PAULO EDUARDO ALVES FERNANDES

**Avaliação da Tenacidade à Fratura da Zona Afetada Pelo Calor
(ZAC) do Aço API 5L X80 Soldado pelos Processos SMAW e
FCAW**

São Paulo
2011

PAULO EDUARDO ALVES FERNANDES

**Avaliação da Tenacidade à Zona Afetada Pelo Calor do Aço API
5L X80 Soldado pelos Processos SMAW e FCAW**

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

São Paulo
2011

PAULO EDUARDO ALVES FERNANDES

**Avaliação da Tenacidade à Zona Afetada Pelo Calor do Aço API
5L X80 Soldado pelos Processos SMAW e FCAW**

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

Área de concentração:
Engenharia Naval e Oceânica

Orientador: Prof.-Titular-Dr.
Claudio Ruggier

São Paulo
2011

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, 17 de Janeiro de 2012

Assinatura do Autor _____

Assinatura do Orientador _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Fernandes, Paulo Eduardo Alves

Avaliação da tenacidade à fratura da zona afetada pelo calor (ZAC) do aço API 5LX80 soldado pelos processos SMAW e FCAW / P.E.A. Fernandes. -- São Paulo, 2011.
110 p.

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

1. Tenacidade dos materiais 2. Mecânica da fratura 3. Soldagem a aço 4. Soldagem a gás 5. Acabamento de superfícies I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica II. t.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, a Deus, pois sem ele nada é possível.

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

À minha família, minha mãe Neuza e aos meus filhos Paloma, Paulo Jr. e Mariana, pela paciência nos momentos que não pude estar presente.

Aos amigos Diego, Livio, Alexanden, Anderson da POLI, Fernando, Marcelo, André e Coração do SENAI pela ajuda nos ensaios.

A LINCOLN ELETRIC (Tecnólogos Antonio C. Souza e Carlos Barbosa), pela ajuda na soldagem das chapas e doação dos consumíveis.

A CONFAB (Engenheiro Sérgio Kojima) pela doação da chapa.

RESUMO

O presente trabalho investiga a soldabilidade dos aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) API 5L X80) e a tenacidade da ZAC (Zona Afetada pelo Calor), assim como a sua correlação com o ensaio CTOD (Crack Tip Opening Displacement) nos processos de soldagem Eletrodo Revestido estudado por Silva [2009] e GMAW-STT® (Gas Metal Arc Welding Surface Tension Transfer®) no passe de raiz com FCAW (Flux Core Arc Welding) para os passes de enchimento e acabamento. Foram utilizados corpos de provas SENB em chapa com espessura de 19 mm e chanfro em $\frac{1}{2}$ V, onde ficaria mais fácil a localização do entalhe na região de grãos grosseiros na zona afetada pelo calor (parte reta do chanfro). Ensaio de tração e impacto Charpy entalhe com $\frac{1}{2}$ V foram utilizados para determinar as propriedades mecânicas e de impacto do material testado. Foram comparados os processos SMAW (Eletrodo Revestido), muito utilizado para a soldagem de gasodutos e oleodutos, com os processos GMAW-STT® e FCAW, que têm maior produtividade do que o SMAW. A soldabilidade dos aços ARBL está associada às regiões da ZAC (Zona Afetada pelo Calor) que, por sua vez, encontra-se correlacionado com o processo de soldagem, composição química e com os parâmetros de soldagem utilizados durante o processo de solda, sendo que a qualificação dos procedimentos geralmente não exige o ensaio de tenacidade, como o CTOD.

ABSTRACT

This work studies HSLA steels (High Strength Low Alloy) API5LX80 weldability, HAZ (Heat Affected Zone) fracture behavior and their relationship with the CTOD test (Crack Tip Opening Displacement) on the welding processes SMAW (Shielded Metal Arc Welding) studied by Silva [2009] and GMAW-STT® (Gas Metal Arc Welding Surface Tension Transfer®) in the root pass with FCAW (Flux Core Arc Welding) others welding passes. There were used 19 mm width SENB plate samples with a half V groove, where would be easier to locate the crack in the HAZ coarse grain region. Conventional tensile and Charpy V-Notch were performed to determinate mechanical and impact properties of the tested materials. SMAW process, widely used for gas and oil pipelines welding, was compared with GMAW and FCAW processes which have a better productivity than the first one. The HSLA steels weldability is related with HAZ region which also depends on welding process, its parameters and material chemical composition. Normally is not necessary to perform toughness test as CTOD test to evaluate the procedures.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 -	Gasodutos entre as regiões Sudeste e Nordeste, antes do GASENE [PETROBRAS, 2011].....	2
Figura 1.2 -	Gasodutos entre as regiões Sudeste e Nordeste integrada pelo GASENE 2010 [PETROBRAS, 2011]	3
Figura 1.3 –	Distribuição plano de negócios 2010-2014 da Petrobras	4
Figura 2.1 -	Evolução dos aços API [GRAY, 1987]	10
Figura 2.2 -	Evolução da soldabilidade dos aços API [SHIGA,1981].....	12
Figura 2.3 -	Várias regiões da Zona Afetada pelo Calor.....	14
Figura 2.4 -	Várias regiões da ZAC em um cordão de solda feita com um cordão.....	15
Figura 2.5 -	Regiões eliminadas, alteradas e inalteradas em uma solda com dois Cordões	16
Figura 2.6 -	Regiões em uma solda multipasses	17
Figura 2.7 -	Região IGGGZAC sem MA	19
Figura 2.8 -	Região IGGGZAC com MA	20
Figura 2.9 -	Diagrama TTT	20
Figura 2.10 -	Diagrama TRC do aço microligado baixo carbono	21
Figura 2.11 -	Microestruturas do aço microligado baixo carbono	22
Figura 3.1 -	Fabricação Arame Tubular	26
Figura 3.2 -	Modos de transferência de acordo com a classificação do IIW..	27
Figura 3.3 –	Soldagem com arame tubular.....	28
Figura 3.4 -	Soldagem com arame tubular auto protegido	29
Figura 3.5 -	Perfil do cordão de soldagem com os processo eletrodo revestido (a) e o processo GMAW-TC (b) [MEYER, 1998]	32
Figura 4.1 -	Definições alternativas de CTOD. a) deslocamento na ponta original da trinca; b) intercepto a 90° [ANDERSON, 2005].....	35
Figura 4.2 -	Modelo da rótula plástica em corpo de prova SENB [ANDERSON, 2005]	38
Figura 4.3 -	Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada [API RP 2Z, 2005]	39
Figura 4.4 -	Localização do entalhe em região de maior dureza [API 1104, 2005]	40

Figura 5.1 -	Definições alternativas de CTOD. a) deslocamento na ponta original da trinca; b) intercepto a 90°	42
Figura 5.2 -	Corpo de prova SE(B).....	43
Figura 5.3 -	Modelo da rótula plástica aplicado para estimar o valor de CTOD	43
Figura 5.4 -	Testes para qualificação retirada dos corpos de provas em juntas circunferências	44
Figura 5.5 -	Retirada de corpos de provas.....	45
Figura 6.1 -	Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova retangulares retirados de uma chapa de aço API X80 na direção longitudinal [SILVA].....	47
Figura 6.2 -	Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova retangulares retirados de uma chapa de aço API X80 na direção transversal[SILVA, 2009].....	47
Figura 6.3 -	Perfil da medição da dureza, chanfro meio V (N133, 2004).....	48
Figura 6.4 -	Perfil de dureza encontrado na junta soldado do aço API 5L X80	49
Figura 6.5 -	Macrografia da junta soldada chanfro em meio V	50
Figura 6.6 -	Análise do corpo de prova evidenciando algumas inclusões	51
Figura 6.7 -	Análise química das inclusões.....	51
Figura 6.8 -	Microestrutura do aço API 5L X80 soldada com eletrodo revestido formada por uma matriz de ferrita poligonal , agregados eutetóides e MA [SILVA, 2009]	52
Figura 6.9 -	Microestrutura do aço API 5L X80 soldada com arame tubular formada por uma matriz de ferrita poligonal, agregados eutetóides e MA.....	53
Figura 6.10 -	Microestrutura da região de fratura mostrando a presença de bainita	53
Figura 6.11 -	Análise do tamanho de grão na região da fratura	54
Figura 6.12 -	Análise do tamanho de grão no metal de base	54
Figura 6.13 -	Microestrutura com reagente Klemm 1 apresentando o agregado MA (pontos brancos) aumento 1000x	55
Figura 6.14 -	Resultado do ensaio de impacto Charpy para as amostras de MB e de ZTA na direção transversal.....	56
Figura 6.15 -	Análise da fratura do corpo de prova ZAC 2 evidenciando a fratura frágil	59
Figura 6.16 -	Técnica utilizada para medição da pré trinca.....	61
Figura 6.17 -	Gráfico CMOD x carga do corpo de prova ZAC 17	62

Figura 6.18 -	Determinação da deformação plástica.....	63
Figura 6.19 -	Distribuição Weibull para os ensaios CTOD dos Processos SMAW e FCAW	66
Figura A.1 -	Retirada de corpos de provas [API 1104, 2005].....	84
Figura A.2 -	Localização do entalhe em região de maior dureza [API 1104:2005] ...	86
Figura A.3 -	Escolha do ensaio a ser feito conforme BS 7448,1991.....	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Principais elementos de liga e seus efeitos.....	9
Tabela 2.2 - Composição química dos aços API – PSL 2.....	11
Tabela 2.3 - Tensão requerida para PSL 2.....	11
Tabela 3.1 - Consumível para soldagem dos aços de alta resistência em função do limite de escoamento do aço e do processo de soldagem.....	31
Tabela 5.1 - Composição química (% massa) do aço API 5L X80 nacional.....	40
Tabela 5.2 - Composição química (% massa) do aço API 5LX80 segundo especificação API [API 5L].....	40
Tabela 5.3 - Composição química (% massa) do metal de solda.....	41
Tabela 6.1 - Propriedades Mecânicas obtidas no ensaio de tração [SILVA 2009].....	46
Tabela 6.2 - Resultado CTOD do metal de base [SILVA, 2009].....	57
Tabela 6.3 - Resultado CTOD da ZAC com Eletrodo Revestido [SILVA 2009] .	57
Tabela 6.4 - Resultado CTOD da ZAC com Arame Tubular.....	58
Tabela 6.5 - Fractografia dos corpos de provas.....	60
Tabela A.1 - Qualificação de procedimentos para soldas de topo e circunferências [DNV-OS-F101, 2010].....	82

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 2.1 -	Alongamento	12
Equação 2.2 -	Carbono Equivalente	12
Equação 4.1 -	CTOD	34
Equação 4.2 -	Integral J	34
Equação 4.3 -	Integral J	35
Equação 4.4 -	CTOD	36
Equação 4.5 -	componente elástica do ensaio CTOD.....	37
Equação 4.6 -	componente plástica do ensaio CTOD	37
Equação 5.1 -	CE_{PC}	41
Equação 5.2 -	CE_{IIW}	41
Equação 6.1 -	Distribuição valores críticos de CTOD.....	64
Equação A.1 -	CTOD	81
Equação A.2 -	Cálculo m	81
Equação A.3 -	Cálculo n	81
Equação A.4 -	CTOD	86
Equação A.5 -	Intensificador de tensão	87
Equação A.6 -	CTOD	87

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Área
AI	Alongamento
AF	Ferrita Acicular
ANP	Agencia Nacional do Petróleo
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASME	American Society of Mechanical Engineers
AWS	American Welding Society
BF	Microestrutura formada por Ferrita e Bainita
CEQ	Carbono Equivalente
CMOD	Crack Mouth Opening Displacement
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
CGZAC	Crescimento de Grão Zona Afetada pelo Calor
E&P	Exploração e Produção
FCAW	Flux Core Arc Welding

GASENE	Gasoduto interligando as Regiões Sudeste e Nordeste
GASCAV	Gasoduto Cabiúnas-Vitória
GASCAC	Gasoduto Cacimbas-Catu
GF	Ferrita Granular
ICZAC	Intalterado Zona Afetada pelo Calor
IRCS	Intercrítico Reaquecimento
IIW	The International Institute of Welding
IZAC	Intercrítico Zona Afetada pelo Calor
LBZ	Local Brittle Zones
MA	Microestrutura formada por Martensita e Austenita
MAG	Metal Active Gas
MAG-TC	MAG com transferência controlada
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica Linear
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto Plástica
P	Perlita
PF	Ferrita Poligonal
QF	Ferrita Quase Poligonal

SMAW	Shielded Metal Arc Welding
RGZAC	Refino de Grão Zona Afetada pelo Calor
RTC	Refino, Transporte e Comercialização
SCZAC	Subcrítico Zona Afetada pelo Calor
SRCG	Subcrítico Reaquecimento
STT®	Surface Tension Transfer
UTS	Resistência a tração na temperatura de teste
TP	Temperatura de pico
YS	Tensão de escoamento na temperatura de interesse
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZFL	Zonas Frágeis Localizadas

LISTA DE SÍMBOLOS

a_0	Tamanho inicial da trinca;
B	Espessura do corpo-de-prova;
b_0	Ligamento remanescente ($W-a_0$);
e	Espessura do material;
E	Módulo de elasticidade;
GF	Ferrita Granular;
J	Integral J;
K_I	Fator de intensidade de tensões para o modo I de abertura;
m	Parâmetro de acordo com ASTM A1290;
m_{ssy}	Constante adimensional igual a aproximadamente 1 para o estado plano de tensão e 2 para o estado plano de deformação;
m_δ	Fator adimensional de determinação da parcela elástica de CTOD elástica dependente do estado de tensões e das propriedades do material, ($m_\delta = 2$ segundo BS 7448 e ASTM E1820)
n	Expoente de encruamento;
P_f	Carga máxima de fadiga;

P	Carga obtida do diagrama Carga vs. CMOD;
QF	Ferrita quase poligonal;
S	Distância entre os roletes de apoio (span);
U	Energia de deformação;
U_{el}	Componente elástica da energia de deformação;
U_{pl}	Componente plástica da energia de deformação;
V	Mesmo que CMOD – abertura da boca da trinca (Crack Mouth Opening Displacement);
V_p	Parcela plástica do deslocamento;
Y	Distância a partir da linha de fusão;
W	Largura do corpo-de-prova;
Z	Espessura das “facas” de fixação do clip gage;
α	Estrutura cúbica de corpo centrado – Ferrita;
γ	Estrutura cúbica de face centrada – Austenita;
δ	Mesmo que CTOD – abertura da ponta da trinca;
δ_c	CTOD crítico no início da fratura instável com crescimento estável de trinca inferior a 0,2 mm;

