

UNESP
Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2011

VITOR SCARABELI BARBOSA

INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL DA TENACIDADE EM TUBOS DE
AÇO API 5L X70 SOLDADOS PELO PROCESSO HF/ERW

Trabalho de Graduação
apresentado ao Conselho de Curso
de Graduação em Engenharia de
Materiais da Faculdade de
Engenharia do Campus de
Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista, como parte dos
requisitos para obtenção do
diploma de Graduação em
Engenharia de Materiais.

Orientador: Marcelino Pereira do Nascimento

Guaratinguetá
2011

B238i	<p data-bbox="347 1225 1321 1444">Barbosa, Vitor Scarabeli Investigação experimental da tenacidade em tubos de aço API 5L X70 soldados pelo processo HF/ERW / Vitor Scarabeli Barbosa – Guaratinguetá : [s.n], 2011. 147 f. : il. Bibliografia: f. 138-147</p> <p data-bbox="347 1480 1321 1585">Trabalho de Graduação em Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2011. Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento</p> <p data-bbox="408 1626 1031 1659">1.Soldagem 2. Juntas soldadas 3. Aço I. Título</p> <p data-bbox="1137 1700 1321 1729">CDU 621.791</p>
-------	---

INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL DA TENACIDADE EM TUBOS DE
AÇO API 5L X70 SOLDADOS PELO PROCESSO HF/ERW


VITOR SCARABELI BARBOSA

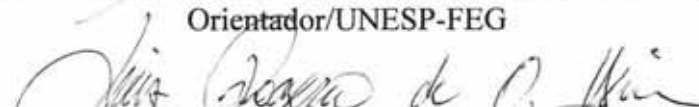
ESTE TRABALHO DE GRADUAÇÃO FOI JULGADO ADEQUADO
COMO PARTE DO REQUISITO PARA A OBTENÇÃO DO DIPLOMA
DE **GRADUADO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS**

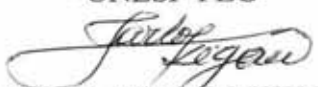
APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO CONSELHO DE CURSO
DE GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Prof. Dr. Marcos Valério Ribeiro
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Orientador/UNESP-FEG


Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN
UNESP-FEG


Prof. Dr. CARLOS KIYAN
UNESP/FEG

Dezembro de 2011

DADOS CURRICULARES

VITOR SCARABELI BARBOSA

NASCIMENTO 19.11.1987 – SÃO BERNARDO DO CAMPO / SP

FILIAÇÃO Geraldo Aparecido Barbosa
Aparecida Cleide Scarabeli Barbosa

2007/2011 Curso de Graduação
UNESP – Universidade Estadual Paulista “Júlio de
Mesquita Filho”.

de modo especial a Deus, por ensinar-me o verdadeiro caminho do conhecimento, e à minha família, minha maior motivação.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus, por motivar-me todos os dias ao longo da minha jornada. Agradeço à minha família e aos meus verdadeiros amigos;

ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento, que desde o meu primeiro contato, concedeu-me sábios conselhos e incentivou-me de maneira incondicional durante a minha formação profissional;

aos meus pais Geraldo e Cleide, que apesar da distância e minha ausência, dedicaram a mim muito amor e incentivo durante os meus estudos;

à dona Marly Clemente que com seu amor materno deu-me força e serenidade para enfrentar as dificuldades;

aos colaboradores da UNESP do Campus de Guaratinguetá, pela dedicação, presteza e principalmente pela disposição de ajudar;

à Apolo Tubulars S.A., pela atuação como empresa colaboradora e responsável pelo fornecimento de material para a realização bem sucedida dessa pesquisa;

à FAPESP, pela concessão da bolsa de iniciação científica de processo número 2010/02291-4, vinculado ao projeto Jovem Pesquisador de processo número 2008/56424-5.

Este trabalho contou com apoio da seguinte entidade

- FAPESP, pela concessão da bolsa de iniciação científica de processo número 2010/02291-4, vinculado ao projeto Jovem Pesquisador de processo número 2008/56424-5.

“He travels fastest who travels alone”

Proverbs

BARBOSA, V. S. **Investigação experimental da tenacidade em tubos de aço API 5L X70 soldados pelo processo HF/ERW.** 2011. 147f. Trabalho de Conclusão de Curso – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

RESUMO

Estudos sobre integridade estrutural são de extrema importância quando deseja-se prevenir ao máximo catástrofes associadas às falhas inerentes aos materiais empregados em componentes estruturais. As juntas soldadas em tubos de aço empregados no transporte de petróleo e gás correspondem às regiões mais susceptíveis à falhas. Visando contribuir para essa linha de pesquisa, o presente estudo foi modelado para avaliar experimentalmente a integridade estrutural de juntas soldadas em tubos de aço API 5L X70 empregados em sistemas dutoviários. Essa avaliação é dada a partir de ensaios de CTOD, cujo intuito é simular em laboratório o real comportamento da trinca a partir da sua propagação na junta soldada obtida pelo processo de soldagem por resistência elétrica de alta frequência. Nesse caso, as análises são realizadas a partir de corpos-de-prova SE(B) retirados diretamente de um tubo de aço API 5L X70. A metodologia proposta envolve ensaios de CTOD à baixíssimas temperaturas, a fim de avaliar a tenacidade do material em condições críticas de operação. A partir da realização dos ensaios de CTOD, foi possível avaliar a tenacidade de juntas soldadas em termos quantitativos por meio do parâmetro CTOD e qualitativos a partir do comportamento da curva carga *versus* CMOD. Nesse mesmo estudo, também, procurou-se comparar os resultados de CTOD obtidos pelas normas ASTM E1820 (2008) e BS 7448 (1991). Embora as duas normas citadas anteriormente adotem diferentes parâmetros para a determinação do valor de CTOD, concluiu-se que os valores de CTOD tendem a convergir para um valor comum.

PALAVRAS-CHAVE: Integridade estrutural. Juntas soldadas. Aço API 5L X70. Corpos-de-prova SE(B). Ensaios de CTOD. Soldagem por resistência elétrica. Tenacidade.

