, p.303-318.

FAUCHER, B.; DOGAN, B. *Evaluation of the fracture toughness of hot-rolled low-alloy Ti-V steel*. In: Metallurgical Transactions A, v.19A, p.505-516, Mar. 1988.

FERRER, M. H. *Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb*. 2003. Tese apresentada à escola Politécnica da USP para obtenção do título de doutor em engenharia. São Paulo.

GASNET.. Disponível em <<http://www.gasnet.com.br>> . Acesso em 20 abr. 2009.

GRAY, J.M.; PONTREMOLI, M. *Metallurgical options for API grade X70 and X80 linepipe*. In: International Conference Pipe Technology, Rome-Italy, Nov. 1987.

HAMAD, F., COLLINS, L., VOLKERS, R. *Effects of GMAW procedure on the heat-affected zone (HAZ) toughness of X80 (grade 550) linepipe*. In: Proceedings of IPC – International Pipeline Conference, 2008.

HAN, S.Y., SHIN, S.Y., SEO, C.H., LEE, H., BAE, J.H., KIM, K., LEE, S., KIM, N. *Effects of Mo, Cr, and V additions on tensile and Charpy impact properties of API X80 pipeline steels*. In: Metallurgical Transactions A, v.40A, p.1851-1862, Ago. 2009.

HILLENBRAND, H. G., GRAF, M., KALWA, C., Development and production of high strength pipeline steels. In: Niobium 2001, dec. 02-05, Proceedings Orlando: Florida, 2001.

HIPPERT JR., E. *Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J-Aa para previsão de colapso em dutos*. 2004. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

HIPPERT JR., E.; RUGGIERI, C. *Experimental and Numerical Investigation of Ductile Crack Extension in a High Strength Pipeline Steel*. In: ASME Pressure Vessel and Piping Conference, 2001.

HONEYCOMBE, R.W.K. – Aços, microestrutura e propriedades. Fundação Calouste Gulbenkian. Cap.4, 1982.

HWANG, B., KIM, Y.M., LEE, S., KIM, N.J., AHN, S.S. *Correlation of microstructure and fracture properties of API X70 pipeline steels*. In: Metallurgical Transactions A, v.36A, p.725-739, Mar. 2005.

ISHIKAWA, N., SHINMIYA, T., IGI, S., KONDO, J. *Toughness evaluation on seam weld HAZ of high strength UOE linepipe*. In: Proceedings of IPC – International Pipeline Conference, 2006.

JONES, B. L. *Advances in alloy development and process technology in the production of high strength linepipe Steel*. In: Proceedings of an International Conference at University of Wollongong, Wollongong–Austrália, Aug. 1984. p.210-214.

KIM, Y. M., LEE, H., KIM, N.J. *Transformation behavior and microstructural characteristics of acicular ferrite in linepipe steels*. Materials Science and Engineering. A. 478, p.p. 361-370, 2008.

KRAUSS, G.; THOMPSON, S. W. *Ferritic microstructures in continuously low-and ultralow-carbon steels*. ISIJ International, v.35, n.8, p.937-945, 1995.

LIESSEM, A.; PEPPLER, M.E. *A critical view on the significance of HAZ toughness testing*. In: Proceedings of IPC – International Pipeline Conference, 2004.

MALCOLM, J.G.. – *A guide for understanding e specifying chemical composition of high strength linepipe steel*. Technical Report, EWI MICROALLOYING. July 2007.

ORDÓÑEZ, R. E. C. *Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L X80 com diferentes arames tubulares*. 2004. Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Campinas.

PARK, C.Y.; KWAK, J.K.; EOM, J.H. *The effect of alloying elements on API X80 grade linepipe steel*. In: International Conference 21 st Century Steel Industry of Russia and CIS, Moscow-Russia, June 1994. p.116-120.

PEREIRA, M. S.; GARCIA, P. E. L.; ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M. *Aplicação de ataques químicos alternativos para revelação por cores da microestrutura de um aço multifásico*. 1ª Conferência Brasileira de Temas de Tratamento Térmico - TTT'2003 - Indaiatuba, SP - de 25 a 27 de junho de 2003 (anais em CD-ROM).