δ_{el}	Componente elástica do CTOD;
δ_{pl}	Componente plástica do CTOD;
δ_u	CTOD no início da fratura instável com crescimento estável de trinca maior ou igual a 0,2 mm;
δ_m	CTOD que atinge carga máxima antes da fratura;
σ_{LE}	Tensão limite de escoamento;
ρ	Densidade do material;
ν	Coeficiente de Poisson.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Reservas de Gás Natural no Brasil	1
1.2	Motivação do Presente Trabalho	4
2	AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA APLICADOS A DUTOS DE GÁS E PETROLÉO	6
2.1	Aços Microligados Alta Resistência e Baixa Liga	7
2.2	Aços API	9
2.2	Mudanças Metalúrgicas e Tenacidade em Juntas Soldadas	12
2.3	Zonas Frágeis Locais	14
2.3.1	Zona Afetada Termicamente	14
2.3.2	Evolução da Tenacidade na ZAC	17
2.4	Redução do Constituinte M A	18
2.5	Diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo	19
2.6	Efeito dos Elementos de Liga na Tenacidade da ZAC	22
2.6.1	Fatores que Afetam a Tenacidade da Zona Afetada pelo Calor dos Aços Microligados	23
3	PROCESSOS DE SOLDAGEM	24
3.1	Eletrodo Revestido	24
3.2	Processo de Soldagem Com Arame Tubular	25
3.2.1	Arames tubulares com gás de proteção	27
3.2.2	Arame tubular autoprotégido	28
3.2.3	Equipamento do Processo	29
3.2.4	Princípio de Operação	30
3.2.5	Gases de Proteção	30
3.2.6	Metal de Adição	30
3.3	Processo GMAW-TC	32
4	AValiação DA TENACIDADE EM JUNTAS SOLDADAS POR INTERMÉDIO DO PARÂMETRO CTOD	33
4.1	Introdução	33
4.2	CTOD como Parâmetro de Fratura	34
4.3	Avaliação Experimental do CTOD	35
4.4	Aplicação do Parâmetro CTOD na Avaliação da Tenacidade de Juntas Soldadas	38
5	MATERIAL E MÉTODOS	40
5.1	Material Utilizado	40
5.2	Preparação da chapa de aço API 5L X80	41
5.3	Procedimento de Soldagem	43
6	RESULTADOS E DISCUSSÃO	46
6.1	Propriedades Mecânicas	46
6.1.1	Ensaio de Tração	46
6.1.2	Perfil de dureza da junta soldada	48
6.2	Análise Metalográfica	49
6.2.1	Macrografia da junta soldada	49
6.2.2	Micrografia da junta soldada	50

6.3- Propriedades de Tenacidade.....	56
6.3.1 - Ensaio de impacto Charpy.....	56
6.3.2 Ensaio de CTOD.....	56
6.4 Análise Estatística de Valores Críticos de CTOD.....	64
7 CONSIDERAÇÕES FINAIS E SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS .	67
8 REFERÊNCIAS	70
Anexo A.....	77
Normas para qualificação de juntas soldadas	80

1 INTRODUÇÃO

1.1 *Reservas de Gás Natural no Brasil*

Entende-se como reservas os recursos descobertos de gás natural, comercialmente recuperáveis, a partir de uma data de referência. A estimativa desses valores incorpora certo grau de incerteza às informações de geociência, de engenharia e de natureza econômica. Em função disso, elas são classificadas como [ANP, 2008]:

- Reservas provadas – recuperação comercial com elevado grau de certeza a partir de análises de dados geológicos e de engenharia;
- Reservas prováveis – recuperação comercial com maior grau de incerteza em relação à estimativa de reservas provadas;
- Reservas possíveis – recuperação comercial com maior grau de incerteza em relação à estimativa de reservas prováveis;
- Reservas totais - representa o somatório das reservas provadas, prováveis e possíveis.

No período compreendido entre os anos de 1964 e 2007, as reservas provadas de gás natural cresceram em média 7,7% a.a. [ANP, 2008]. Este crescimento está relacionado, principalmente, às descobertas decorrentes do esforço contínuo do país para diminuir o seu grau de dependência do petróleo. As principais descobertas ocorreram na Bacia de Campos (bacia sedimentar, onde se encontra a maior concentração de campos gigantes em produção do país, tais como, Albacora, Marlim e Roncador), bem como na Bacia do Solimões (bacia sedimentar, onde se localizam o Polo de Urucu – local onde boa parte do gás é reinjetado – e a jazida de Juruá, ainda sem aplicação comercial).

Como se pode observar no contexto mundial, o Brasil, nas últimas décadas, vem sendo palco de crescente demanda por tubos utilizados na construção de polidutos de grande vazão, como consequência direta do crescimento contínuo da produção de petróleo e da maior utilização do gás natural na matriz energética nacional. Em 26 de março de 2010, a Petrobras

inaugurou o Gasoduto da Integração Sudeste Nordeste (GASENE), maior gasoduto de petróleo, em extensão, construído no Brasil na última década. O empreendimento foi importante para a expansão da malha de transporte de gás natural do país entre 2003 e 2010, período em que a rede brasileira de gasodutos de transporte passou de 5.451 km para 9.219 km [PETROBRAS, 2011].

As figuras 1.1 e 1.2 mostram os gasodutos entre o sudeste e o nordeste, antes e depois do GASENE [PETROBRAS, 2011].

Figura 1.1 - Gasodutos entre as regiões Sudeste e Nordeste, antes do GASENE [PETROBRAS, 2011]

Figura 1.2- Gasodutos entre as regiões Sudeste e Nordeste integradas pelo GASENE 2010 [PETROBRAS, 2011]

Além do GASENE, o plano de negócios da Petrobras para o período 2010-2014 prevê investimentos de US\$ 212,3 bilhões (95%) aplicados no Brasil e US\$ 11,7 bilhões (5%) no exterior. A expressiva aplicação desses investimentos junto ao mercado fornecedor doméstico, com uma taxa de conteúdo local totalizando 67%, significa um nível de contratação anual no País de cerca de US\$ 28,4 bilhões [Diário do pré-sal, 2011]. A figura 1.3 mostra a distribuição desses valores.

Figura 1.3 – Distribuição plano de negócios 2010-2014 da Petrobras [Diário do pré-sal, 2011]

O Plano de Negócios 2010-2014 mantém as metas de crescimento para a Companhia, incluindo os recursos necessários para a exploração e desenvolvimento das descobertas de petróleo no pré-sal, sendo a meta de produção de petróleo de 3,9 milhões de barris de óleo por dia [Diário do pré-sal, 2011].

1.2 Motivação do Presente Trabalho

O processo de soldagem mais utilizado para unir juntas circunferenciais em tubulações de campo é o de Eletrodo Revestido, também conhecido como SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*) e, normalmente, empregado para os passes de raiz, enchimento e acabamento [FORTES, 2004]. Embora o preço baixo do equipamento de soldagem e a qualidade da junta produzida por esse processo atendam às necessidades industriais e às especificações construtivas, a sua baixa produtividade compromete a eficácia de sua aplicação. São alguns de seus fatores limitadores:

- i) Necessidade de limpeza adequada a cada passe de solda;
- ii) Troca frequente do eletrodo durante a soldagem da junta, o que reduz o tempo efetivo de soldagem;

- iii) Baixo rendimento do eletrodo revestido associado a grandes perdas devido à formação de escória e ao descarte de parte do eletrodo durante seu uso;
- iv) Cuidados especiais requeridos pelos eletrodos, como a sua ressecagem e manutenção em estufas apropriadas;
- v) Adicionalmente, grande habilidade do soldador, uma vez que o processo é essencialmente manual [FORTES, 2004].

Durante vários anos, esse processo foi geralmente bem aceito por apresentar variáveis bem controladas. Entretanto, atualmente, há processos com maior produtividade e rendimento, além de exigirem menor habilidade do soldador, como o processo MAG (*Metal Active Gas*) e o Arame Tubular (FCAW *Flux Core Arc Welding*). Particularmente, o processo MAG para a soldagem do passe de raiz com a técnica transferência controlada (MAG-TC), apresenta um refinamento de controle eletrônico da corrente de soldagem e tensão elétrica do arco garantindo um bom controle da poça de fusão, boa penetração e baixa energia de soldagem. No entanto, ele oferece a desvantagem de maior custo em equipamentos e instalação. Outro processo de soldagem que vem recebendo atenção crescente pela indústria da construção e instalação de dutos, devido à sua alta produtividade e relativo baixo custo, é o semiautomático com arame tubular FCAW.

Embora mais eficientes e produtivos, a utilização de aços de alta resistência, microligados na construção de dutos com condições operacionais mais severas pode, no entanto, impor um desafio ao processo FCAW em termos de desempenho estrutural e, principalmente, na resistência à fratura de juntas soldadas nas circunferências de campo. Em particular, as propriedades de tenacidade do metal de solda e da zona afetada pelo calor (ZAC) são centrais à prevenção de falhas estruturais, ao mesmo tempo que permitem margens de segurança adequadas conforme os requisitos severos de projeto e operação correntemente em uso.

Essa tese apresenta uma investigação experimental sobre o comportamento da fratura da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) de um aço API

X80, soldado pelo processos SMAW estudado por Silva [2009] e FCAW com passe de raiz executado pelo processo MAG-TC, esta investigação incluiu ensaios mecânicos (Tração, Dureza), ensaios de tenacidade (Charpy e CTOD), metalografia (Macrografia, Micrografia e MEV) e análise química .

2 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA APLICADOS A DUTOS DE GÁS E PETROLÉO

O desenvolvimento dos aços microligados, no campo das aplicações estruturais, navais e petrolíferas, deve-se basicamente às melhores características de tenacidade desses materiais para níveis relativamente altos de resistência mecânica e boa soldabilidade. Além disso, seu preço é menor em comparação aos materiais tratados termicamente, uma vez que suas características mecânicas finais são conseguidas diretamente pelo processo de laminação. Sob este aspecto, a laminação controlada se revelou um tratamento termomecânico indispensável para a obtenção de tais características a partir das ligas microligadas Nb, Ti e/ou V. Esta prática de laminação controlada, seguida de resfriamento monitorado, com a combinação entre temperatura e deformação a quente aumentam os valores de resistência mecânica e a tenacidade [Silva, 2009].

A busca de um aço com maior resistência mecânica é um dos objetivos centrais no desenvolvimento desses materiais. O princípio básico desse mecanismo consiste em dificultar ao máximo o movimento das discordâncias na estrutura cristalina do metal, pois são justamente esses defeitos que fazem com que a resistência mecânica dos materiais reais corresponda a menos de 10% do valor teoricamente possível. A resistência mecânica de um aço resulta de vários mecanismos de endurecimento atuantes em sua microestrutura, sendo os principais tipos abaixo elencados: [GINZBURG, 2003]

- Endurecimento por solução sólida proporcionado pelos elementos de liga solubilizados (C, N, P, Mn, Si, Cr, Mo, etc.);
- Endurecimento por refino do tamanho de grão;

- Endurecimento por precipitação de compostos intermetálicos;
- Endurecimento por segunda fase;
- Endurecimento por discordâncias.

Estes mecanismos de endurecimento variam conforme o tipo de aço considerado e essencialmente elevam as propriedades mecânicas determinadas sob condições estáticas, como é o caso dos limites de escoamento e de resistência à tração. Infelizmente, a maioria dos mecanismos de endurecimento tende a degradar algumas propriedades mecânicas, como a tenacidade ou a capacidade que o material tem para resistir à nucleação e ao avanço de uma trinca – por exemplo, a energia absorvida durante um ensaio de impacto Charpy ou a temperatura de transição entre fratura dúctil e frágil.

2.1 Aços Microligados Alta Resistência e Baixa Liga

Aços denominados ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) são aqueles que têm composição química similar ao aço carbono, com a diferença das microadições de elementos de liga, como Nb, Ti ou V, que garantem melhores propriedades mecânicas [Hippert, 2004].

As composições químicas dos aços ARBL e os processos termomecânicos são determinantes para a obtenção da resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade destes aços. Dependendo da quantidade, um elemento pode ser chamado de microligante, quando é capaz de exercer uma influência marcante ou específica sobre as propriedades e microestrutura de um aço em percentagens menores que 0,1% em peso. Os principais elementos microligantes dos aços ARBL são: Nb, Ti, V, Zr, Al e B. A Tabela 2.1 apresenta a influência de alguns dos elementos de liga.

Os elementos mais comuns são o Nb e Ti que têm diferentes afinidades por conta do carbono e do nitrogênio na austenita. Nos aços comerciais microligados, o Nb precipita-se normalmente como carbonitreto. Os nitretos de Nb raramente se formam, exceto em aços com baixo teor de

carbono e alto teor de nitrogênio. No entanto, nos aços com Ti, ocorre sua precipitação inicialmente como nitreto. Após todo o nitrogênio ter se combinado como nitreto, o titânio pode se precipitar, caso haja quantidade suficiente.

Os principais efeitos da adição de microligantes são os controles do tamanho de grão austenítico no reaquecimento, o retardo da recristalização da austenita e o endurecimento por precipitação. Um pequeno tamanho de grão é obtido a partir de um pequeno tamanho de grão da austenita, antes da transformação γ - α . Para realizar este objetivo, os efeitos dos microligantes são fundamentais.

Esses aços sofrem um tratamento termomecânico, que é uma técnica concebida para melhorar as propriedades mecânicas e tenacidade de materiais por processo controlado de deformação a quente e que dispensa posterior tratamento térmico. Originalmente, a técnica de laminação a quente foi concebida apenas para dar forma geométrica ao produto. Com o abaixamento da temperatura na região da austenita, ocorre a precipitação, devido à difusão dos átomos do elemento microligante da rede cristalina, proveniente da redução de solubilidade. Essa precipitação leva diferentes tempos para diferentes temperaturas. Com o aumento da deformação, há um aumento da cinética de precipitação, chamada de precipitação induzida por deformação. Isso ocorre devido ao aumento do número de pontos de alta energia existente na matriz causada pela deformação. Como são para estes pontos que migram os átomos para a formação de precipitados, a precipitação ocorre em um tempo menor.

Uma das vantagens da utilização dos aços ARBL é a possibilidade de redução do peso devido à redução de espessura, fato que desperta grande interesse na indústria.

Tabela 2.1 - Principais elementos de liga e seus efeitos [Metals Handbook, 1983].