BARBOSA, V. S. **Experimental investigation of toughness in steel pipe API 5L X70 welded through high frequency electric resistance welding (HF/ERW)**. 2011. 147f. Trabalho de Conclusão de Curso – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

ABSTRACT

Studies about structural integrity are very important when it desires to prevent disasters associated with flaws inherent in materials used in structural components. The welded joints in steel pipes used to conduction and distribution of oil and gas correspond to the regions most susceptible to flaw. Aiming to contribute to this research line, the present study was designed to assess experimentally the structural integrity of welded joints in steel pipes API 5L X70 used in pipeline systems. This assessment is given from tests of CTOD, whose aim is simulate in laboratory the real behaviour of crack from of his propagation on the welded joint obtained by high frequency electric resistance welding. In this case, the analyses are performed from specimens SE(B) obtained directly of steel pipe API 5L X70. The proposed methodology involves tests of CTOD at lower temperature, in order to assess the toughness of material in critical operation conditions. From performance of CTOD tests, was possible assess the toughness of welded joints in terms of quantity through CTOD parameter and in terms of quality from behaviour of curve load versus CMOD. In this study, also, sought to compare CTOD's results obtained through rules ASTM E1820 (2008) and BS 7448 (1991). Although the two standards cited previously have adopted different parameters to calculated the value of CTOD, concluded that the values of CTOD tend to converge for a common value.

KEYWORDS: Structural integrity. Welded joints. Steel API 5L X70. Sample SE(B). CTOD tests. High frequency welding. Toughness.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Representação esquemática do processo de laminação controlada em função da microestrutura resultante.....	32
FIGURA 2 - Alterações microestruturais durante a laminação	33
FIGURA 3 - Estudo da correlação entre a economia de material a partir do uso de aços de maior resistência mecânica (grau API)	34
FIGURA 4 - Diagrama de Graville, soldabilidade dos aços ARBL em função do teor de carbono e do carbono equivalente	40
FIGURA 5 - Efeito do carbono equivalente na temperatura de pré-aquecimento requerida para evitar a fissuração a frio	41
FIGURA 6 - Micrografias do aço API 5L X70 obtidas por microscopia óptica. As microestruturas (a), (b), (c), (d), (e) e (f) são características para cada condição estabelecida de composição e laminação.....	43
FIGURA 7 - Diagrama TRC do aço API X70 para composição química média definida na Tabela 3	45
FIGURA 8 - Representação esquemática do processo de soldagem HF/ERW	46
FIGURA 9 - Rota de fabricação e inspeção de tubos produzidos via HF/ERW.....	48
FIGURA 10 - Constituintes microestruturais de juntas soldadas.....	53
FIGURA 11 - Representação esquemática das zonas afetadas na soldagem do aço ...	54
FIGURA 12 - Regiões da ZTA de uma solda monopasse	56
FIGURA 13 - Regiões características da ZTA de uma junta soldada.....	56
FIGURA 14 - Posicionamento das isotermas em função da distância da zona do metal de solda	57
FIGURA 15 - Espécimes padronizados pela ASTM para a realização dos ensaios relacionados à mecânica da fratura; (a) espécime compacto; (b) espécime compacto em forma de disco; (c) espécime de dobramento; (d) espécime em forma de arco e (e) espécime com entalhe central	60

FIGURA 16 - Esquema representativo da forma de aplicação de carregamento para os corpos de provas de tenacidade à fratura dos tipos: C(T) - aplicação da carga sob tração; b) SE(B) - aplicação da carga sob flexão de 3 pontos.....	61
FIGURA 17 - Notação ASTM para corpos-de-prova retirados de placas laminadas ou forjadas	62
FIGURA 18 - Notação ASTM para corpos-de-prova retirados de barras arredondadas.....	62
FIGURA 19 - Modelo do conceito do deslocamento da ponta da trinca com base em corpos-de-prova de tração em miniatura	64
FIGURA 20 - Medida do deslocamento da abertura da ponta da trinca com o auxílio de um extensômetro (<i>Clip Gage</i>)	65
FIGURA 21 - Curvas características obtidas no ensaio CTOD, mostrando os principais pontos para a determinação do valor CTOD.....	65
FIGURA 22 - Determinação do valor da componente plástica do deslocamento da boca do entalhe (V_p) e da área sob a curva (A_p) para a determinação do CTOD	67
FIGURA 23 - Definições alternativas referentes ao conceito de CTOD, deslocamento na ponta original da trinca; (b) intercepto a 90°	68
FIGURA 24 - Representação esquemática do ensaio de CTOD a partir de um espécime do tipo SE(B) pré-trincado por fadiga	70
FIGURA 25 - Representação esquemática do modelo da rótula plástica em um corpo de prova do tipo SE(B).....	70
FIGURA 26 - Representação de um espécime do tipo SE(B) contendo “ <i>knife edge</i> ” de espessura z em sua superfície	73
FIGURA 27 - Representação geométrica e dimensional do espécime do tipo SE(B) com o suporte do extensômetro embutido, segundo a norma ASTM E1820-08.....	74
FIGURA 28 - Configuração asa-de-gaiivota para espécimes soldados com excesso de curvatura.....	78

FIGURA 29 - Modelo dos tubos selecionados para a retirada dos espécimes para a caracterização microestrutural e mecânica	82
FIGURA 30 - Microscópio eletrônico de varredura pertencente ao DMT/FEG/UNESP utilizado na análise microestrutural e microfractográfica.....	84
FIGURA 31 - Amostras empregadas no ensaio de microdureza: (a) amostra proveniente da seção circular do tubo; (b) amostra proveniente da seção circular do tubo com posterior planificação	85
FIGURA 32 - Representação geométrica e dimensional do corpo-de-prova de tração plano.....	86
FIGURA 33 - Máquina universal de ensaio: (a) Máquina usada nos ensaios de tração; (b) detalhe do corpo-de-prova acoplado às garras da máquina já com o extensômetro preso ao mesmo	87
FIGURA 34 - Configuração geométrica e dimensional dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V	88
FIGURA 35 - <i>Layout</i> representativo da retirada dos espécimes para o ensaio de CTOD	92
FIGURA 36 - (a) Processo de corte transversal do tubo para a retirada de espécimes na largura desejada; (b) espécime disposto na prensa; (c) processo de planificação; (d) geometria final do corpo-de-prova	89
FIGURA 37 - Geometria do corpo-de-prova CTOD do tipo SE(B) e detalhe da pré-trinca obtida por ensaio de fadiga.....	90
FIGURA 38 - Máquina universal (servo-hidráulica) de modelo INSTRON 8801 com câmara térmica integrada	92
FIGURA 39 - Corpo-de-prova SE(B) e dispositivo para ensaio de flexão por três pontos	92
FIGURA 40 - Macrografia da junta soldada de um tubo de aço X70 atacado com Nital 8%	95