RAMIREZ, M. F. G. *Estudo da transformação durante o resfriamento contínuo e da microestrutura do aço microligado X80 utilizado na construção de tubos para transporte de gás natural e petróleo*. 2008. Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

RUGGIERI, C. *Modelagem micromecânica da fratura dúctil e aplicações à integridade estrutural*. 2001. Tese apresentada para obtenção do título de Professor Livre Docente. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

SAMUELS, L.E. – *Optical microscopy of carbon steels*. Primeira edição, ASM Metals Park, 1980.

SANTOS NETO, N.F. – *Caracterização de soldas em aços API 5L com diferentes arames tubulares e temperaturas de preaquecimento*. 2003. Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Campinas.

SHIGA, C.; KAMADA, A.; HATOMURA, T.; HIROSE, K.; KUDOH, J.; SEKINE, T. *Development of large diameter high strength line pipes for low temperature services*. Kawasaki Steel Technical Report, n.4, Dec. 1981.

SANTANNA, P. C. *Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65*. 2006. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia. Departamento de Engenharia Mecânica da UNICAMP. Campinas.

SHIN, S.Y., HONG, S., BAE, J.H., KIM, K., LEE, S. *Separation phenomenon occurring during the Charpy impact test of API X80 pipeline steels*. In: Metallurgical Transactions A, v.40A, p.2333-2349, Oct. 2009.

SILVA, C.N.P. *Efeitos das separações na tenacidade de um aço microligado produzido por laminação controlada*. 1986. Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

SILVA, M. C. *Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de Curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura*. 2004. Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

SILVA, M. C., MAGNABOSCO, R., RUGGIERI, C. *Efeito de delaminações sobre curvas J-R do aço API 5L X80 produzido por laminação controlada – Parte 1: investigação experimental*. In: ABM, 2005, Belo Horizonte. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

SILVA, M. S. *Determinação da tenacidade à fratura de aços para dutos API X60 utilizando a metodologia de integral J com determinação do tamanho da trinca por queda de potencial*. 2002. Dissertação apresentada à UFRJ para obtenção do título de mestre em engenharia. São Paulo.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS (SAE). High strength low alloy steel – SAE J410c. SAE handbook, 1972, p.46-46.

STEEL PROCESSING TECHNOLOGY. *Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys*. 10.ed. Metals Handbook: Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys ASM, 1990. v.1, p.107-125.

SHIN, S.Y., WOO, K.J., HWANG, B., KIM, S., LEE, S. *Fracture-toughness analysis in transition-temperature region of three american petroleum institute X70 and X80 pipeline steel*. In: Metallurgical Transactions A, v.40A, p.867-876, Abr. 2009.

SUN, J.; BOYD, J.D. *Effect of thermomechanical processing on anisotropy of cleavage fracture stress in microalloyed linepipe steel*. In: International Journal of Pressure Vessels and Piping, v.77, 2000, p. 369-377.

THAULOW, C.; PAAUW, A. J.; GUNLEIKSRUD, A.; TROSET, J. *Fracture mechanical properties in controlled rolled CMn thermomechanically treated steels with splittings*. In: Engineering Fracture Mechanics, v.24, p.263-276, 1986.

TOYODA, M. – Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds, Osaka University Report, 1989.

VISHNU, P. R. Solid-State Transformation in Weldments. Welding, Brazing and Soldering. American Society for Metals, ASM Handbook, Metals Park, Ohio, v. 6, pp. 70-87, 1984.

WINSOR, F. J. Welding of Low-Alloy Steels. Welding, Brazing and Soldering. American Society for Metals, ASM Handbook, Metals Park, Ohio, v. 6, pp. 662-676, 1984.

WU, S.J., DAVIS, C.L. *Effect of duplex ferrite grain size distribution on local fracture stresses of Nb-microalloyed steels*. Materials Science and Engineering. A. 385, p.p. 352-358, 2004.

ZHANG, J. X., Shi, Y. W. The Effect of Welding Mechanical Heterogeneity on Fracture Toughness Feature of Base Metal. *International Journal of Pressure Vessel and Piping*, v. 72, pp. 199-202, 1997.

ZHAO M.C.; YANG K.; XIAO F.R.; SHAN Y.Y. *Continuous Cooling Transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels*. *Materials Science and Engineering. A*. 355, p.p. 126-136, 2003.