Elemento	Efeitos
Cromo	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Aumenta resistência à oxidação; - Aumenta a resistência à corrosão a quente; - Promove a formação de carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$.
Molibdênio	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação de carbonetos M_6C; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M.
Tungstênio	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação de carbonetos M_6C; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M.
Tântalo	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M; - Promove a formação de carbonetos MC e M_6C.
Nióbio	<ul style="list-style-type: none"> - Endurecedor de solução sólida; - Promove a formação do composto intermetálico Co_3M; - Promove a formação de carbonetos MC e M_6C.
Alumínio	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência à oxidação; - Promove a formação do composto intermetálico $CoAl$.
Titânio	<ul style="list-style-type: none"> - Promove a formação do composto intermetálico Co_3Ti; - Promove a formação do composto intermetálico Ni_3T, quando há adição suficiente de níquel. - Promove a formação do carboneto MC.
Níquel	<ul style="list-style-type: none"> - Estabiliza a estrutura CFC; - Promove a formação do composto intermetálico Ni_3T.
Boro	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência reduzindo o tamanho de grão; - Formação de precipitados.
Zircônio	<ul style="list-style-type: none"> - Aumenta a resistência reduzindo o tamanho de grão; - Formação de precipitados; - Formação de carbonetos MC.
Carbono	- Formação de carbonetos tipo MC , M_6C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$.
Ítrio	- Aumenta a resistência à oxidação.
Lantânio	- Aumenta a resistência à oxidação.

2.2 Aços API

Os aços para tubulações na indústria do petróleo são geralmente classificados, segundo a API (American Petroleum Institute), em função de sua aplicação, composição química e resistência mecânica. Os aços utilizados

especificamente na fabricação de tubos para linhas de transmissão seguem a classificação API 5L (*Specification for Line Pipe Steel*). [API 5L, 2000]. Para a classe API 5L, por exemplo, no aço API 5L X80, os dois últimos dígitos após a letra X especificam o limite de escoamento mínimo do material igual a 80 kSI (550MPa).

Esses aços sofreram modificações tanto de composição química como do processo de fabricação ao longo dos anos, evolução representada na figura 2.1.

Figura 2.1 - Evolução dos aços API [GRAY,1987]

Esta evolução tem ajudado na diminuição do peso das tubulações, como aponta a indústria de tubulação Canadense ao demonstrar que parede de uma tubulação pode ser reduzida em 14% utilizando um aço grau X70 comparado com o grau X60 e 12.5% utilizando o grau X80 comparado com o

grau X70 [GRAY, 1987]. Fornecedores de tubulações estão empenhados em desenvolver materiais de alta resistência, tais como o aço API X100. A composição química típica dos aços ARBL pode ser vista na tabela 2.2 e suas propriedades mecânicas na tabela 2.3.

Tabela 2.2 - Composição química dos aços API – PSL 2 [API 5L, 2004]

Grau	Carbono Máximo ^a	Manganês Máximo ^a	Fósforo Máximo	Enxofre Máximo	Titânio Máximo	Outros
Sem Costura						
B	0,24	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c
X42	0,24	1,30	0,025	0,015	0,04	c, d
X46, X52, X56	0,24	1,40	0,025	0,015	0,04	c, d
X60, X65, X70, X80	0,24	1,40	0,025	0,015	0,06	c, d
Soldado						
B	0,22	1,20	0,025	0,015	0,04	b, c
X42	0,22	1,30	0,025	0,015	0,04	c
X46, X52, X56	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c
X60	0,22	1,40	0,025	0,015	0,04	c
X65	0,22	1,45	0,025	0,015	0,06	c
X70	0,22	1,65	0,025	0,015	0,06	c
X80	0,22	1,85	0,025	0,015	0,06	c

Notas

- a Para cada redução de 0,01% abaixo do máximo especificado para o carbono, um aumento de 0,05% acima do máximo especificado para manganês
- b Nióbio, Vanádio ou Titânio podem ser usados se acordado com o comprador e fornecedor.
- c A Soma de Nióbio, Vanádio e Titânio não deve exceder a 0,15%.

Tabela 2.3 - Tensão requerida para PSL 2 [API 5L, 2004]

Grau	Resistência ao Escoamento Mínimo		Resistência ao Escoamento Máximo		Resistência à Tração Mínimo		Resistência à Tração Máximo		Alongamento Mínimo 2" %
	kSI	MPa	kSI	MPa	kSI	MPa	PSI	MPa	a
B	35	241	65	448	60	414	110	758	A
X42	42	290	72	496	60	414	110	758	A
X46	46	317	76	524	63	434	110	758	A
X52	52	359	77	531	66	455	110	758	A
X56	56	386	79	544	71	490	110	758	A
X60	60	414	82	561	75	517	110	758	A
X65	65	448	87	600	77	531	110	758	A
X70	70	483	90	621	82	565	110	758	A
X80	80	552	100	690	90	621	120	827	A

a Alongamento mínimo em 2" (50,8 mm) conforme equação 2.1

$$Al = 1,944 \frac{A^{0,2}}{UTS^{0,9}} \quad (2.1)$$

A preocupação tradicional dos usuários de tubos fabricados com os materiais de classe API está relacionada à soldabilidade que aumenta com a diminuição do teor de carbono e do valor de carbono equivalente (Ceq). A própria norma API 5L [API 5L, 2004] tem uma fórmula para o carbono equivalente, conforme equação 2.2.

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

A influência da porcentagem de carbono em relação ao carbono equivalente pode ser vista na figura 2.2.

Figura 2.2 - Evolução da soldabilidade dos aços API [SHIGA,1981]

2.2 Mudanças Metalúrgicas e Tenacidade em Juntas Soldadas

Uma junta soldada possui microestrutura heterogênea sujeita à tensões residuais, que dificulta a realização de testes e ensaios. Vários laboratórios e indústrias têm desenvolvido experiências nesta área [TOYODA, 1988].

Os fatores mais importantes que influenciam a soldabilidade são:

- As transformações produzidas na ZAC;
- A composição química do metal e do consumível;
- As tensões residuais geradas durante a soldagem;
- O procedimento de soldagem empregado.

A dimensão da região de crescimento de grão é influenciada pela dimensão do cordão de solda. A tenacidade desta região depende dos elementos de liga, da forma (rota) de fabricação do aço, da energia de soldagem, da taxa de resfriamento e da geometria do chanfro.

Os seguintes fatores metalúrgicos podem produzir zonas frágeis [DOLBY, 1984]

- Tamanho de grão grande da austenita;
- Matriz com microestrutura bainítica (bainita superior);
- Ilhas de martensita em contorno de grão;
- Precipitação de carbonetos de elementos microligantes.

Em soldas multipasses, a região de crescimento de grão é uma região pequena, usualmente menor que 0,5mm de largura.

A microestrutura dos aços soldados, principalmente na Zona afetada pelo calor (ZAC), é influenciada pela composição química, método de fabricação e condições de soldagem (energia de soldagem e sequência de soldagem) [ADAMS, 1958].

A zona afetada pelo calor pode ser dividida em quatro zonas de acordo com a máxima temperatura T_p [ADAMS, 1958], sendo que a figura 2.3 apresenta as várias regiões da Zona Afetada pelo Calor.

- 1) $T_p > 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ – Zona de crescimento de grão
- 2) $1050 > T_p > 870\text{ }^{\circ}\text{C}$ – Zona de refino de grão
- 3) $870 > T_p > 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ – Zona parcialmente transformada
- 4) $700^{\circ}\text{C} > T_p$ – Zona revenida

Figura 2.3 - Várias regiões da Zona Afetada pelo Calor [AWS, 1987]

2.3 Zonas Frágeis Locais

2.3.1 Zona Afetada Termicamente

Como mostra a seção anterior, o metal base é afetado pelo ciclo térmico imposto na soldagem que, em função da composição da liga e das características térmicas da soldagem, modifica a microestrutura e as propriedades em regiões que atingiram temperaturas superiores as de transformações metalúrgicas da liga, sem atingir o seu ponto de fusão [Toyoda, 1989]. Apresenta-se uma nomenclatura diferente para essas regiões, conforme o resumo a seguir:

- **Região de crescimento de grão:** região próxima a linha de fusão da solda, com temperatura na faixa de 1500 a 1100°C, onde o metal de base encontra-se no campo austenítico e há um crescimento do grão. Com esse aumento no tamanho de grão, eleva-se a temperabilidade do metal de base, que favorece a formação de martensita e, como consequência, uma queda da tenacidade;

- **Região de refino de grão:** nesta, o metal de base também está no campo austenítico, mas, como a temperatura é menor, o crescimento de grão não é significativo; os aços estruturais encontram-se na faixa de 1100 a 900 °C; como a temperabilidade é menor, nessa região, há uma melhor resistência mecânica e ductilidade que dependem da velocidade de resfriamento.
- **Região Intercrítica:** há uma transformação parcial nesta região, que se encontra na faixa de temperatura entre 900 a 750°C; tem-se uma microestrutura refinada; a velocidade de resfriamento influenciará a microestrutura resultante; apresenta propriedades inferiores ao metal de base;
- **Região Subcrítica:** nesta região não há transformações austeníticas, mas pode haver influência da temperatura, principalmente nos aços que têm microestrutura martensítica.

A figura 2.4 mostra essas regiões em uma solda feita com um cordão e as várias regiões da ZAC

Figura 2.4 - Várias regiões da ZAC em um cordão de solda feita com um cordão [TOYODA, 1988].

No caso da soldagem em dois ou mais passes, há uma interação entre os cordões de solda e as regiões se alteram como mostrado na figura 2.5.

Neste caso, formam-se regiões eliminadas por fusão do segundo cordão, outras alteradas pelo reaquecimento da região do primeiro cordão pelo cordão subsequente e aquelas inalteradas tanto no primeiro cordão como no segundo, onde não há intersecções de regiões entres os cordões.

Figura 2.5 - Regiões eliminadas, alteradas e inalteradas em uma solda com dois cordões [TOYODA, 1988].

Na soldagem multipasses, ocorrem várias alterações e complexa distribuição de microestrutura e tenacidade devido aos múltiplos ciclos térmicos impostos pelos cordões de solda. Neste caso, há várias intersecções entre as regiões da ZAC, como pode ser observado na que ilustra o ciclo térmico de cada passe.

Figura 2.6 - Regiões em uma solda multipasses [TOYODA, 1988].

A maior degradação micro estrutural ocorre na região de grão grosseiros da ZAC (CGZAC), onde os picos de temperaturas estão próximos do ponto de fusão do metal base. Alguns estudos mostraram que a zona Intercrítica de grão grosseiro de reaquecimento (IRCS) é a parte mais afetada da ZAC em soldagem. Este fenômeno ocorre nessa região, pois há transformação parcial da austenita durante o aquecimento, e durante o resfriamento transforma-se em perlita e bainita ou martensita e austenita (MA).

2.3.2 - Evolução da Tenacidade na ZAC

Em geral, a tenacidade da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) é menor do que o metal de base porque sua microestrutura muda com o calor imposto pelo processo de soldagem, especialmente, o crescimento de grão e a formação dos constituintes Martensita e Austenita (MA) que ocorrem nos grãos grosseiros da ZAC (CGZAC), perto da região do metal de solda, prejudicando a

tenacidade. Para maior resistência, ou utiliza-se maiores paredes das tubulações ou utiliza-se maiores teores de elementos de liga aumentando a formação de MA resultando em menor tenacidade da ZAC.

Várias investigações foram feitas a fim de investigar a tenacidade das tubulações dos aços Alta Resistência Baixa Liga pelos testes convencionais de fratura, mostrando a existência de Zonas Frágeis Localizadas (ZFL) na Região da ZAC [HONMA, 1987]. No entanto, o teste de fratura em grande escala, em tubulações de alta resistência com o entalhe introduzido no ZAC, apresentou menor tenacidade do que o esperado da avaliação dos mecanismos de fratura. [KIMURA, 1996]. Como consequência disso, vários esforços têm sido realizados para melhorar a tenacidade da ZAC e prevenir o crescimento de grão [TERADA – OKATSU, 2004]

2.4 Redução do Constituinte M A

Outra maneira de melhorar a tenacidade da ZAC é reduzir a formação de MA, para isto é importante escolher elementos de liga que reduzem a tendência da formação de MA. São eles: [HANS, 2002]

Neste caso, é importante reduzir também o carbono equivalente e as segregações do aço.

Quando se emprega a união por soldagem desses aços, é necessário avaliar as transformações em relação à soldabilidade e de suma importância analisar as curvas TTT (Transformação Tempo e Temperatura) para se ter uma ideia das transformações que podem ocorrer na junta soldada. Um exemplo desse tipo de curva é apresentado da figura 2.7 [Chiaverini, 2003]

Figura 2.7 -Diagrama Transformação Tempo e Temperatura [Chiaverini, 2003]

2.5 Diagrama de Transformação por Resfriamento Contínuo

Quando o resfriamento é contínuo (TRC), no caso do processo de soldagem do aço ARBL, o diagrama permite identificar as estruturas finais durante a decomposição austenítica. A figura 2.8, 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. [ZHAO, 2003]. Para taxas de resfriamento de 10 e 50°C/s, as microestruturas obtidas são ferrita bainítica (BF) e ferrita acicular (AF), enquanto que 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 figura 2.9 mostra a microestrutura desse material para uma taxa de resfriamento igual a 0,1°C/s e a figura 2.8 para uma taxa de 1°C/s.

Figura 2.8 - Diagrama TRC do aço microligado baixo carbono [Metals Handbook, 1983]

Figura 2.9 - 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 [Metals Handbook, 1983]

A figura 2.10 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. [CIZEK, 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).

Figura 2.10 - Diagrama TRC de um aço API 5L X80 [CIZEK, 2005]

Na figura 2.11, verifica-se a evolução destas microestruturas em função das diferentes taxas de resfriamento empregada.

Figura 2.11 - 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) Taxa de resfriamento de 18°C/s: microestrutura de GF; e) Taxa de resfriamento de 95°C/s: microestrutura de BF + M; [CIZEK, 2005].

2.6 Efeito dos Elementos de Liga na Tenacidade da ZAC

A tenacidade da ZAC é fortemente influenciada pelos elementos de liga que influenciam na formação de MA. A temperatura de transição dútil frágil também é influenciada pelos elementos de liga, como exemplo, pode-se citar a diminuição da temperatura de transição dútil frágil pelo decréscimo de Nb e Si, isto é, resultado da diminuição de MA [OHTANI, 1978]. O constituinte MA aumenta com o aumento de Nb, uma explicação desta ocorrência é o aumento da temperabilidade [TSUKAMOTO, 1988].