FIGURA 41 - Análise de inclusões no aço API 5L X70: (a) no sentido longitudinal (L) em relação ao sentido de laminação; (b) sentido transversal (T) ao sentido de laminação. Ampliação 100X.....	95
FIGURA 42 - Análise microestrutural por MO no aço API 5L X70: (a) microestrutura do metal base (L); (b) microestrutura do metal base (T); (c) linhas de fluxo na zona termicamente afetada; (d) grãos equiaxiais da linha de solda. Ampliação 100X	96
FIGURA 43 - Análise comparativa: (a) microestrutura do metal base longitudinal analisada por MEV a 5000X de ampliação; (b) microestrutura do metal base longitudinal analisada por MO a 200X de ampliação.....	98
FIGURA 44 - Amostras CTOD ensaiadas a -100°C: (a) superfície de fratura do MB; (b) superfície de fratura da LS	99
FIGURA 45 - Vista geral das superfícies de fratura: (a) região do MB compreendida pelo entalhe, pré-trinca de fadiga e início da propagação da trinca; (b) região da LS compreendida pelo entalhe, pré-trinca de fadiga e início da propagação da trinca. Aumento: 37X	100
FIGURA 46 - Microfractografia da zona de estiramento: (a) zona de estiramento da superfície de fratura do MB; (b) zona de estiramento da superfície de fratura da LS. Aumento: 1000X	102
FIGURA 47 - Microfractografia da superfície de fratura do MB: (a) fratura frágil por clivagem; (b) fratura frágil por quase-clivagem; (c) fratura mista; (d) transição para dimple; (e) fratura mista com dimple nos contornos de grão. Aumento: 1000X.	105
FIGURA 48 - Microfractografia da superfície de fratura da LS: (a) fratura frágil por clivagem e intergranular; (b) fratura frágil com desvio da trinca; (c) fratura por clivagem e intergranular; (d) fratura predominantemente intergranular. Aumento: 1000X.	107

FIGURA 49 - Degrau formado durante a propagação da trinca a 5,0 mm da zona de estiramento. Aumento: 2000X.	108
FIGURA 50 - <i>Layout</i> da amostra planificada usada no ensaio de microdureza	109
FIGURA 51 - Análise comparativa na microdureza das amostras sem e com planificação	111
FIGURA 52 - (a) Corpo-de-prova retirado diretamente da parede do tubo, antes do ensaio; (b) corpo-de-prova após a execução do ensaio de tração; (c) superfície de fratura do corpo-de-prova já ensaído.	112
FIGURA 53 - Curva carga-deformação obtida a partir do ensaio de tração	113
FIGURA 54 - Histograma representativo do ensaio de tração longitudinal mostrando os valores do limite de escoamento do aço API 5L X70.....	115
FIGURA 55 - Histograma representativo do ensaio de tração longitudinal mostrando os valores do limite de resistência à tração do aço API 5L X70.....	115
FIGURA 56 - Modelo representativo dos corpos-de-prova empregados no ensaio de impacto <i>Charpy</i>	116
FIGURA 57 - Superfície de fratura de algumas amostras referentes ao metal base.	117
FIGURA 58 - Curvas de transição dúctil-frágil dos aços API 5L grau X70 e X80.....	118
FIGURA 59 - Ensaio de CTOD do metal base VII a -50°C: (a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.	121
FIGURA 60 - Ensaio de CTOD do metal base XI a -50°C: (a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.	121

FIGURA 61 - Ensaio de CTOD do metal base VI a -80°C:	
(a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina;	
(b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm];	
(c) superfície de fratura.	122
FIGURA 62 - Ensaio de CTOD do metal base IX a -100°C:	
(a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina;	
(b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm];	
(c) superfície de fratura.	123
FIGURA 63 - Ensaio de CTOD do metal base V a -100°C:	
(a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina;	
(b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm];	
(c) superfície de fratura.	123
FIGURA 64 - Ensaio de CTOD da linha de solda 3 a -50°C:	
(a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina;	
(b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm];	
(c) superfície de fratura.	126
FIGURA 65 - Ensaio de CTOD da linha de solda 4 a -50°C:	
(a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina;	
(b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm];	
(c) superfície de fratura.	127
FIGURA 66 - Ensaio de CTOD da linha de solda 5 a -80°C:	
(a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina;	
(b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm];	
(c) superfície de fratura.	128
FIGURA 67 - Ensaio de CTOD da linha de solda 7 a -80°C:	
(a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina;	
(b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm];	
(c) superfície de fratura.	128

FIGURA 68 - Ensaio de CTOD da linha de solda 9 a -100°C:	
(a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina;	
(b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm];	
(c) superfície de fratura.	129
FIGURA 69 - Ensaio de CTOD da linha de solda 12 a -100°C:	
(a) gráfico Carga [kN] <i>versus</i> Deformação [mm] fornecido pela máquina;	
(b) curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm];	
(c) superfície de fratura.	130
FIGURA 70 - Avaliação da significância do <i>pop-in</i> ocorrido no ensaio de CTOD a -100°C referente à linha de solda.....	131
FIGURA 71 - Curva Carga [kN] <i>versus</i> CMOD [mm] do corpo-de-prova 9 ensaiado a -100°C, após a identificação de <i>pop-in</i>	132

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Comparação entre as especificações PSL 1 e PSL 2.....	38
TABELA 2 - Padronização empregada para a classificação da microestrutura de aços ARBL.....	42
TABELA 3 - Composição química do aço X70 selecionado para a construção do diagrama TRC	44
TABELA 4 - Composição química (% massa) do aço API 5L X70 nacional	81
TABELA 5 - Composição química (% massa) do aço API 5L X70 nacional	94
TABELA 6 - Valores da microdureza nas três regiões da junta soldada da amostra sem planificação.....	110
TABELA 7 - Valores da microdureza nas três regiões da junta soldada da amostra com planificação	110
TABELA 8 - Relatório do ensaio de tração do corpo-de-prova.....	114
TABELA 9 - Energia absorvida por impacto <i>Charpy</i> do material base, da zona termicamente afetada e da linha de solda em diferentes temperaturas.....	117
TABELA 10 - Valores de CTOD, referentes ao metal base, obtidos pela norma BS 7448 (1991).	124
TABELA 11 - Valores de CTOD, referentes ao metal base, obtidos pela norma ASTM E1820-08.	124
TABELA 12 - Valores de CTOD, referentes a linha de solda, obtidos pela norma BS 7448 (1991).	132
TABELA 13 - Valores de CTOD, referentes a linha de solda, obtidos pela norma ASTM E1820-08.	133
TABELA 14 - Resumo dos principais parâmetros das curvas Carga vs CMOD referentes ao metal base.....	134
TABELA 15 - Resumo dos principais parâmetros das curvas Carga vs CMOD referentes à linha de solda... ..	134