APÊNDICE - EPS

A seguir é apresentada a especificação do procedimento de soldagem (EPS) utilizado na soldagem da chapa de aço API 5L X80 utilizada neste estudo. Esta foi adaptada de uma EPS utilizada para soldagem de tubos em campo (solda circumferencial).

	ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDA (Welding procedure specification WPS) PRE-QUALIFICADO (Prequalified): NÃO QUALIFICADO POR TESTE (Qualified by testing) SIM	EPS (WPS). N° ER 01/09
		Norma: (Code) ASME IX - 2006

RQPS: ER01/09	Processo: ER (SMAW): X	MIG/MAG (GMAW):	SEMI-AUTOM.: AUTOMÁTICA
(PQR): ER01/09	(process) AS (SAW)	(FCAW):	TIG (GTAW) MANUAL MECANICA

QW 402

Croqui da junta: (Joint configuration)

19,0mm

QW 405 - Pos. (Weld position): 1G - PLANA

Progr. (Weld progression): **Não Aplicável**

QW: 403

Metal Base (Base metal)
USIMINAS
Especificação (Specification): **API 5L X80**
Tipo ou Grau (Type or grade): **X80**
Espessura (Thickness)(mm): **19,0 mm**
Grupo: P n ° N/A
Qualifica: API 5L X 80

QW: 402

JUNTA (Joint used): **TOPO**
Tipo (Type): **Simples (Single): ½ V** **Dupla (Double welded):**
Cobre-junta (backing): **SEM** **Material: N/A**
Abertura da raiz (Root opening): **0 - 3,0 mm**
Face da raiz (Root face): **1 - 3,0mm**
Angulo do chanfro (Groove angle): **30 +5/-0**

QW: 406

Pré-aquecimento: (pre-heating) °C min: 93°C
Tempo (time) min. (h): N/A
Interpasse Max. °C: 149°C
Controle: Lâpis Térmico
Pos-aquecimento (pos-heating)°C: N/A
Obs: N/A

QW: 407

ALIVIO DE TENSÕES (PWHT): N/A
Norma (code): N/A
Patamar (soaking temp) °C: N/A
Tempo (soaking time) min: N/A
Aquec. (heating rete) Max °C/h: N/A
Resfriamento (cooling rate) Max. °C/h: N/A

QW: 404

METAL DE ADIÇÃO (FILLER METAL)
Especificação (specif.): AWS A 5.19
Marca (Brand): BOHLER

CARACTERÍSTICAS ELETRICAS (electrical characteristic):
Fonte (font): Retificador de Tensão Constante
Eletrodo de tungstênio (tungsten electrode): **Tipo** (type): **N/A**
Diâmetro (size)(mm): 4,0mm
Transferencia (transfer mode) (SMAW): **N/A**

Table 4.5: GAS: Proteção (shielding): **N/A**
Tipo: **N/A**
Da Raiz (backing): SEM

Vazão (flow rate): (l/min): **N/A**
Vazão da raiz (flow rate): (l/min): **N/A**
Obs: **N/A**

Table 4.5 : TECNICA (technique): Preparação da junta (joint preparation): Oxi-corte
Limpeza inicial (start cleaning): Esmeril
Limpeza entre passes (interpass cleaning): Talhadeira / Esmeril / Escova
Remoção da raiz (back gouging): Eletrodo de carvão / Ar e Esmeril, quando aplicável
Passe simples ou múltiplo (por lado)(múltiplo or single pass-per side): Simples / Múltiplo
Cordão (bead): Retilíneo (string): **X** Oscilado (weave):
Largura Max. do cordão (max. bead size) (mm): 19,0mm / **Martelamento** (Peening): **SEM**
Obs:

Distancia bico-peça (stick-out) (mm): **N/A**

Diâmetro do bocal (gás cup size)(mm): **N/A**

CAMADA/PASSE (layer/pass)	PROCESSO (process)	METAL DE ADIÇÃO (filler metal)		CORRENTE (CURRENT) Polarid. CCEP - (A)	Voltagem (v)	Heat Input KJ / mm	Velocidade Alimentação do eletrodo (m / min.)
		Classe	mm				
1º passe 2º passe 3º @ 13º passe	SMAW	ER 6010 E 9018G E 9018G	4,0	145 195 200	22 22 21	1,1 1,1 1,1	N/A N/A N/A
Inspetor de Soldagem N2		Coordenador de CQ			Fiscalização		
Data:		Data:			Data:		