A formação de MA é reforçada quando há um aumento da temperabilidade devido ao enriquecimento da composição química com elementos de liga que, normalmente, prejudica a tenacidade da ZAC. Portanto, a adição de elementos de elementos de liga deve ser limitada para manter a tenacidade da ZAC e prevenir a formação de MA na ZAC, entretanto, a adição de elementos de liga é necessária para melhorar as propriedades mecânicas

do metal de base. Por outro lado, a região frágil localizada na ZAC é uma área pequena e deve ser claramente identificada com um grande efeito na integridade dos gasodutos.

2.6.1 Fatores que Afetam a Tenacidade da Zona Afetada pelo Calor dos Aços Microligados.

Os fatores que atingem a tenacidade da zona afetada pelo calor dos aços microligados são [TSUKAMOTO, 1988].:

- A solubilidade do VN e VC e a dimensão de qualquer da partícula presente;
- O tamanho de grão da austenita e o crescimento de grão na ZAC;
- A dimensão e quantidade de fase MA que pode se formar na zona de reaquecimento na ZAC;
- Endurecimento por precipitação na ZAC.

Hannerzand e Holmquist [HANNERZ, 1974], em 1974, investigaram o efeito do vanádio na zona afetada pelo calor (ZAC) na microestrutura e na tenacidade. Eles simularam soldas em aço contendo 0.15%C – 1.4%Mn, a solda tinha velocidade de resfriamento entre 800°C e 500°C de 33s, 100s e 300s. Na taxa de resfriamento com 33s e 100s, eles observaram pouco ou nenhum efeito do vanádio sobre a tenacidade ZAC até 0,1%V, ou às vezes mais. Com menor tempo de resfriamento, por meio de uma similar experiência com uma espessura de 20 mm soldada com energia de soldagem de 3,6kJ/mm [FU,2000], a tenacidade da ZAC apresentou uma pequena melhoria com vanádio de 0,06%. Mesmo com maior tempo de resfriamento, equivalente a soldagem de uma chapa de 20 mm e energia de soldagem de 10,8kJ/mm, a deterioração da tenacidade da ZAC no aço contendo 0,1%V, foi pequena. Foi somente com um maior nível de vanádio que uma significativa redução ocorreu na tenacidade em qualquer velocidade de resfriamento.

3 PROCESSOS DE SOLDAGEM

Os processos de soldagem mais utilizados para a junção de tubulação incluem eletrodo revestido, GMAW e arame tubular. Este capítulo descreve sucintamente as características principais destes três processos.

3.1 *Eletrodo Revestido*

A soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido SMAW (Shielded Metal Arc Welding) é o processo mundialmente mais empregado entre os vários utilizados para junção das juntas circunferências da soldagem em campo [BAY, 2001]. A soldagem é realizada com o calor gerado por um arco elétrico mantido entre a ponta do eletrodo revestido e a peça. O calor produzido pelo arco funde o metal (alma do eletrodo), revestimento e o metal de base [FORTES, 2004]. O metal é depositado por meio das gotas fundidas e recebe proteção dos gases gerados pelo revestimento e uma camada de escória é formada sobre o cordão de solda pela fusão de alguns componentes do revestimento. Esta escória protege o cordão de solda da atmosfera durante a solidificação e diminui a velocidade de resfriamento do mesmo. As outras funções do revestimento são: proporcionar estabilidade ao arco; adicionar elementos de liga ao cordão de solda e agir como isolante elétrico.

Os equipamentos utilizados neste processo consistem em uma fonte de energia, cabos de ligação, um porta-eletrodo e um grampo terra. A corrente de saída pode ser corrente alternada (transformadores) ou corrente contínua (geradores, retificadores e inversores), onde o eletrodo pode estar no polo negativo (polaridade direta) ou com eletrodo positivo (polaridade inversa), dependendo da classificação do eletrodo revestido e as exigências de serviço, por exemplo:

- Corrente contínua – Polaridade direta (CC-): eletrodo ligado ao polo negativo. Com essa configuração, produz-se uma maior taxa de fusão do eletrodo, associada a uma menor profundidade de penetração.
- Corrente Contínua – Polaridade inversa (CC+): eletrodo positivo e a peça negativa.

Com essa configuração, são obtidas maiores penetrações e menores taxas de fusão do eletrodo.

As vantagens do processo de soldagem por eletrodo revestido são: processo de soldagem simples e a necessidade de apenas de uma fonte de energia de corrente constante, dois cabos elétricos e o eletrodo. É também o processo de soldagem mais flexível, no sentido de que pode ser empregado em qualquer posição de soldagem para quase todas as espessuras. As desvantagens são as baixas taxas de deposição em comparação aos outros processos, tornando-o menos eficiente. Além disso, o uso do processo eletrodo revestido requer mais treinamento e habilidades dos soldadores do que os processos de soldagem semiautomáticos e automáticos.

3.2 Processo de Soldagem Com Arame Tubular

A soldagem a arco com arame tubular, também conhecida pela sigla FCAW (Flux Cored Arc Welding), é um processo em que o calor para soldagem é produzido por um arco entre um consumível arame tubular consumível e o metal de base, com proteção de um gás que é formado durante a combustão e decomposição do fluxo utilizado no arame tubular ou um gás de proteção de proteção auxiliar [BAY, 2001]. Este processoreúne as principais vantagens da soldagem com arame sólido e proteção gasosa – GMAW (Gas Metal Arc Welding) –, tais como o alto fator de trabalho do soldador a alta taxa de deposição, o alto rendimento, resultando em alta produtividade e qualidade da solda aliados com as vantagens da soldagem manual com eletrodo revestido – SMAW (Shielded Metal ArcWelding) – como a grande versatilidade, possibilidades de ajustes da composição química do cordão de solda e facilidade de operação em campo.

A figura 3.1 mostra o processo de fabricação do arame tubular.

Figura 3.1 - Fabricação Arame Tubular [Bay, 2001]

Nesse processo, a fonte de soldagem deve ser do tipo tensão constante e corrente contínua e o modo de transferência tem influência no processo de soldagem. A figura 3.2, mostra os modos de transferência conforme a classificação do IIW, sendo utilizado para vários processos de soldagem a arco elétrico.

Figura 3.2 - Modos de transferência de acordo com a classificação do IIW [IIW,2009]

3.2.1 Arames tubulares com gás de proteção

Os arames tubulares com gás de proteção foram desenvolvidos no início da década de 50. Originalmente, os arames tubulares com gás de proteção eram restritos à soldagem na posição plana e horizontal por causa do grande diâmetro do arame. Esta restrição não durou muito e foram desenvolvidos arames tubulares de pequeno diâmetro, por exemplo, diâmetro de 1 mm, constituídos no seu interior de um fluxo não metálico para a soldagem em todas as posições, o que possibilitou a aceitação do emprego destes materiais em aplicações específicas na indústria [TUNNPLAT,2006].

Devido ao gás de proteção auxiliar, o modo de transferência com arco spray pode ser utilizado com altas densidades de correntes resultando em uma máxima proteção, sendo que a transferência globular e o curto-circuito também podem ser utilizadas.

Figura 3.3 - Soldagem com arame tubular [WELDING PROCESS, 2000]

3.2.2 Arame tubular autoprottegido

Esse método vem se tornando popular para muitas aplicações por sua simplicidade de operação que resulta da abstinência do equipamento necessário para o gás auxiliar de proteção, o que torna a tocha mais simples. Neste método, tem-se uma menor penetração do que utilizando o gás auxiliar, assim, pode ser utilizado na soldagem dos aços carbono, baixo liga e alguns fluxos foram desenvolvidos para a soldagem dos aços inoxidáveis austeníticos. Na soldagem com arames tubulares autoprottegidos, o gás de proteção é gerado pelo fluxo interno do consumível (figura 3.4) e o processo pode ser feito em todas as posições, principalmente, para diâmetros menores; a faixa de espessura é a mesma que para o processo com gás auxiliar, não se tem a transferência em spray.

A qualidade da solda feita com arame tubular autoprottegido é menor em relação à realizada com o arame tubular utilizando um gás auxiliar. Este

fato se deve à maior contaminação do metal de solda pela atmosfera durante a soldagem e à presença de elementos formadores de gás e desoxidante no fluxo do eletrodo. No entanto, algumas normas não permitem a utilização de arames autoprotetidos para a soldagem de aços tendo um limite de escoamento maior que 42 kSI [TUNNPLAT, 2006].

Figura 3.4 - Soldagem com arame tubular auto protegido [WELDING PROCESS, 2000]

3.2.3 Equipamento do Processo

O equipamento para a soldagem com arame tubular é basicamente o mesmo o utilizado no processo GMAW, incluindo:

- Uma fonte de energia
- Um cabeçote alimentador de arame
- Uma tocha
- Um sistema de gás (quando utilizado um gás auxiliar)

3.2.4 Princípio de Operação

A principal diferença entre o processo FCAW com gás auxiliar e GMAW é que no processo FCAW o fluxo interno, quando fundido, gera uma escória que protege o cordão de solda.

3.2.5 Gases de Proteção

Os gases auxiliares utilizados durante a soldagem podem ser os mesmos nos dois processos, que incluem o dióxido de carbono, 98% argônio com 2% oxigênio e 75% argônio com 25% de dióxido de carbono.

3.2.5.1 - Características do Dióxido de Carbono

À temperatura ambiente, o dióxido de carbono não reage quimicamente sobre o metal de base, mas em alta temperatura do arco elétrico é dissociado na seguinte reação.

Esta dissociação permite uma considerável quantidade de oxigênio disponível.

3.2.6 Metal de Adição

O metal de adição deve ter características químicas e mecânicas similares ao metal de base. Como esses aços são ligados, os consumíveis adequados também devem ser ligados e apresentarem limite de escoamento mínimo igual ou superior ao do metal de base.

Outro fator que deve ser levado em consideração é o hidrogênio. Recomenda-se um hidrogênio difusível menor que 10ml/100g de metal depositado [NIEDERHOFF, 1990].

A Tabela 3.1 apresenta os consumíveis adequados em função do limite de escoamento do aço e do processo de soldagem. Nesta tabela, não foram considerados os requisitos de impacto a baixas temperaturas; caso haja algum requerimento, a tenacidade deve ser levada em consideração. Entre os processos empregados na união de aços de extra alta resistência, a soldagem com arames tubulares vem crescendo continuamente devido aos seguintes fatores [NIEDERHOFF, 1990]: maior produtividade; maior variedade de arames; redução da ocorrência de alguns defeitos, como falta de fusão, perfil de cordão não uniforme e porosidade.

Tabela 3.1 - Consumível para soldagem dos aços de alta resistência em função do limite de escoamento do aço e do processo de soldagem [Esab, 2008]

Limite de Escoamento do Aço (MPa)	SMAW	GMAW	FCAW	SAW
460	ASME/AWS SFA 5.5 E8018-G	ASME/AWS SFA 5.28 ER80S-G	ASME/AWS SFA 5.28 E81T1-Ni1	ASME/AWS SFA 5.23 F8A2-EA-A4
500	ASME/AWS SFA 5.5 E9018-M	ASME/AWS SFA 5.28 ER90S-G	ASME/AWS SFA 5.28 E90C-G	ASME/AWS SFA 5.23 F9A8-EA3-A3
550	ASME/AWS SFA 5.5 E10018-G	ASME/AWS SFA 5.28 ER80S-G	ASME/AWS SFA 5.28 E90C-G	ASME/AWS SFA 5.23F10A8-EG-F3
600	ASME/AWS SFA 5.5 E10018-G	ASME/AWS SFA 5.28 ER100S-G	ASME/AWS SFA 5.28 E90C-G	ASME/AWS SFA 5.23 F10A8-EG-F3
650	ASME/AWS SFA 5.5 E11018-G	ASME/AWS SFA 5.28 ER110S-G	ASME/AWS SFA 5.28 E110C-G	ASME/AWS SFA 5.23 F12A10-ECM2-M2
700	ASME/AWS SFA 5.5 E12018-G	ASME/AWS SFA 5.28 ER110S-G	ASME/AWS SFA 5.28 E110C-G	ASME/AWS SFA 5.23 F12A10-ECM2-M2

3.3 Processo GMAW-TC

O processo de soldagem GMAW-TC é um desenvolvimento do processo GMAW para a soldagem do passe de raiz das tubulações, sendo que uma patente desse processo foi desenvolvida pela The Lincoln Electric Company com o nome de STT® (Surface Tension Transfer). O processo GMAW-TC consiste em controlar a intensidade da corrente sem a alteração na velocidade de alimentação do arame eletrodo. Neste caso específico, faz-se necessário uma fonte especial de soldagem que proporciona uma baixa energia de soldagem resultando em poucos fumos e respingos e reduzindo o tempo necessário para a limpeza [WAVEFORM, 2003]. A diferença entre os tipos de fonte consiste em que no processo GMAW-TC a fonte constitui-se de corrente constante em vez de tensão constante como do processo GMAW convencional.

A vantagem do processo GMAW-TC na soldagem do passe de raiz em relação ao GMAW convencional consiste no controle do curto-circuito que previne a falta de fusão com um bom acabamento [WAVEFORM, 2003]. A figura 3.5 mostra a diferença do perfil soldado com eletrodo revestido e o perfil soldado com o processo GMAW-TC [MEYER, 1998]. Nestas macrografias pode-se notar a qualidade do passe de raiz do processo de soldagem GMAW-TC.

Figura 3.5 - Perfil do cordão de soldagem com os processos eletrodo revestido (a) e o processo GMAW-TC (b) [MEYER, 1998].

4 AVALIAÇÃO DA TENACIDADE EM JUNTAS SOLDADAS POR INTERMÉDIO DO PARÂMETRO CTOD

4.1 Introdução

Os métodos convencionais para a análise de integridade estrutural em componentes e estruturas soldadas contendo defeitos são baseados em conceitos fundamentais da mecânica da fratura. No caso específico da fratura frágil por clivagem transgranular, estes conceitos podem ser genericamente traduzidos pelo axioma no qual um parâmetro único, descreve as condições de fratura, em corpos de provas reduzidos ou laboratoriais, caracteriza completamente as condições de fratura em componentes estruturais de grandes dimensões, incluindo estruturas soldadas. Em particular, os parâmetros de fratura representados pela Integral J e pelo CTOD (Crack Tip Opening Displacement) [Anderson, 2005], que possuem uma larga aplicabilidade em procedimentos de avaliação de defeitos em componentes estruturais operando em regime elasto-plástico. As suas medidas de tenacidade (J_c ou δ_c) podem ser derivadas de ensaios laboratoriais convencionais, formam a base metodológica pela qual a severidade de defeitos tipo trinca pode ser relacionada às condições operacionais em termos de carregamentos (esforços) e defeitos críticos.