LISTA DE EQUAÇÕES

EQUAÇÃO 1 - Determinação do carbono equivalente, para aços com teor de carbono igual ou inferior a 0,12%	39
EQUAÇÃO 2 - Determinação do carbono equivalente, para aços com teor de carbono superior a 0,12%	39
EQUAÇÃO 3 - Determinação do CTOD a partir das recomendações da norma BS 7448 (1991) – Parte I.....	71
EQUAÇÃO 4 - Determinação do fator dependente da geometria do corpo-de-prova segundo a norma BS 7448 (1991) – Parte I.....	72
EQUAÇÃO 5 - Determinação do CTOD a partir do deslocamento de abertura da boca da trinca V_p	72
EQUAÇÃO 6 - Determinação do CTOD a partir das recomendações da norma ASTM E1820-08	73
EQUAÇÃO 7 - Determinação do CTOD a partir das recomendações da norma ASTM E1820-08 para corpo-de-prova com “clip gage” embutido no próprio corpo.....	74
EQUAÇÃO 8 - Determinação do fator de intensificação de tensão	75
EQUAÇÃO 9 - Determinação do fator dependente da geometria do corpo-de-prova segundo a norma ASTM E1820-08.....	75
EQUAÇÃO 10 - Cálculo do parâmetro de restrição plástica.....	75
EQUAÇÃO 11 - Cálculo do parâmetro em função de a_0/W	75
EQUAÇÃO 12 - Determinação da pré-trinca de fadiga.....	91
EQUAÇÃO 13 - Fator máximo de intensificação de tensão da pré trinca de fadiga em MPa	91
EQUAÇÃO 14 - Fator máximo de intensificação de tensão da pré trinca de fadiga em <i>ksi</i>	91

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

TMCR	-	Thermo Mechanical Controlled Rolling
API	-	American Petroleum Institute
GASBOL	-	Gasoduto Brasil Bolívia
UTGCA	-	Unidade de Tratamento de Gás de Caraguatatuba
HF/ERW	-	High-Frequency/Electric Resistance Welding
MB	-	Metal Base
LS	-	Linha de Solda
JS	-	Junta Soldada
CTOD	-	Crack Tip Opening Displacement
ARBL	-	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
HSLA	-	High Strength Low Alloy
SI	-	Sistema Internacional
TMCP	-	Thermo Mechanical Controlled Process
HIC	-	Hydrogen Induced Cracking
PSL	-	Product Specification Level
TTT	-	Tempo Temperatura Transformação
IIW	-	International Institute of Welding
TRC	-	Transformação por Resfriamento Contínuo
CCT	-	Continuous Cooling Transformation
ISIJ	-	The Iron and Steel Institute of Japan
NBR	-	Associação Brasileira de Normas Técnicas
DNV	-	Det Norske Veritas
ANSI	-	American National Standards Institute
EN	-	European Norms
ASTM	-	American Society for Testing and Materials
AWWA	-	American Water Works Association
ISO	-	International Organization for Standardization
BS	-	British Standards
JIS	-	Japanese Industrial Standards

CSA	-	Canadian Standards Association
DIN	-	Deutsches Institut für Normung
UOE	-	Dobramento em U, fechamento em O e expansão E
IIS	-	Instituto Internacional de Soldagem
RGG	-	Região de Grãos Grosseiros
RGF	-	Região de Grãos Finos
RIC	-	Região Intercrítica
ZAC	-	Zona Afetada pelo Calor
RSC	-	Região Subcrítica
HV	-	Hardness Vickers
MFLE	-	Mecânica da Fratura Linear Elástica
CCC	-	Cúbica de Corpo Centrado
HC	-	Hexagonal Compacta
MFEP	-	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
COD	-	Crack Opening Displacement
CMOD	-	Crack Opening Mouth Displacement
ZFL	-	Zona Frágil Localizada
GGZAC	-	Região de Grãos Grosseiros da Zona Afetada pelo Calor
SAW	-	Submerged Arc Welding
ZE	-	Zona de Estiramento

LISTA DE SÍMBOLOS

γ	fase austenita
α	fase ferrita
A_{r3}	temperatura de início de formação da ferrita em resfriamento contínuo
MnS	sulfeto de manganês
M-A	constituente martensita-austenita
CE	carbono equivalente
CE_{Pcm}	carbono equivalente ($C \leq 0,12\%$) estabelecido por Y. Itto & K. Bessyo
CE_{IIW}	carbono equivalente ($C > 0,12\%$) estabelecido pelo International Institute of Welding
α_p ou PF	ferrita poligonal
α_q	ferrita quase-poligonal
α_B^0	ferrita bainítica
α_B	ferrita bainítica granular ou ferrita granular
γ_r	austenita retida
α_M ou M	martensita
B_U	bainita superior
B_L	bainita inferior
P	perlita
P'	perlita degenerada
A	austenita
B	bainita
PF(G)	ferrita de contorno de grão
PF(I)	ferrita poligonal intragranular
AF	ferrita acicular ou de Ferrita de Widmanstätten
FS	ferrita com segunda fase
FS(A)	ferrita com segunda fase alinhada
FS(NA)	ferrita com segunda fase não-alinhada
FC	agregado ferrita/carboneto
FC(P)	precipitação interface de ferrita fina e carbonetos, como perlita

M(L)	martensita ripada
M(T)	martensita maclada
K	fator de intensificação de tensão
C(T)	corpo de prova de mecânica da fratura compacto submetido à tração
SE(B)	corpo de prova retangular de mecânica da fratura entalhado lateralmente submetido à flexão
L	direção longitudinal
T	direção transversal
S	direção transversal curta “ <i>short</i> ”
I	modo de aplicação da carga do tipo abertura ou tração
C	direção circunferencial
R	direção radial
L	direção longitudinal
J	integral J
l	comprimento útil do corpo-de-prova de tração em miniatura
w	largura do corpo-de-prova de tração em miniatura
ρ	raio de curvatura da ponta da trinca
δ	deslocamento de abertura da ponta da trinca
z	espessura do porta extensômetro (“ <i>knife-edge</i> ”)
δ_c	CTOD crítico no início do crescimento frágil de trinca ou pop-in para $\Delta a < 0,2\text{mm}$
δ_u	CTOD crítico no início do crescimento frágil de trinca ou pop-in para $\Delta a \geq 0,2\text{mm}$
δ_i	CTOD próximo à iniciação do crescimento estável de trinca
δ_m	CTOD no início do platô de força máxima
Δa	crescimento estável médio da trinca
J_{IC}	valor crítico da integral J obtida pelo ensaio de CTOD em modo de aplicação da carga do tipo abertura ou tração
V	deslocamento na boca do entalhe
V_p	componente plástica de V correspondente a F_c , F_u ou F_m
A_p	integral da área sob a curva Carga x CMOD

K_{IC}	coeficiente de tenacidade à fratura
r_P	fator rotacional plástico. Adotado 0,4 pela BS7448;
$(W - a_0)$	ligamento não trincado
F	carga obtida do diagrama Carga vs CMOD
S	distância entre os roletes de apoio (“ <i>span</i> ”);
W	largura do corpo-de-prova;
B	espessura do corpo-de-prova;
a_0	tamanho inicial da trinca;
$f(a_0/W)$	fator adimensional dependente da geometria do corpo-de-prova;
E	módulo de elasticidade;
ν	coeficiente de Poisson;
σ_{re}	limite de escoamento corrigido para a temperatura na qual o ensaio de CTOD foi realizado;
A_p	área sobre a curva de carga versus deslocamento da boca da trinca correspondentes aos valores de V_c , V_u ou V_m ;
m	parâmetro de restrição plástica em função de a_0/W e do coeficiente de encruamento do material;
η	parâmetro em função de a_0/W ;
α	fator de rotação plástica;
P_f	carga máxima de pré-trinca por fadiga;
b_0	denominação alternativa para o ligamento não trincado;
σ_y	média entre os valores do LE e LR obtidos em ensaio de tração;
$K_{MAX.}$	fator máximo de intensificação de tensão da pré-trinca.
σ_{LE}^f	tensão de escoamento do material na pré-trinca por fadiga;
σ_{LE}^T	tensão de escoamento do material na temperatura do teste;
J	unidade de energia em Joule.

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	26
1.1 Objetivos.....	28
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	30
2.1 Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).....	30
2.2 Processo de fabricação dos aços ARBL	31
2.2.1 Laminação controlada	31
2.2.2 Influência dos elementos de liga	34
2.2.3 Carbono equivalente	37
2.3 Formação e classificação das microestruturas em aços ARBL.....	41
2.3.1 Diagrama de transformação por resfriamento contínuo	44
2.4 Soldagem por resistência elétrica de alta frequência.....	46
2.4.1 Formação de juntas soldadas	49
2.4.2 Formação de zonas termicamente afetadas	50
2.4.3 Características microestruturais e metalúrgicas das juntas soldadas	51
2.5 Avaliação da integridade estrutural de dutos	58
2.5.1 Mecânica da fratura	58
2.5.2 Mecânica da fratura elasto-plástica	59
2.5.3 O parâmetro CTOD	64
2.5.4 Definição de CTOD.....	67
2.6 Metodologia do ensaio CTOD.....	69
2.6.1 Norma BS7448 (Parte I) - 1991.....	69
2.6.2 Norma ASTM E1820-08	72
2.7 Metodologia do ensaio CTOD para juntas soldadas	76
2.8 Importância do ensaio CTOD.....	80
3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	81
3.1 Material analisado	81
3.2 Métodos de caracterização macroestrutural, microestrutural e fractográfica	83
3.2.1 Análise microestrutural por microscopia óptica.....	83
3.2.2 Análise microestrutural por microscopia eletrônica de varredura	84
3.2.3 Análise fractográfica por microscopia eletrônica de varredura.....	84
3.3 Ensaio de microdureza Vickers (HV).....	85
3.4 Ensaio de tração.....	86
3.5 Ensaio de impacto Charpy	87
3.6 Ensaio de CTOD.....	88
3.7 Confecção dos entalhes e das pré-trincas de fadiga	90
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	93
4.1 Determinação da composição química.....	93
4.2 Análise metalográfica e fractográfica.....	94
4.2.1 Análise macrográfica.....	94
4.2.2 Análise metalográfica por MO	95
4.2.3 Análise metalográfica por MEV	97
4.2.4 Análise fractográfica por MEV	98
4.3 Ensaio de microdureza Vickers (HV).....	108

4.4 Ensaio de tração.....	111
4.5 Ensaio de impacto <i>Charpy</i>	116
4.6 Ensaio de CTOD.....	119
4.6.1 Resultados de CTOD para MB.....	120
4.6.2 Resultados de CTOD para LS	125
5 CONCLUSÃO	135
6 SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTUROS	137
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	138

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

O grande interesse das indústrias de petróleo e gás no uso de aços microligados de alta resistência para construção de linhas dutoviárias de transmissão e distribuição de petróleo e gás é agora uma consolidada tendência no mundo. O transporte de petróleo e seus derivados, a longos percursos, apresenta uma considerável importância sócio-econômica e estratégica na construção de *Line Pipes*. Segundo Cavalheiro *et al.* (2007) para uma eficiência no transporte, os sistemas dutoviários para aplicações *onshore* devem suportar condições severas de operação devido às altas pressões que o fluido exerce nas paredes do tubo no seu transporte. Todavia, é bem-conhecido que defeitos nas juntas soldadas constituem-se numa das principais causas de falhas em dutos de condução e distribuição de óleo e gás (*Line Pipe*).

Para Porto *et al.* (2007), no que se refere ao material empregado em projetos de gasodutos/oleodutos, os engenheiros visam utilizar aços com requisitos de resistência mecânica e tenacidade cada vez mais elevada visando não somente o aumento de segurança operacional, mas, também, de produtividade e redução do peso do gasoduto. Nos anos 70, segundo Batista¹ *et al.* (2003 *apud* RAMÍREZ *et al.*, 2007), foi introduzido o processo de laminação termomecânica controlada (tradução da sigla inglesa TMCR – *Thermo Mechanical Controlled Rolling*) que eliminou o tratamento térmico de normalização no final da laminação iniciando uma grande era nos aços API 5L (denominação *American Petroleum Institute* para a designação de tubos para a condução de petróleo e gás). Devido à essa evolução, durante a década de 80, o aço API 5L X70 era o mais apropriado para a construção de dutos. A partir da introdução da laminação a quente por resfriamento controlado, os aços passaram a possuir maior resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade, propriedades estas, hoje, imprescindíveis para aços aplicados em estruturas *onshore* e *offshore*. A inclusão de elementos de micro liga e a diminuição do carbono equivalente no aço, em conjunto ao processo TMCR, foram os principais fatores responsáveis pelo desenvolvimento dessas propriedades mecânicas (RAMÍREZ *et al.*, 2007).