O presente trabalho não pretende discutir os princípios da mecânica da fratura elasto-plástica nem as condições sob as quais os parâmetros J e, principalmente, o CTOD são válidos, como a teoria da fratura frágil. Discussões detalhadas sobre este tópico podem ser vistas, por exemplo, em Anderson [2005] e Hutchinson [1968]. A linha de investigação contemplada neste estudo objetiva apenas a aplicação de um parâmetro consagrado e largamente utilizado pela indústria, como o CTOD, na avaliação de tenacidade de juntas soldadas de um aço estrutural microligado. As seções seguintes apresentam uma base introdutória ao CTOD, seu procedimento de avaliação experimental e

uma revisão das normas de construção e inspeção de dutos nas quais o CTOD é especificado.

4.2 CTOD como Parâmetro de Fratura

O conceito da correlação entre a abertura da ponta da trinca e a quantificação da tenacidade do material foi introduzida originalmente por Wells [Wells, 1961] como forma de caracterizar as condições de fratura em materiais com tenacidade mais elevada, nos quais uma análise elástica não era mais válida. Devido à deformação plástica na região da ponta da trinca, a ponta originalmente “aguda” torna-se arredondada (crack tip blunting) eliminando a singularidade presente na solução elástica [Anderson, 2005].

Posteriormente, utilizando a hipótese de material elástico perfeitamente plástico e assumindo condições de escoamento de pequena monta (small scale yielding - SSY), Burdekin e Stone [Burdekin e Stone, 1966] propuseram uma expressão para o CTOD na forma

$$\delta = \frac{K_I^2}{m_{SSY}\sigma_{LE}E} \quad (4.1)$$

A Equação 4.1 anterior é estritamente válida para condições de escoamento de pequena monta (SSY) e permite relacionar o valor do CTOD diretamente com o fator (elástico) de intensidade de tensões, K_I , correspondente. Entretanto, sob níveis mais elevados de deformação plástica (large scale yielding - LSY), a Equação 4.1 não é mais válida. Neste caso, é possível relacionar o valor do CTOD com a Integral J na forma [Anderson, 2005], como mostra a equação 4.2.

$$J = m_{\delta}\sigma_{LE}\delta \quad (4.2)$$

J é uma integral de linha definida por Rice [Rice, 1968] como:

$$J = - \frac{dU_P}{da} \quad (4.3)$$

A Equação 4.2 anterior implica que tanto o CTOD (δ) como a Integral J devem igualmente à caracterização as condições de fratura sob regime elasto-plástico (Ver detalhes em Anderson [2005]).

Há uma série de definições alternativas para o parâmetro CTOD, sendo as duas mais comuns apresentadas na figura 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]

4.3 Avaliação Experimental do CTOD

Técnicas padronizadas para a medição experimental da tenacidade à fratura dos aços estruturais, como BS 7448 [1991], ASTM E1290 [2008] e ASTM E1820 [2006], utilizam rotineiramente corpos de provas SE(B) e corpos de provas C(T) com trincas profundas ($a/W \geq 0,45$ a 0,50). A principal motivação para o uso de corpos de provas com trincas profundas é a necessidade de garantir elevados níveis de restrição plástica e plasticidade limitada na ponta da trinca. Nestes corpos de provas, a evolução dos níveis de

triaxialidade de tensões à frente da trinca com carregamento crescente é similar aos níveis correspondente à condição de escoamento de pequena monta (SSY). Estes procedimentos experimentais adotam essencialmente duas abordagens relacionadas para avaliação dos valores de tenacidade:

- 1) Estimativa da Integral J baseada sobre o trabalho plástico utilizando curvas de carga pelo deslocamento da linha de carga (LLD) ou deslocamento da abertura da boca da trinca (CMOD), tal como especificado pela ASTM 1820 [2008].
- 2) Estimativa do parâmetro CTOD como uma fração do CMOD utilizando um fator plástico rotacional especificado pela BS7448 [1991] e, mais recentemente, pela ISO 12135. Sob condições de plasticidade limitada na região da trinca e dimensões adequada de corpos de prova (espessura e ligamento remanescente da trinca), estes protocolos de testes mostram-se suficientemente efetivos para a obtenção de valores de tenacidade à fratura (J e δ) aplicável à maioria das avaliações de integridade estrutural em componentes de engenharia.

A metodologia introduzida pelo The Welding Institute a partir do estudo de Dawes [1973] para determinação do CTOD utiliza o modelo da rótula plástica em conexão com curvas de carga vs. deslocamento da abertura da ponta da trinca (CMOD). A formulação corretamente utilizada pelo procedimento da norma BS 7448 deriva diretamente do trabalho do The Welding Institute sendo que este procedimento tornou-se um padrão largamente utilizado para determinação dos valores críticos de CTOD em aços estruturais e juntas soldadas.

A abordagem inicialmente proposta pelo The Welding Institute adota a separação do CTOD em duas componentes, elástica e plástica na fórmula

$$\delta = \delta_e + \delta_p \quad (4.4)$$

Onde a componente elástica pode ser determinada por

$$\delta_e = \frac{K_I^2}{m\sigma_{LE}E} \quad (4.5)$$

Dentro desta metodologia, a componente plástica do CTOD é determinada por meio da hipótese de que o corpo de prova em flexão rotacional em torno da rótula plástica localizada ao longo do ligamento remanescente da trinca, conforme mostra a figura 4.2.

Assumindo que os flancos da trinca permanecem retos e utilizando semelhança de triângulos a componente plástica do CTOD, δ_p , pode ser correlacionada com a componente plástica da abertura da boca da trinca, denotada por V_p , conforme Equação 4.6:

$$\delta_p = \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p W - a + a + z} \quad (4.6)$$

Para corpos de provas SE(B), o fator plástico rotacional, r_p , é o fator plástico rotacional o qual define a posição relativa do ponto de rotação sobre o ligamento remanescente da trinca conforme mostra a figura 4.2, assume o valor de 0,4 de acordo com a BS 7448.

Figura 4.2 - Modelo da rótula plástica em corpo de prova SENB [ANDERSON, 2005]

4.4 Aplicação do Parâmetro CTOD na Avaliação da Tenacidade de Juntas Soldadas

Os testes das seções anteriores referem-se ao corpos de prova extraído de materiais homogêneos, mas as juntas soldadas têm microestrutura heterogênea, descontinuidades e tensões residuais [Anderson, 2005], devido ao ciclo térmico imposto durante a soldagem, a dilatação térmica, contração localizada da região soldada e a diferença entre as propriedades mecânicas do metal de solda e metal de base [AWS, 1997]. A seção 2.2 apresentou as alterações microestruturais que ocorrem no metal de base, mais precisamente na região da ZAC, durante o processo de soldagem. Estas alterações metalúrgicas modificam as propriedades mecânicas, como a redução da tenacidade da junta soldada [KERR, 1976], sendo que a presença de descontinuidades prejudica também as propriedades mecânicas [AWS, 1997]. Neste caso, há necessidade da inspeção da junta soldada com ensaios não destrutivos e em algumas vezes destrutivos em corpos de provas, para a interpretação dos efeitos destas descontinuidades. Quando o objetivo é verificar a tenacidade à fratura na ZAC, normas como a BS7448 [1991] recomendam que a ponta da trinca fique a maior parte na estrutura de grãos grosseiros a fim de garantir que os resultados sejam representativos [Anderson, 2005]. Neste caso específico, são utilizados chanfros tipo meio V ou K para as juntas de grandes espessuras. O entalhe deve ser usinado a 1 mm da linha de fusão dentro da ZAC.

A figura 4.3 mostra o esquema segundo a API RP 2Z [2005] para a localização do entalhe na ZAC. Para a execução do ensaio de CTOD, este critério é mais lógico do que o adotado pela norma API 1105 [2005], que recomenda a localização do entalhe da região de maior dureza como na figura 4.4, sendo o chanfro em V. Com isto, a ponta da pré-trinca ficará fora da região de grãos grosseiro, região de menor tenacidade, o que poderia mascarar os resultados do ensaio.

Figura 4.3 - Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada [API RP 2Z, 2005].

Figura 4.4 - Localização do entalhe em região de maior dureza [API 1104, 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). A tabela 5.1 apresenta a sua composição química (% massa).

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

%C	%Si	%Mn	%Al	%Nb	%V	%Cr	%Ni	%Mo	%Ti	%N	Carbono Equivalente %Máxima	
											CE _{IW}	CE _{PCM}
0,04	0,18	1,85	0,033	0,73	0,005	0,32	0,02	0,03	0,016	0,0037	0,32	0,14

Para efeitos comparativos a tabela 5.2 apresenta a composição química de um aço API 5L X80 conforme norma API 5L [2004]. Adicionalmente, a tabela 5.3 mostra a composição química do metal de solda da junta preparada para os ensaios descritos a seguir.

Tabela 5.2 - Composição química (% massa) do aço API 5LX80 segundo especificação API [API 5L]

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Ni	%V	%Nb	%Ti	Outros	Carbono Equivalente %Máxima	
										CE _{IW}	CE _{PCM}
0,12	0,45	1,85	0,025	0,015		A	a	a		0,43	0,25

a) Soma Nb+V+Ti < 0,15%

$$CE_{Pcm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

(5.1)

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5} + \frac{(Ni+Cu)}{15}$$

(5.2)

Tabela 5.3 - Composição química (% massa) do metal de solda.

%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Ni	%V	%Nb	%Ti	Carbono Equivalente %Máxima	
									CE _{IIW}	CE _{PCM}
0,051	0,222	1,668	0,018	0,006	0,013	0,025	0,051	0,013	0,33	0,14

5.2 Preparação da chapa de aço API 5L X80

Para obtenção dos corpos-de-prova utilizados, foi soldada uma chapa de aço API 5L X80, pelos processos GMAW-TC e arame tubular. Para o passe de raiz, utilizou-se a técnica STT com o equipamento Power Wave 455M (figura 5.1) da empresa Lincoln Electric e cordão de solda paralelo à direção longitudinal da chapa, que é a direção de laminação com os consumíveis ER80S-G para o passe de raiz e E 101T1- GM- H8 para os passes de enchimento e acabamento.

Figura 5.1 - Equipamento utilizado para a soldagem das chapas testes

Os corpos de provas foram retirados para ensaios de dureza, metalografia, tração, Charpy e CTOD. As dimensões gerais da chapa e a distribuição da extração dos corpos-de-prova para os ensaios mencionados podem ser visualizados na figura 5.2. Os corpos-de-prova para ensaio de tração foram obtidos apenas na condição de metal base (MB). Já para os de ensaio de impacto Charpy e de CTOD, os corpos de provas foram obtidos nas condições de MB e ZAC (neste caso, o entalhe foi posicionado na zona afetada pelo calor).

Figura 5.4 - Posicionamento do corpo de prova e do entalhe para a retirada o ensaio de CTOD entalhe a 1 mm da linha de fusão

A chapa foi soldada na posição vertical, recomendada por várias normas para a retirada de corpos de provas para o ensaio de tenacidade, por exemplo, a API 1104 [2005]. A figura 5.5 apresenta a chapa de teste.

A EPS completa utilizada para a realização da soldagem da chapa teste encontra-se no anexo A.

Figura 5.5 - Posicionamento da chapa para a retirada dos corpos de provas

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Propriedades Mecânicas

Para verificar as propriedades mecânicas foram extraídos corpos de provas de tração, dureza, sendo que os resultados encontram-se nas seções seguintes.

6.1.1 Ensaio de Tração

Os resultados de resistência a tração, limite de escoamento e o alongamento dos ensaios de tração são apresentados na tabela 6.1. As figuras 6.1 e 6.2 apresentam as curvas tensão deformação (engenharia) para os ensaios de corpos de provas retangulares extraídos na direção longitudinal e transversal do metal de base API X80 conforme foi verificado por Silva [2009] conforme norma ASTM E8M [2008].

Tabela 6.1 - Propriedades Mecânicas obtidas no ensaio de tração [SILVA, 2009]

Corpos de Provas Retangulares					
Sentido		σ_{LE} [MPa]	σ_{LR} [MPa]	A_T^{50mm} [%]	σ_{LE}/σ_{LR}
Longitudinal	Mínimo	554	690	30,6	0,80
	Máximo	571	693	33,0	0,82
Transversal	Mínimo	489	659	35,9	0,74
	Máximo	532	664	36,1	0,80

Figura 6.1 - Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova retangulares retirados de uma chapa de aço API X80 na direção longitudinal [SILVA].

Figura 6.2 - Curva tensão-deformação obtida a partir de corpos-de-prova retangulares retirados de uma chapa de aço API X80 na direção transversal [SILVA, 2009].

6.1.2 Perfil de dureza da junta soldada

A figura 6.3 apresenta como foi realizado o perfil de dureza Vickers HV 10 para a junta soldada do aço API 5L X80. Este perfil foi feito utilizando como referência a norma N-233 da Petrobras (N-233J, 2004), sendo realizada uma maior quantidade de ensaios do que sugerido pela norma para verificar melhor a variação de dureza do corpo de prova.

Figura 6.3 - Perfil da medição da dureza, chanfro meio V (N133, 2004).

O gráfico da figura 6.4 mostra a distribuição dos valores da dureza HV e o termo LF se refere à linha de fusão, LFR à linha de fusão do lado reto do chanfro, LRC à linha de fusão do lado do chanfro e o termo S se refere à solda. A análise do gráfico mostra que os valores estão compreendidos entre 200 e 250 HV, menores que o valor crítico para algumas normas (350 HV), como API 1104 [2005] e Canadian code CSA Z662[2003].

Figura 6.4 - Perfil de dureza encontrado na junta soldada do aço API 5L X80.

6.2 Análise Metalográfica

A análise metalográfica foi feita utilizando macrografia, micrografia em microscópio óptico sem e com ataque de reagentes e micrografia utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV)

6.2.1 Macrografia da junta soldada

A superfície do chanfro em meio V foi preparada por lixamento até a lixa 600 e atacada com nital 3% durante 10 segundos. A figura 6.5 apresenta a macrografia da junta soldada do aço API 5L X80. Por meio desta macrografia, é possível visualizar que a junta está sem descontinuidades e as áreas onde foram realizados o ensaio de dureza; as setas indicam os pontos de medição do ensaio de dureza.

Figura 6.5 - Macrografia da junta soldada chanfro em meio V.

6.2.2 Micrografia da junta soldada

As micrografias foram preparadas por lixamento e polimento com alumina e foram feitas análises sem ataque para a identificação de inclusões. Tais inclusões são locais onde os problemas de corrosão são acentuados, mas, conforme figura 6.6, pode-se perceber a presença de uma quantidade mínima de inclusões. Sua análise química foi feita utilizando a técnica EDS (microanálise por dispersão de energia) e o resultado está representado na figura 6.7, sendo que estas inclusões são provavelmente inclusões de alumina e sulfeto de ferro, mas devida à sua pequena distribuição não será necessário um estudo mais aprofundado

Figura 6.6 - Análise do corpo de prova evidenciando algumas inclusões

Figura 6.7 - Análise química das inclusões

Após a análise sem ataque em microscopia ótica foi analisada a microestrutura utilizando o MEV. Silva [2009] evidenciou a presença de MA e

agregados eutetóides na região da ZAC, soldada com o processo eletrodo revestido conforme a figura 6.8.

Figura 6.8 - Microestrutura do aço API 5L X80 soldada com eletrodo revestido formada por uma matriz de ferrita poligonal, agregados eutetóides e MA [SILVA, 2009]

Na soldagem com arame tubular, a análise com o MEV também verificou a presença de agregados eutetóides e MA, conforme figura 6.7.

A comparação entre as figuras 6.8 (eletrodo revestido) e figura 6.9 (arame tubular) revela que a morfologias das microestruturas são semelhantes e ambas apresentam agregados eutetóides e MA na ZAC.

Embora a foco deste estudo não tenha incluído uma avaliação metalográfica detalhada, estes resultados sugerem que a formação de constituintes MA é similar para ambos os processos apesar de diferenças dos parâmetros de soldagem (por exemplo, energia de soldagem).

Figura 6.9 - Microestrutura do aço API 5L X80 soldada com arame tubular formada por uma matriz de ferrita poligonal, agregados eutetóides e MA.

Os corpos de provas foram atacados com nital 3% para a análise das estruturas, onde se observa a presença de bainita e um aumento do tamanho de grão (figura 6.10), devido ao ciclo térmico da soldagem. Esta análise foi feita próximo à linha de fusão do corpo de prova ZAC2, onde a temperatura de ensaio foi de -50°C .

Figura 6.10 - Microestrutura da região de fratura mostrando a presença de bainita

A figura 6.10 mostra que além da microestrutura bainita também há um aumento do tamanho de grão. Utilizando o mesmo corpo de prova ZAC 2 no MEV, a região de fratura (figura 6.11) e o metal de base (figura 6.12), há um evidente aumento do tamanho de grão e fratura transgranular da fratura.

Figura 6.12 – Análise do tamanho de grão no metal de base

Também foi utilizado uma análise de microestrutura com o reagente Klemm 1 que consiste de 1g de metabissulfito de potássio em 50 ml de solução saturada de tiossulfeto de sódio, para determinação do agregado de MA. Este reagente colore a microestrutura e deixa o agregado MA sem ataque, que se apresenta da cor branca (figura 6.13). Esta análise foi feita no corpo de prova ZAC 2.

Figura 6.13 - Microestrutura com reagente Klemm 1 apresentando o agregado MA (pontos brancos) aumento 1000x

6.3- Propriedades de Tenacidade

6.3.1 - Ensaio de impacto Charpy

A figura 6.14 mostra os valores de energia absorvida para o ensaio de impacto Charpy nos corpos de provas da ZAC, este ajuste foi baseado no artigo de Erickson et al [2008]. Esse ensaio foi utilizado para determinar a temperatura mais adequada para o ensaio de CTOD e comparar com as energias absorvidas pelos corpos de provas do processo eletrodo revestido. Os corpos de provas tinha a dimensão 10x10x55 e ensaiados segundo a norma ASTM E23 (2002)

Figura 6.14 - Resultado do ensaio de impacto Charpy para as amostras de MB e de ZTA na direção transversal.

6.3.2 Ensaio de CTOD

Os corpos-de-prova SE(B) têm uma configuração com 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. Os resultados do metal de base estão na tabela 6.2 [SILVA, 2009].

Tabela 6.2 - Resultado CTOD do metal de base [SILVA, 2009]

Corpo de prova	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	$\delta u=0,377$

A tabela 6.3 apresenta os resultados do ensaio de CTOD do processo eletrodo revestido na ZAC obtido por Silva [2009]

Tabela 6.3 - Resultado CTOD da ZAC com Eletrodo Revestido [SILVA,2009]

Corpo de prova	Temperatura de ensaio (C)	a_0 (mm)	a/W	CTOD (mm)
Z1	-70	17,35	0,50	$\delta u=0,013$
Z2		17,75	0,52	$\delta u=0,085$
Z3		18,32	0,54	$\delta u=0,107$
Z20		17,42	0,51	$\delta u=0,056$
Z21		17,81	0,52	$\delta u=0,105$
Z22		17,49	0,51	$\delta u=0,170$
Z23		17,93	0,52	$\delta u=0,087$
Z4	-50	16,70	0,48	$\delta u=0,125$
Z5		17,44	0,51	$\delta u=0,098$
Z6		17,84	0,53	$\delta u=0,098$
Z13		17,27	0,50	$\delta u=0,043$
Z14		17,26	0,50	$\delta u=0,109$
Z15		17,43	0,51	$\delta u=0,040$
Z16		17,35	0,50	$\delta u=0,508$
Z17		17,34	0,50	$\delta u=0,309$
Z8	-40	17,91	0,50	$\delta u=0,210$
Z9		18,17	0,50	$\delta u=0,232$
Z10		17,49	0,50	$\delta u=0,109$
Z12		17,36	0,50	$\delta u=0,669$

Os ensaios de CTOD para o processo arame tubular foram conduzidos nas temperaturas de -10, -40°C e -50°C, numa máquina universal de ensaios (MTS) servo-controlada com capacidade máxima de 250 kN. Para atingir as temperaturas de ensaio, os corpos-de-prova foram imersos numa combinação de álcool etílico e nitrogênio e mantidos por no mínimo 10 minutos. Os resultados estão na tabela 6.4.

Tabela 6.4 - Resultado CTOD da ZAC com Arame Tubular

Corpo de prova	Temperatura de ensaio (C)	a_0 (mm)	a/W	CTOD (mm)
ZAC 2	-50	18,88	0,50	$\delta u=0,19$
ZAC 3		19,08	0,51	$\delta u=0,13$
ZAC 4		18,10	0,48	$\delta c=0,06$
ZAC 7		16,53	0,44	$\delta u=0,10$
ZAC 12		19,14	0,52	$\delta c=0,05$
ZAC 13		19,54	0,56	$\delta c=0,06$
ZAC19		16,39	0,44	$\delta c=0,03$
ZAC 21		19,35	0,52	$\delta c=0,04$
ZAC 22		20,31	0,55	$\delta c=0,02$
ZAC5	-40	19,71	0,53	$\delta u=0,09$
ZAC6		17,61	0,52	$\delta u=0,22$
ZAC7		18,67	0,54	$\delta u=0,22$
ZAC 8	-10	18,67	0,54	$\delta u=0,12$
ZAC 9		18,41	0,50	$\delta u=0,86$
ZAC 15		20,06	0,54	$\delta c=0,08$
ZAC 16		20,56	0,56	$\delta u=0,24$
ZAC 17		17,19	0,46	$\delta u=0,30$
ZAC 23		20,34	0,55	$\delta c=0,06$
ZAC 24		20,68	0,56	$\delta u=0,61$
ZAC 25		20,39	0,55	$\delta u=0,65$

Após o ensaio de CTOD as fraturas dos corpos de provas foram analisado por microscópio eletrônico de varredura (MEV) e a figura 6.15 mostra o resultado desta análise, como exemplo temos o corpo de prova ZAC 2 que há evidencia de que a fratura ocorre de maneira frágil.

Figura 6.15 - Análise da fratura do corpo de prova ZAC 2 evidenciando a fratura frágil

A tabela 6.5 apresenta todas as fractografias dos corpos de provas do ensaio de CTOD, estas fractografias foram feitas na região da fratura dos corpos de provas para a análise do tipo de fratura.

Tabela 6.5 - Fractografia dos corpos de provas

CP ZAC 2	CP ZAC 3	CP ZAC 4

CP ZAC 5	CP ZAC 6	CP ZAC 8

CP ZAC 9	CP ZAC 12	CP ZAC 13

CP ZAC 14	CP ZAC 15	CP ZAC 16

CP ZAC 18	CP ZAC 19	CP ZAC 21

CP ZAC 22	CPZAC 23	CP ZAC24

CP ZAC 25		

Para calcular a valor do CTOD utilizou-se o microscópio eletrônico de varredura (MEV), que serviu para medir a pré-trinca de fadiga. Foram feitas nove medições na espessura do corpo de prova conforme norma BS7448 (BS7448, 2004), a figura 6.16 apresenta como foram feitas as medições.

Figura 6.16 - Técnica utilizada para medição da pré-trinca.

Para a determinação do CTOD, foi verificado o comprimento da pré-trinca e analisado o gráfico de força x CMOD (figura 6.17), esta curva representa o ensaio do corpo de prova ZAC 18

Figura 6.17 - Gráfico CMOD x carga do corpo de prova ZAC 18.

Da figura 6.17 mostra determinação da deformação plástica para a determinação do CTOD conforme figura 6.18.

Figura 6.18 - Determinação da abertura plástica e elástica

6.4 Análise Estatística de Valores Críticos de CTOD

Estudos experimentais frequentemente revelam grande dispersão de valores de tenacidade (J_c ou CTOD) em aços estruturais ferríticos e suas juntas soldadas, testados na região de transição frágil-dúctil [Ruggieri, 1998]. Considerações estatísticas baseadas em distribuições de valores extremos [Mann, 1974] e a chamada teoria do elo fraco [Ruggieri, 1996, 1997] permitem caracterizar a distribuição de valores críticos de CTOD (δ) na fórmula [Weibull, 1939, Wallin, K, 1993, Mann, 1974].

$$F(\delta) = 1 - \exp - \left(\frac{\delta - \delta_{\min}}{\delta_0 - \delta_{\min}} \right)^\alpha, \quad \delta \geq \delta_{\min} \quad (6.1)$$

Esta é uma distribuição tripamétrica de Weibull com parâmetros α , δ_0 e $\delta_{\min}$ [Mann, 1974]. Na equação 6.1, α representa o módulo de Weibull (parâmetro de forma ou dispersão), δ_0 define o valor característico da distribuição (parâmetro de escala correspondendo a aproximadamente 90% do valor médio) e $\delta_{\min}$ é o valor limiar. Frequentemente o valor limiar, $\delta_{\min}$ é adotado igual a zero e a equação 6.2 assume a forma bipamétrica mais usual expressa como:

$$F(\delta) = 1 - \exp - \left(\frac{\delta}{\delta_0} \right)^\alpha, \quad \delta \geq 0 \quad (6.2)$$

Uma característica central da distribuição de Weibull bipamétrica é que sua aplicação para descrição e valores de tenacidade (J_c ou CTOD) sob

condições de escoamento de pequena monta resulta em $\alpha=2$ [Wallin,1984; 1993; Minami,1992].

Utilizando os conceitos brevemente discutidos acima, esta seção apresenta uma análise estatística dos valores de CTOD obtidos experimentalmente para a junta soldada fabricada pelo processo arame tubular à temperatura $T = -50^{\circ}\text{C}$. O objetivo central é avaliar a valor característico da distribuição pelo parâmetro δ_0 . Utilizando a função de Weibullbipamétrica expressa pela equação 6.7.

A figura 6.19 apresenta um diagrama de Weibull para os valores de CTOD (δ_c e δ_u) correspondentes a $T = -50^{\circ}\text{C}$. Para efeitos comparativos, a distribuição de valores de CTOD obtidos experimentalmente para a junta soldada fabricada pelo processo eletrodo revestido também é incluída no diagrama. Os símbolos dispostos no gráfico representam os valores experimentais para ambos os processos de soldagem. Os valores da probabilidade acumulada, F , foram determinados ordenando-se os valores de CTOD e utilizando $F = (i-0,3)/(N-0,4)$ onde i denota o número ordenado dos corpos de provas e N é o numero total de valores do CTOD.

Figura 6.19 – Distribuição Weibull para os ensaios CTOD dos Processos SMAW e FCAW

As linhas retas mostradas no gráfico da figura 6.19 representam a distribuição contínua de Weibull para os valores experimentais com $\alpha=2$ e $\delta_{\min}=0$. Uma vez que o valor característico, δ_0 , corresponde a um valor de probabilidade acumulada de $F = 63,2\%$, é possível notar que há um efeito razoável do processo de soldagem sobre o valor característico das distribuições. Com efeito $\delta_0= 0,10$ mm para o processo FCAW enquanto $\delta_0 = 0,15$ mm para o processo SMAW.

7 CONSIDERAÇÕES FINAIS E SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

A soldagem é hoje um dos principais processos de união. Sendo que a energia empregada durante a soldagem resulta em severas alterações microestruturais como a transformação que resulta nos componentes MA ou um aumento do tamanho de grão. Estas alterações podem reduzir severamente a tenacidade à fratura das juntas soldadas.

Este trabalho apresenta uma investigação experimental das alterações resultante dos processos eletrodo revestido estudado por Silva [2009] e o processo arame tubular. Estas alterações foram estudadas na ZAC, onde geralmente ocorrem as maiores alterações e fragilizações da junta soldada.

O processo Arame Tubular tem um energia de soldagem 36% maior em relação ao Eletrodo Revestido. Com isso, há maiores picos de temperaturas em uma mesma distância, em consequência, poderá ter um maior tamanho de grão que levará uma perda de tenacidade.

A densidade de corrente do Arame Tubular é aproximadamente 10 vezes que densidade de corrente do Eletrodo Revestido, o que resulta em uma maior taxa de deposição.

Os resultados das análises químicas atendem aos requisitos da norma API 5L e os ensaios mecânicos, apresentam valor menor, o que não é preocupante, pois ao conformar a chapa há um maior grau de encruamento do material consegue-se o valor mínimo.

Os valores dos ensaios de dureza estão abaixo dos valores críticos atendendo a prevenção das trincas a frio.

E a análise metalográfica apresenta alguns constituintes (MA) e um aumento do tamanho de grão que diminuem a tenacidade do material.