No que diz respeito à indústria petrolífera, para Porto *et al.* (2007) os aços empregados em dutos para a exploração e transporte de óleo e gás, têm merecido posição de destaque no

¹ BATISTA, G. Z. et al. Estudo da correlação microestrutura propriedades-mecânicas de aço da classe API X80. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 58°, 2003, Rio de Janeiro. Anais do 58° Congresso da ABM. São Paulo: ABM, 2003. v. único. p. 2957-2965 *apud* RAMÍREZ, M. G. et al. Caracterização microestrutural de um aço API 5L-X80 através de microdureza e microscopia óptica e eletrônica. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 62°, 2007, Vitória. Anais... Espírito Santo: ABM, 2007 p.3633-3642.

mercado nacional e internacional, principalmente após a elaboração do plano estratégico da Petrobrás que visa aumentar o consumo e a distribuição de gás/petróleo no Brasil e do crescente consumo destes produtos no mundo. Para Júnior (2004) esse crescimento de consumo tem exigido não somente a utilização intensiva da malha de dutos existente no País, como também, vem impulsionando a sua extensão. Exemplos desta expansão do sistema dutoviário incluem a construção de mais de 3.000 km de um gasoduto unindo a Bolívia ao Brasil (GASBOL), as recentes descobertas das reservas de gás natural na Bacia de Santos e de petróleo e gás nas gigantescas Bacias de Tupi e Júpiter, com conseqüente projeção pela PETROBRAS (internet: TBG; acessado em Setembro de 2010) de aumento da malha dutoviária dos atuais 18 mil km para mais de 25 mil km nos próximos anos. Deve-se ressaltar que, o gasoduto é uma tubulação que leva o gás natural das fontes produtoras até os grandes centros consumidores. O gasoduto Bolívia-Brasil, conforme citado anteriormente, transporta o gás proveniente da Bolívia atravessando os estados de Mato Grosso do Sul, São Paulo, Paraná, Santa Catarina e Rio Grande do Sul. Transporta grandes volumes de gás, opera em alta pressão e somente se aproxima das cidades para entregar o gás às Companhias Distribuidoras, constituindo um sistema integrado de transporte de gás (internet: TBG; acessado em Setembro de 2010). Neste cenário, a região Sudeste, particularmente o Estado de São Paulo, surge como um elemento chave no panorama energético e dutoviário brasileiro por concentrar a malha de dutos mais extensa em operação no País, decorrente das várias refinarias instaladas aqui (responsáveis por cerca de 40% da produção de gasolina nacional), além de vários pontos de distribuição de gás do projeto GASBOL à indústria paulista.

A Petrobras tem planos de expansão para a sua rede de gasodutos. Em 2013, a empresa pretende ter construir 2.400 km de novos gasodutos e cerca de 1.000 km de novos dutos para o transporte de petróleo e seus derivados. A empresa prevê que será necessária uma substancial expansão da rede de oleodutos devido ao crescente aumento da produção de petróleo bruto nos últimos anos. A Petrobras também prevê um crescimento do mercado de gás natural e desenvolvimento econômico, dois fatores que irão impulsionar a expansão da sua rede de dutos para a condução e distribuição de gás, petróleo e seus derivados (internet: *PIPELINES INTERNATIONAL*; acessado em Setembro de 2010).

De acordo com SILVA (2009), a construção de sistema dutoviários visando transportar gás natural de fontes cada vez mais longínquas para os grandes centros urbanos envolve grandes empreendimentos. A viabilidade econômica desses empreendimentos está estritamente relacionada ao custo/benefício. O custo de implantação de uma malha dutoviária

é elevado, mas é uma alternativa considerada economicamente viável para o abastecimento contínuo de matriz energética, pois permite rapidez na comunicação entre os pontos de entrega e segurança no transporte; tornando, dessa maneira, o custo/benefício favorável à sua implantação (internet: ESTEIO; acessado em Setembro de 2010).

No Campo de Mexilhão, localizado em águas profundas e em mar aberto, 150 km a sudeste de Ilhabela na Bacia de Santos/SP, segundo estudos da Petrobrás, existe uma expectativa de se produzir até 15 milhões de m³/dia de gás até 2012. Em paralelo, outros estudos da PETROBRAS definiram o transporte deste gás por meio de gasoduto submarino até a costa, no litoral, onde será processado na Unidade de Tratamento de Gás de Caraguatatuba (UTGCA). Desta unidade (UTGCA), o gás seguirá transportado também por gasoduto até Taubaté/SP, cujo trecho chamado Caraguatatuba – Taubaté integrará a malha dutoviária da região Sudeste. O traçado terrestre desse gasoduto terá aproximadamente 106 km de extensão, dividido em duas partes: Praia – UTGCA (aprox. 6 km) e Caraguatatuba – Taubaté (aprox. 100 km) (internet: ESTEIO; acessado em Setembro de 2010).

Dentro deste contexto, a rigorosa avaliação e investigação das propriedades de tenacidade à fratura de tubos, tanto do metal base do aço API 5L X70 quanto de suas juntas soldadas oriundas do processo de soldagem por HF/ERW (*High-Frequency/Electric Resistance Welding*) e a possível ocorrência de zonas frágeis localizadas devido à soldagem representa um estudo de extrema importância para o setor de petróleo e gás. Estudos sobre a tenacidade à fratura de juntas soldadas vêm ganhando cada vez mais força dentro do campo da mecânica da fratura, uma vez que, há certa carência de conhecimento sobre o comportamento à fratura de tais juntas. Somado às perspectivas de crescimento da produção de petróleo e gás e, conseqüentemente do emprego de *Line Pipes*, este projeto ganha importância de cunho científico e industrial.

1.1 Objetivos

A partir da breve justificativa citada anteriormente, este projeto científico visa realizar um estudo minucioso sobre a tenacidade à fratura de juntas soldadas formadas pelo processo HF/ERW de aços microligados de alta resistência classe API 5L X70, empregados na manufatura de tubos para sistemas dutoviários de transporte de petróleo e gás.

Os principais objetivos deste projeto são: i) Caracterização microestrutural e mecânica do aço API 5L X70, e suas juntas soldadas; ii) Avaliação da tenacidade à fratura do metal

base (MB) e da linha de solda (LS) pertencente à junta soldada (JS), obtida pelo processo HF/ERW, do aço X70 por meio de ensaios de CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*), com especial ênfase à formação de possíveis sítios de nucleação de microtrincas (inclusões não metálicas e óxidos formados nas linhas de fluxo oriundas do aquecimento e da pressão empregados no processo), responsáveis pelo micromecanismo de fratura por clivagem; iii) Investigação das técnicas de execução e procedimento de ensaios CTOD adequados à avaliação de juntas soldadas de aços microligados; iv) Realização de análise detalhada sobre as exigências e recomendações das principais normas internacionais relacionadas ao setor de petróleo e gás quanto aos valores de tenacidade mínimo requeridos, com especial ênfase às juntas soldadas.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Os engenheiros de materiais são freqüentemente requisitados para projetar ligas que possuam alta resistência mecânica, mas que ainda assim possuam alguma ductilidade e tenacidade. Há um enorme campo de aplicação para as ligas em geral, sendo que, com freqüência a seleção de ligas depende da capacidade de um material de ser adaptado às características mecânicas exigidas para uma aplicação específica (CALLISTER, 2002). Devido às maiores exigências de qualidade para os produtos industriais, torna-se necessário estudar as possibilidades de alterações de propriedades que proporcionem melhorias de desempenho dos produtos em serviços (DINIZ; LIMA; SANTOS, 2006).

O desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga, conhecidos pela sigla ARBL (ou *HSLA* no idioma inglês, significando: *High Strength Low Alloy*), foi impulsionado pela demanda por aços resistentes, tenazes e soldáveis para tubulações de transporte de óleo e gás, navios e plataformas de perfuração “*off-shore*”. São produzidos com maior ênfase nas propriedades mecânicas do que na composição química. Por outro lado, não podem ser considerados aços de alta liga, pois os teores de elementos de liga adicionados aos aços ARBL são muito mais baixos do que em aços de outras categorias, como aços inoxidáveis, aços ferramenta e etc (internet: INFOMET; acessado em Agosto de 2010).

Os aços microligados podem ser definidos como aços estruturais de alta resistência, com teores de carbono inferiores a 0,12% e adições de nióbio (Nb), vanádio (V), titânio (Ti), boro, (B), molibdênio (Mo) e níquel (Ni), em teores igualmente baixos (LESLIE, 1981). Nas últimas décadas tornou-se uma necessidade reduzir o teor de carbono nos aços ARBL, pois esse elemento de liga degrada acentuadamente a soldabilidade desses aços. Em contrapartida, o carbono é um elemento indispensável nos mecanismos de endurecimento comumente empregados nos projetos de ligas de aços (GORNI; MEI, 2006). Apesar dos aços ARBL apresentarem um baixo teor de carbono, a sua resistência mecânica não é afetada significativamente, pois segundo Júnior (2004) há uma compensação pelo efeito de endurecimento causado pela microadição de elementos de liga, resultando em melhores propriedades de soldabilidade e tenacidade do material. De acordo com Diniz, Lima e Santos (2006) a presença do nióbio induz a formação de partículas de carboneto, devido à grande afinidade deste elemento pelo carbono, ou carbonitretos, quando existe nitrogênio disponível.

Além disso, o nióbio presente no aço ARBL também dificulta o crescimento de grão (NETO *et al.*, 2007). A adição de boro e titânio faz aumentar a tenacidade, resultante de uma microestrutura constituída de ferrita acicular. Ainda, titânio e vanádio promovem microestruturas de grãos finos. O níquel faz aumentar a tenacidade e, associado ao molibdênio e ao vanádio, promove o aumento da resistência por efeito do endurecimento por precipitação (BELTRÃO *et al.*, 2005).

Dentre os aços ARBL que são utilizados na fabricação de dutos estão os de especificação API (BELTRÃO *et al.*, 2005). Neste contexto os aços ARBL, para aplicação em sistemas dutoviários, firmam-se como a solução mais viável economicamente e segura para o transporte de petróleo e seus derivados para os grandes centros consumidores dessa fonte de energia. Os tubos empregados na indústria de petróleo e gás são comumente classificados segundo a norma internacional API em função da sua aplicação e resistência mecânica. Especificamente, os aços ARBL utilizados na fabricação de tubos para linhas de transmissão seguem a classificação API 5L enquanto que os empregados para a prospecção seguem a classificação API 5 CT (denominação *American Petroleum Institute* para a designação de tubos para a prospecção e exploração petróleo e gás) (SILVA, 2009).

Os graus de classificação de aços ARBL são definidos pelos níveis de resistência ao escoamento e não pela composição química (internet: INFOMET; acessado em Agosto de 2010). De acordo com a *American Petroleum Institute* –API (2004) para a classe API 5L, os graus de composição química e resistência mecânica variam desde o API 5L A25 até o API 5L X120. Os dois ou três últimos dígitos, dependendo da resistência, especificam os valores mínimos de limite de escoamento em unidades inglesas (*ksi*), assim, no caso específico do aço deste estudo, X70, o valor mínimo da tensão de escoamento conforme classificação API é 70 *ksi* ou 480 MPa no SI (Sistema Internacional).

2.2 Processos de fabricação dos aços ARBL

2.2.1 Laminação controlada

Nos últimos anos, houve um aperfeiçoamento muito grande dos aços microligados, alcançando valores de limite de escoamento superiores a 650 MPa, obtidos por meio de tratamentos termomecânicos e laminação controlada (*Thermo Mechanical Controlled Process/TMCP*) com resfriamento acelerado (NAKASUGI; MATSUDA; TAMAHITO,

1973). Segundo Silva e Mei (2006), o reconhecimento de que a redução do tamanho de grão permitia aumentar resistência e tenacidade sem, no entanto, comprometer a soldabilidade e ductilidade levou à pesquisa de meios de se obter grãos cada vez mais finos. Ao mesmo tempo, a tenacidade e soldabilidade associadas abriram o caminho para aplicação direta na fabricação de tubos usados em sistemas dutoviários (COHEN; HANSEN, 1979).

Através de técnicas de laminação controlada e resfriamento acelerado é possível obter microestruturas altamente refinadas (com tamanho de grão inferior a $10\ \mu\text{m}$) e de excelentes propriedades mecânicas (NAKASUGI; MATSUDA; TAMAHITO, 1973). A incorporação do resfriamento acelerado aos processos de laminação controlada é uma das respostas mais eficazes nesse sentido. Infelizmente essa abordagem requer pesados investimentos em equipamentos e tecnologia, o que restringe seu emprego (GORNI; MEI, 2006), pelo menos até o presente momento em que a viabilidade de custo/benefício ainda é um fator limitante.

A laminação termomecânica controlada, em termos de microestrutura, tem por finalidade processar a austenita na região de não-recristalização, o que resulta em um destacado número de sítios de nucleação favorecendo a transformação austenita (γ) – ferrita (α). Pode ser visto na Figura 1 que a faixa de temperatura onde a recristalização não ocorre é representada pela faixa de temperaturas entre 950°C e a temperatura A_{r3} , sendo que abaixo da A_{r3} haverá formação de ferrita (SILVA *et al.*, 2005).