O ensaio de CTOD foi empregado para avaliar a tenacidade. O chanfro em meio V foi empregado, pois possibilita uma precisão na localização do entalhe na região grosseira. Os ensaios foram feitos em três temperaturas de -10, -40 e -50°C. Analisando a figura 6.19 Distribuição Weibull para os ensaios CTOD dos Processos SMAW e FCAW, o valor característico, δ_0 , corresponde a um valor de probabilidade acumulada de $F = 63,2\%$. Assim, é possível notar que há um efeito razoável do processo de soldagem sobre o valor característico das distribuições. Com efeito, $\delta_0 = 0,09$ mm para o processo FCAW enquanto $\delta_0 = 0,2$ mm para o processo SMAW. Pela análise nota-se uma queda na tenacidade quando a soldagem é feita com o processo arame tubular em relação à soldagem com eletrodo revestido. Mas alguns valores atendem ao valor de 0,15 mm especificado pela DNV- OS – F101 e 0,005 a 0,010” da norma API Standard 1104. Estes resultados podem ser melhorados com a modificação da composição química do metal de base, utilizando o resfriamento acelerado.

Pode-se concluir que o processo Arame tubular talvez possa ser utilizado em substituição ao processo eletrodo revestido, sendo que o processo de soldagem arame tubular é necessário um ajuste de mais parâmetros.

O aço API nacional não utiliza a técnica de resfriamento acelerado, o que resulta em uma porcentagem maior de elementos de liga em relação ao aço importado. Esta maior porcentagem de elementos de liga acaba prejudicando a região da ZAC.

Finalmente alguns trabalhos para a continuidade deste trabalho:

1. Realizar a soldagem em um aço com uma composição química otimizada e com resfriamento acelerado.
2. Soldar um tubo teste com alteração dos parâmetros de soldagem para verificar a influência da energia térmica.
3. Verificar a influência da posição de soldagem no valor da tenacidade, sendo que a posição vertical é geralmente aceita como mais crítica.

4. Verificar a influência do preaquecimento, pois o mesmo diminui a velocidade de resfriamento, favorecendo o não aparecimento do constituinte MA, mas favorece o aumento da largura da ZAC.

8 REFERÊNCIAS

ADAMS Jr., C. M. Cooling Rates and Peak Temperatures. In: Fusion Welding. Welding Journal, v..37, 210s, 1958.

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

ANP Agência Nacional de Petróleo. **Boletim Mensal Do Gás Natural**. Agosto/2008.

API Standard 1104 – Twentieth Edition, "Welding of Pipelines and Related Facilities," American Petroleum Institute, Washington, DC, November 2005.

API5L, American Petroleum Institute. Specification for line pipe steel API5L. 43 ed. New York, 2004.

ASTM E8M – 04 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric] 2004

ASTM E23 – 02 Standard Test Methods Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials 2002

ASTM E 1290 – 08 Standard Test Method for Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement, 2008.

ASTM E 1820 – 06 Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, 2006.

American Welding Society, Welding Handbook – Welding Technology, 8. ed., Miami, United States, AWS V.1, 1987.

BAY, Y., Pipelines and Rivers. Elsevier, 2011, p 353 -380.

BARENBLATT, G. I. The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks. in Brittle Fracture Advances. In: Applied Mechanics. Academic Press, 1962. v.7 p.55-129.

BS 7448-1 Fracture mechanics toughness tests Part 1. Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of metallic materials, 1991.

BURDEKIN, F. M, Stone, D. E. W. The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials. Journal of Strain Analysis, v. 1, p. 145-153, 1966.

CARDOSO, R. Soldagem de Aços de Extra Alta Resistência, Revista Esab Solução, Outubro p. 38,2008.

CHIAVERINI, V. Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas. São Paulo: ABM, 2003.

CIZEK, P., et. Al. Effect of simulated thermo mechanical processing on the transformation characteristics and microstructure of an X80 pipeline steel, The In: International Conference on Super-High Strength Steels, 1.; Italia, 2005. Italy, Associazione Italiana di Metallurgia, 2005.

CSA Z662-07, Oil and Gas Pipeline Systems, CSA International, June 2007.

DAWES, M. G., Contemporary Measurements do Weld Metal Fracture Toughness. The Welding Institute Research Bulletin, june 1973.

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

DNV-OS-F101 Offshore Standard Det Norske Veritas Submarine Pipeline Systems October 2007.

DOLBY, R.E; Steels for Offshore Construction, In: Conference on towards economic fabrication of offshore structures, paper 6, Nov. 1984.

DUGDALE, D. S. Yielding in steel sheets containing slits. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, V. 8 p.100-10,1960.

Erickson M., A. Shaikh, Rockville, MD, USA; Erickson M., ASME PVP, número 61650: Insights and Observations Arising from Curve-Fitting the CharpyV-Notch and Tensile Data Contained within the United States' Light Water Reactor Surveillance Database, 2008

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

FORTES, C. Eletrodos Revestidos OK, Brasil, Assistência Técnica Consumíveis – ESAB BR, p. 3, 7,31, 2004.

FU, B., et al., “Significance of Low Toughness in Seam Weld HAZ of A 42 inch Diameter Grade X70 DSAW Line Pipe – Experimental Studies, “Proceeding of 13th Biennial PRCI – EPRG Joint Technical Meeting, 2000.

GINZBURG, V.B. Basic Principles of Modeling in Metallurgical Design of Fat-Rolled Steel Products. In: AISE Annual Convention. Proceedings. Pittsburgh, p. 1-42, 2003.

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

HANNERZ,N.E. HANNERZ&HOLMQUIST,B. J. Metals Science, 8, p 228-234, 1974.

HANS G. H High strength line pipe for project cost reduction,2002.

HIPPERT JR., E. Investigação experimental do comportamento dúctil de açosAPI-X70 e aplicação de curvas de resistência J- a para previsão de colapso em dutos. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia, 2004.

HONMA,H,S. OHKITA,S. and YAMAMOTO,K. “Improvement of HAZ Toughness in HSLA Steel by Introducing Finely Dispersed Ti-Oxide”, Welding Journal, 66, p301-309, 1987.

HUTCHINSON, J. W., Singular Behavior at the End of a Tensile Crack Tip in a Hardening Material. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, V. 19, 1968.

ISHIKAWA,N., SHINMIYA,T, KONDO,J., Toughness Evaluation on Seam Weld HAZ of High Strength UOE Linepipe, 2006.

IIW, Institute International of Welding, Atlas of MIG/MAG Welding Metal Transfer Modes, 2009

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, p.210-214, 1984.

KERR, W.H., “A Review of Factors Affecting Toughness in Welded Steels,” International Journal of Pressure Vessel and Piping, V. 4, 1976.

KIMURA,T., A,OHMORI,F. KAWABATA,K. “Effect of Thermo – Mechanical Control Process and Intergranular Ferrite Formation on Ferrite Grain Refinement of HSLA Steel”, CAMP-ISIJ, 6, p1136-1139, 1996.

Mann, N. R., Schafer, R. R. and Singpurwalla, N. D., Methods for Statistical Analysis of Reliability and Life Data, John Wiley & Sons, New York, 1974.

Metals Handbook Ninth Edition, Volume 6 Welding, Brazing, and Soldering, 1983.

MEYER, D.W. Flux Cored Arc Welding. Welding Brazing and Soldering Metals Handbook, V. 6, 10 Ed. American Society of Metals,. P. 581-590, 1998.

MINAMI, F., Brückner-Foit, A., Munz, D and Trollidenier, B., Estimation Procedure for the Weibull Parameters Used in the Local Approach, International Journal of Fracture, V. 54 p 197-210, 1992.

N-133 – Soldagem, revisão J Junho 2004

NIEDERHOFF, K, GRAF,M. K., “Toughness Behavior of the Heat Affected Zone (HAZ) in Double Submerged Arc Welded Large Diameter Pipe, “Proceeding of Pipeline Technology Conference, V. B(1990), 13.1-13.9.

OHTANI,Y. ,WATANABE,S.,KAWAGUCHI,Y. and YAMAGUCHI,Y. Improvement in Toughness of Large Heat Input Weld Bond of 60kgf/mm² Grade High tensile Strength Steel Plates due to Boron Addition and Low Silicion Content, Tetsu to Hagane, 64, p.2205-2214, 1978

OKATSU, M.,Oi,K., and IHARA, K., “High Strength Linepipe with Excellent HAZ toughness, “Proceedings of OMAE04, OMAE2004-51143, 2004.

PAPADAKIS, G. A. Assessment of requirements on safety management systems in EU regulations for control of major hazards pipelines. Journal of Hazardous Materials, 78, 63-89, 2000.

RICE, J. R. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, Journal of Applied Mechanics, V. 35, P 379-386, 1968.

RUGGIERI, C., and Dodds, R. H., A Transferability Model for Brittle Fracture Including Constraint and Ductile Tearing Effects: A Probabilistic Approach, International Journal of Fracture, V. 79, p 309-340, 1996.

RUGGIERI, C. and Dodds, R. H., WSTRESS Release 1.0: Numerical Computation of Probabilistic Fracture Parameters for 3-D Cracked Solids, BT-PNV-30(Technical Report), EPUSP, University of São Paulo, 1997

RUGGIERI, C., and Dodds, R.H and Wallin, K., Constraints Effects on Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Region, Engineering Fracture Mechanics, V. 60, p 19-36, 1998.

SILVA, M. C. Determinação Experimental da Tenacidade à Fratura da Zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L X80, 2009.

Site <http://www.petrobras.com.br/pt/noticias/maior-gasoduto-do-brasil-nos-ultimos-dez-anos/> dia 26/03/2010 acesso dia 14/03/2011.

Site <http://diariodopresal.wordpress.com/category/gas-natural/> 28/02/2011 acesso dia 14/03/2011.

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

TERADA, Y., et al., "High Strength UOE Pipe with Excellent CTOD Properties and Deformability," Proceedings of OMAE03, OMAE2004-51143, 2004.

TOYODA, Masao; Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds, part I 1988.

TSUKAMOTO, H., Shigeru, E., Suga, M. and Matsumoto, K., Effect of Niobium on the Formation of MA Constituent and HAZ Toughness of Steels for Offshore Structure, Proc. Conf. Microalloying HSLA Steels, 1988. p 497-506.

TUNNPLAT, S. Sheet Steel Joining Handbook, Joining of high strength steel, 2006.

WALLIN. K., Statistical Aspects of Constraint with Emphasis on Testing and Analysis of Laboratory Specimens in the Transition Region, in Constraint Effects in Fracture, ASTM STP 1171, Hackett, et al. Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p 264-288, 1993.

WAVEFORM Control Technology®: Surface Tension Transfer® - Open Root. Cleveland: The Lincoln Electric Company,. P6. (RelatórioTécnico, NX3.10 – Fev/03) 2006.

WEIBULL, W., The Phenomenon of Rupture in Solids, Ingeniors Vetenskaps Akademien, Handlingar, V. 153, p 55, 1939.

WELDING OF HIGH STRENGTH PIPELINES IPC04-0472.

WELDING PROCESS. The Procedure Handbook of Arc Welding. 43° ed. Cleveland, The James F. Lincoln Arc Welding Foundation, p. 742, 2000.

WELLS, A. A., Unstable Crack Propagation in Metals in Metals: Cleavage and fast fracture” Proceeding of Crack Propagation Symposium,Cranfield, UK, 1961. V.1, paper 84.

WES2808 The Japan Welding Engineering Society, Method of Assessing Brittle Fracture In: Steel Weldments Subjected to Large Cyclic and Dynamic Strain, 2003.

WESTERGAARD, H. M., Bearing Pressures and Cracks Journal of Applied Mechanics, V. 6, p. 49-53, 1939.

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., V. 355, p.126-136, 2003.

Anexo A

EPS				
ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM				
EPS°	RQPSN°	NORMAS DE REFERÊNCIA	FOLHA	REVISÃO - DATA
X80-4	X80-4	ASME B31.8/99/00, API-1104/2005, N 133J, N 2301B, API 5L/04	1/2	0 -21/06/2009
1 MATERIAL				
1.1- ESPESSURA: 19,1 mm (0.750")				
1.2 - DIÂMETRO EXTERNO: 508,0 mm (20")				
1.3 - ESPECIFICAÇÃO DO MATERIAL 1: API 5L X80 PSL2				
1.4 - ESPECIFICAÇÃO DO MATERIAL 2: API 5L X80 PSL2				
1.5 - FAIXA DE ESPESSURA QUALIFICADA: 4,8 mm (0.188") a 19,1 mm (0.750")				
1.6 - FAIXA DE DIÂMETRO QUALIFICADO: > 323,9 mm (> 12.750")				
2 - TÉCNICA				
2.1 - PROCESSO DE SOLDAGEM: GMAW (STT) + FCAW-GS				
2.5 - POSIÇÃO DO TUBO DE TESTE: EIXO DO TUBO NA HORIZONTAL FIXA				
2.6 - POSIÇÃO DE SOLDAGEM: PLANA / VERTICAL / SOBRE-CABEÇA				
2.7 - ÂNGULO DO EIXO DO TUBO COM A HORIZONTAL: NÃO APLICÁVEL				
2.2 - NÚMERO DE VARETAS POR CADA PASSE: NÃO APLICÁVEL				
2.3 - TIPO DE ACOPLADEIRA USADA:				
2.4 - REMOÇÃO DA ACOPLADEIRA: APÓS EXECUÇÃO DE 100% DO PRIMEIRO PASSE				
2.5 - POSIÇÃO DO TUBO DE TESTE: EIXO DO TUBO NA HORIZONTAL FIXA				
2.6 - POSIÇÃO DE SOLDAGEM: PLANA / VERTICAL / SOBRE-CABEÇA				
2.7 - ÂNGULO DO EIXO DO TUBO COM A HORIZONTAL: NÃO APLICÁVEL				
2.8 - DIREÇÃO DE SOLDAGEM RAIZ: DESCENDENTE DEMAIS PASSES : ASCENDENTE				
2.9 - GÁS DE SOLDAGEM RAIZ: CO ₂ DEMAIS PASSE: 80% Ar / 20% CO ₂				
2.10 - GÁS DE PURGA: NÃO APLICÁVEL				
2.11 - INTERVALO DE TEMPO ENTRE TÉRMINO DO PRIMEIRO PASSE E INÍCIO DO SEGUNDO PASSE: 15 MINUTOS				
2.12 - INTERVALO DE TEMPO ENTRE TÉRMINO DO SEGUNDO PASSE E INÍCIO DOS PASSES SEGUINTE: 48 HORAS				
2.13 - MÉTODO DE LIMPEZA DO PASSE DE RAIZ: ESCOVA ROTATIVA E DISCO DE DESBASTE SE NECESSÁRIO				
2.14 - MÉTODO DE LIMPEZA DOS DEMAIS PASSES: ESCOVA ROTATIVA E DISCO DE DESBASTE SE NECESSÁRIO				
3 - DETALHE DA JUNTA				
4 - PRÉ-AQUECIMENTO E INTERPASSE		5 - TRATAMENTO TÉRMICO APÓS SOLDAGEM		
4.1 - TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO: 93°C		5.1 - MÉTODO: NÃO APLICÁVEL		
		5.2 - TEMPERATURA DE PATAMAR: NÃO APLICÁVEL		
4.2 - MÉTODO: MAÇARICO TIPO CHUVEIRO		5.3 - TAXA DE AQUECIMENTO: NÃO APLICÁVEL		
4.3 - CONTROLE: LÁPIS DE FUSÃO		5.4 - TAXA DE RESFRIAMENTO: NÃO APLICÁVEL		
4.4 - TEMPERATURA DE INTERPASSE: 150°C		5.5 - CONTROLE: NÃO APLICÁVEL		

EPS ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM				
EPS N°	RQPS N°	NORMAS DE REFERÊNCIA	FOLHA	REVISÃO - DATA
X80	X80	ASME B31.8/99/00, API-1104/2005, N 133J, N 2301B, API 5L/04	2/2	0 21/06/2009

Chanfro

6 – METAL DE ADIÇÃO

PASSE	1 RAIZ	2 P. QUENTE	3 ENCHIMENTO	4 ENCHIMENTO	5 ACABAMENTO	6 ACABAMENTO
ESPECIFICAÇÃO AWS	A 5.28	A 5.29	A 5.29	A 5.29	A 5.29	A 5.29
CLASSIFICAÇÃO AWS	ER80S-G	E101T1-GM-H8	E101T1-GM-H8	E101T1-GM-H8	E101T1-GM-H8	E101T1-GM-H8
MARCA COMERCIAL	PIPELINER 805-G	PIPELINER G80M	PIPELINER G80M	PIPELINER G80M	PIPELINER G80M	PIPELINER G80M
DIÂMETRO (mm)	1,15	1,15	1,15	1,15	1,15	1,15

7 – CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS

PASSE	1	2	3	4	5	6-12
PROCESSO	STT	FCAW	FCAW	FCAW	FCAW	FCAW
POLARIDADE	CC+	CC+	CC+	CC+	CC+	CC+
VELOC. DO ARAME (m/min)	4,1	5,6	5,6	5,6	5,6	5,6
CORRENTE (A)		165	165	165	165	165
TENSÃO (V)		23	23	23	23	23
CORRENTE DE PICO (A)	400	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
CORRENTE DE FUNDO (A)	63	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A
CORRENTE DE CAUDA (A)	ZERO	N/A	N/A	N/A	N/A	N/A

Normas para qualificação de juntas soldadas

Qualquer procedimento de soldagem para gasoduto construído conforme norma Australiana AS2885 deve ser no mínimo [CSA, 2007]:

1. Livre de trincas

A junta deve ser livre de trincas dentro da faixa das variáveis essenciais. Isto é absolutamente crítico frente às dificuldades de encontrar defeitos planares com os métodos convencionais de Ensaios Não Destrutivos (END) e que as trincas de hidrogênio podem aparecer depois da realização dos ensaios não destrutivos. O parâmetro chave neste caso é o tempo para a realização do passe quente e a utilização do preaquecimento pode ser necessário para assegurar o tempo do passe quente.

2. Resistência a fratura frágil

A junta deve ter tenacidade suficiente, de tal maneira que na presença de defeitos planares, dentro dos limites do critério de aceitação, a falha ocorrerá de maneira dúctil e a fratura frágil não deve ocorrer.

3. Suficiente resistência

A junta deve ter suficiente resistência de maneira que, tendo uma probabilidade quando a junta tem um defeito planar dentro dos limites permitidos, se há uma sobrecarga na tensão axial ou dobramento em especial localização no gasoduto, a junta soldada deve ter resistência o suficiente para causar uma significativa deformação plástica em um dos tubos de cada lado da junta antes da fratura ocorrer. Isto é, a resistência da junta deve exceder a do metal base. Como resultado, numa falha pode somente ocorrer o escoamento da secção (do metal base), por outro o escoamento da nett secção da solda. Não há um consenso universal sobre o valor mínimo aceito de deformação que deve ocorrer no metal de base antes da fratura. Entretanto, há um consenso de que um nível de 0,5% é suficiente. 0,5% de deformação em um comprimento de 15m de tubulação representa um deslocamento de 75 mm e é suficiente

para acomodar o deslocamento que pode ocorrer em localizações especiais na tubulação, em movimentos de terras, em erosões e margens de rios.

No restante da tubulação, onde não há uma significativa ameaça de alta tensão axial ou força de dobramento, não é essencial que a resistência da junta seja de maior resistência da tubulação. Um bom exemplo disto é o fato que, na prática, aceitar-se-à soldagem do X70 na tubulação com uma combinação de eletrodos celulósicos E 6010 e E 8010. Esta combinação é undermatched por definição e poderia ser provavelmente uma falha por escoamento se uma sobrecarga tensão está presente no defeito da solda.

As normas de aceitação das soldas de dutos foram tradicionalmente baseadas na “Boa Experiência” da soldagem, segundo métodos tradicionais: critérios empíricos com base em históricos de equipamentos soldados. A seguir, temos os critérios de algumas das normas utilizadas na soldagem de dutos.

Especificação para tubulações conforme API 5L [API, 2005]

Teste de tenacidade a fratura

Para a classe PSL 1

O teste de impacto não é necessário

Para a classe PSL 2

Para tubos com dimensões e especificações de parede dadas na tabela 14 da norma o fabricante de fazer o teste de charpy conforme os requisitos 9.8.4 da norma

A temperatura de teste deve ser de 0 °C; entretanto, a temperatura de teste menor é aceitável se atender outras aplicações de tenacidade conforme requisitos abaixo.

Para os outros graus, o requisito médio mínimo (conjunto de três corpos de provas) a energia absorvida de para completa espessura deve ser de 27J para corpos de provas transversais ou 41 J para corpos de provas longitudinais, o que for aplicável segundo a norma.

Para os aços X80 somente, os requisitos mínimo da energia média absorvida para dimensão inteira, o teste de charpy deve ser de 68 J para corpos de provas transversais ou 101 J para corpos de provas longitudinais.

Especificação da DNV- OS –

F101OFFSHORESTANDARDDETNORSKEVERITAS– OS - F101 [DNV-OS-F101, 2010]

Esta norma fixa os critérios e guia para o desenvolvimento, projeto, construção, operação do sistema de tubulação submerso.

Tenacidade das soldas

A tenacidade pode ser determinada, por exemplo, pelo ensaio de CTOD que deve ter um valor mínimo de 0,15 mm CTOD quando testado a temperatura mínima de projeto teste não requerido para tubulações com espessura menor que 13 mm e calculado conforme a equação A.1.

$$\delta = \frac{J}{m \frac{YS+UTS}{2}} \quad (A.1)$$

$$m = 1,221 + 0,793 \frac{a}{W} + 2,75 \ln - 1,418n \frac{a}{W} \quad (A.2)$$

$$n = 1,724 - 6,098 \frac{YS}{UTS} + 8,326 \left(\frac{YS}{UTS} \right)^2 - 3,965 \left(\frac{YS}{UTS} \right)^3 \quad (A.3)$$

API (American Petroleum Institute)

API Standard 1104

Twentieth Edition, November 2005

Esta norma tem especificado a fabricação de tubos cuja a identificação é o seu limite de escoamento. Por exemplo, o aço API 5L X80 80 ksi (552 MPa) a norma cobre a soldagem a gás e a arco para tubulações de aço ao carbono e baixa liga utilizado para compressão, bombeamento e transmissão de petróleo e seus derivados para novas construções e manutenção em serviço. A soldagem pode ser feita por um dos processos abaixo.

- Eletrodo Revestido
- Arco Submerso
- TIG
- MIG/MAG
- Arame Tubular
- Plasma
- Oxiacetilénico
- Soldagem por resistência de topo

Pode ser utilizado um ou combinações deste processo, utilizando as técnicas: manual, semiautomático, mecanizado ou automático. Este código cobre também os ensaios, consumíveis e procedimentos para a qualificação dos procedimentos e soldadores ou operadores de soldagem, sendo que os ensaios requeridos para qualificação do procedimento de soldagem de acordo com a API 1104, 2005 para tubos com diâmetro até 20" são: Dobramento Lateral, Tração e Nick-break, sendo também necessário o ensaio visual para verificar a sanidade da solda e a retirada dos corpos de provas obedece sequência da figura A.1 abaixo.

Figura A.1 - Retirada de corpos de provas [API 1104, 2005]

Para ensaio, a norma fornece os critérios de aceitação. O primeiro é o ensaio visual da solda (EVS) que deve garantir a sanidade da solda e atender aos critérios abaixo:

- Não existência de trincas, falta de penetração ou perfuração;
- Boa aparência;
- Se houver mordeduras, estas não deverão exceder a 0,8 mm ou 12,5% da espessura do tubo, o que for menor de profundidade, e não devem somar mais que 50 mm de comprimento em 300 mm contínuos de solda.

Os corpos de provas de tração serão aprovados segundo os critérios abaixo:

- Se a ruptura ocorre fora da região da solda, o limite de ruptura deve atender ao limite mínimo especificado pelo tubo.
- Se a fratura for na solda, a resistência, o limite de ruptura deve atender ao limite mínimo especificado pelo tubo e não apresentar poros maiores que 1,6 mm com a somatória da área, não excedendo a 2% da área fraturada. O limite para inclusão de escoria não deve exceder a 0,8 mm de espessura ou mais de 3 mm de comprimento com separação mínima de 13 mm entre inclusões adjacentes.

Os corpos de provas ensaiados por dobramento lateral serão aprovados se atenderem os requisitos abaixo:

- a) Se não houver trincas e caso apareça, se estas forem menores que 3mm em qualquer direção, desde que estejam presentes no metal de solda ou na zona fundida na região convexa.
- b) Se as trincas forem nas bordas dos corpos de provas na região convexa, estas deverão ser menores que 6 mm.

Os corpos de provas ensaiados por Nick-break serão considerados aprovados de acordo com as especificações a seguir:

- a) Se houver poros, se estes forem menores que 1,6 mm e a somatória das áreas não excederem a 2% da área fraturada.
- b) Se houver inclusão de escória, estas não devem exceder a 0,8 mm de espessura ou mais de 13 mm de comprimento com separação mínima de 13 mm de entre as inclusões adjacentes.

Verificamos que a qualificação do procedimento de soldagem pode ser feita sem um ensaio de tenacidade específico.

Sendo que o apêndice A fornece alternativas para soldas circunferenciais, baseadas na mecânica da fratura, este apêndice fornece dois critérios de aceitação mínimo para o CTOD 0,005 in ou 0,010 in ou um valor intermediário entre os dois valores

A preparação dos corpos de provas devem ser conforme a norma BS 7448: parte 2 como suplemento. A dimensão preferencial (B x 2B) deve ser utilizada. A espessura do corpo de prova deve ser igual a espessura do tubo, a localização do entalhe deve ser conforme figura 4.8. Esta localização está baseada no perfil de dureza, sendo o entalhe localizado na região de maior dureza, mas como o chanfro é em V, este método não é o ideal, pois a zona afetada pelo calor acompanha o chanfro e, nesse caso, o entalhe ficará fora da zona afetada pelo calor, sendo o ideal o chanfro meio V ou em K, onde o entalhe será posicionado no chanfro reto.

Depois do teste, uma particular atenção deve ser dada ao critério 12.4.1 da BS 7448 parte 2. Também deve ser feito o ensaio de dureza para a

localização da região de maior dureza. Para a qualificação do procedimento de soldagem, o teste de três corpos de prova no mínimo deve ser feito no metal de solda como na ZAC que deve ser ensaiado na menor temperatura de serviço.

Figura A.2 Localização do entalhe em região de maior dureza [API 1104:2005]

Durante a qualificação de um procedimento de soldagem geralmente são impostos limites de dureza da zona afetada pelo calor, por exemplo, 350 HV definida pelas normas API 1104 [API 1104: 2005] e Canadiancode CSA Z662[CSA:2003] como valor máximo como uma maneira de evitar trincas a frio ou trinca por hidrogênio que geralmente ocorre após um longo tempo sendo também conhecida por trinca de 48 horas.

O calculo do CTOD deve ser feito utilizando a equação A.4

$$\delta = \frac{FS}{BW^{1,5}} X f \frac{a_0}{W}^2 \frac{1-\vartheta^2}{2\sigma_{YSE}} + \frac{0,4 W - a_0 V_p}{0,4W + 0,6a_0 + z}$$

(A.4)

A mínima extensão da trinca deve ser de 1,3 mm ou 2,5% da largura do corpo de prova o que for menor.

Para corpo de prova SENB, a máxima força de pré-trinca é dada pela fórmula abaixo ASTM 1820 [ASTM E 1820]. O corpo de prova de ser cuidadosamente monitorado em um dos lados até que a trinca apareça em um dos lados, se o início da trinca não for observado do outro lado, deve-se parar o ensaio e tentar resolver o problema da assimetria.

O comprimento da pré-trinca não deve ser menor do que 0,05B ou 1,3 mm para entalhe largo e 0,6 mm para chanfro estreito medido a partir do final do entalhe usinado.

A pré-trinca deve ser feita seguindo:

- a) O máximo intensificador de tensão dado pela equação A.5

$$K_{MAX} = \frac{\sigma_{YS}^f}{\sigma_{YS}^T} (0,063 \sigma_{YS}^f \text{ MPa } \overline{m})$$

(A.5)

Em geral o mais eficiente $R = P_{min} / P_{max} = 0,1$.

E todos os corpos de provas de 3 pontos conforme equação A.6

$$P_m = \frac{0,5Bb_0^2\sigma_Y}{s}$$

(A.6)

Calculo CTOD:

O valor do CTOD pode ser determinado conforme equação A.7

$$\delta = \frac{FS}{BW^{1.5}} X f \frac{a_0}{W}^2 \frac{1-\vartheta^2}{2\sigma_{LE}E} + \frac{0.4 W - a_0}{0.4W + 0.6a_0 + z} \frac{V_p}{E}$$

(A.7)

BRITISH STANDARD BS 7448, 1991

Esta norma estabelece o método para determinação do valor K_{IC} , crítico CTOD e crítico J de materiais metálicos. Essa norma inglesa pode ser resumida conforme a figura A.3

Figura A.3 - Escolha do ensaio a ser feito conforme BS 7448,1991