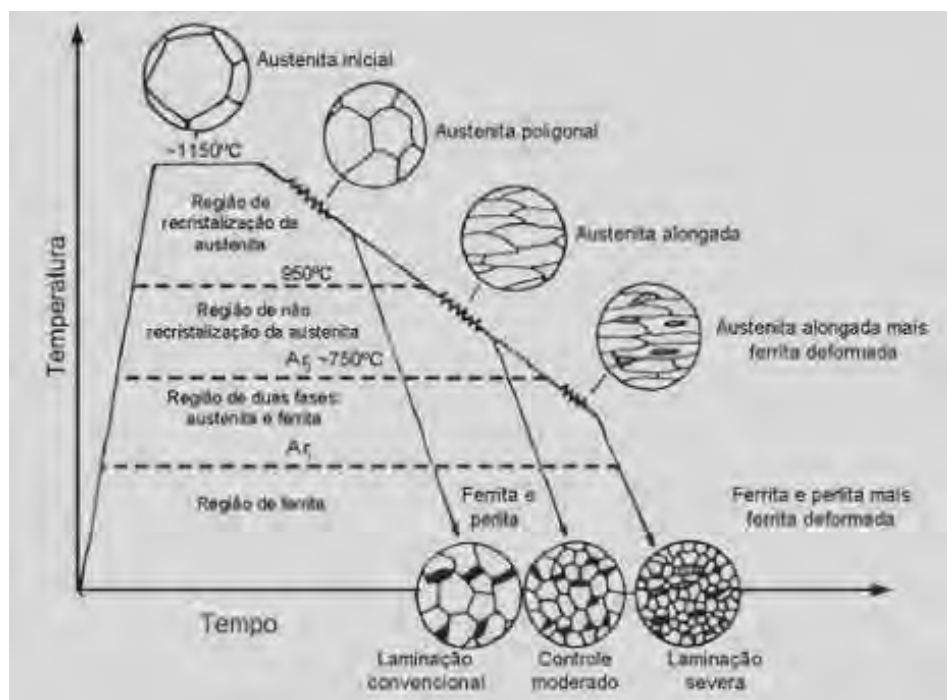


Figura 1 - Representação esquemática do processo de laminação controlada em função da microestrutura resultante (SILVA *et al.*, 2005).

Aços assim produzidos vêm sendo extensivamente utilizados em tubulações (oleodutos, gaseodutos). A Figura 2 apresenta, esquematicamente, alterações estruturais que causam a formação de grãos ferríticos finos nos aços submetidos à laminação controlada (SILVA; MEI, 2006).

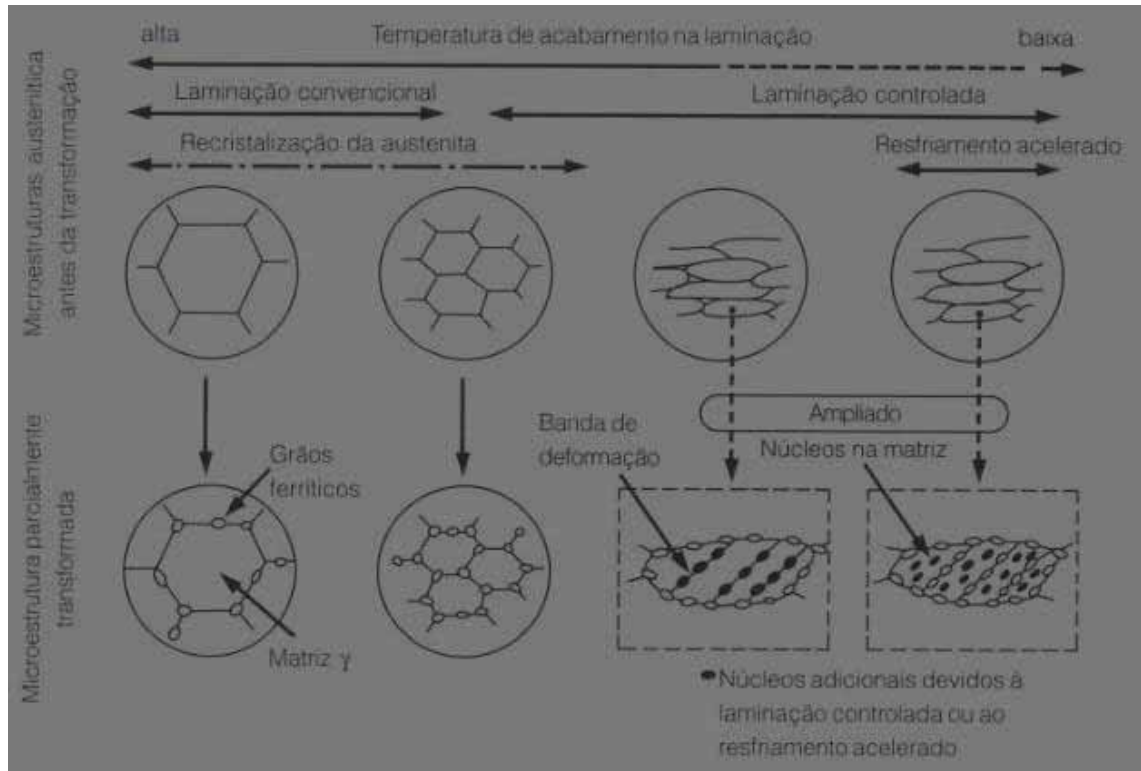


Figura 2 - Alterações microestruturais durante a laminação (SILVA; MEI, 2006).

Já em termos de propriedades mecânicas, segundo Batista *et al.* (2007), durante a etapa de fabricação, o processo de laminação visa obter elevados valores de limite de escoamento e tenacidade, o que por sua vez, permite a diminuição do teor de carbono nos aços ARBL, favorecendo a soldabilidade destes aços (SILVA, 2004), conforme citado inicialmente nesse item.

A adoção do processamento termomecânico controlado é indispensável para maximizar os efeitos dos microligantes com Nb, V e Ti no controle do tamanho de grão, endurecimento por precipitação e nas transformações de fase (CALDEIRA *et al.*, 2005). De acordo com Neto *et al.* (2007) o processo de laminação controlada e o refino de grão garantem maior resistência à propagação de trincas, ponto chave no que diz respeito à integridade estrutural.

2.2.2 Influência dos elementos de liga

Até a década de 1960 os aços estruturais em sua maioria eram produzidos a base de carbono e manganês (C-Mn), conformados por meio de laminação convencional e normalizados posteriormente, com eventuais adições de alumínio e nióbio que contribuíam para o aumento da tenacidade. Assim, não era possível melhorar a resistência desses aços senão pelo aumento dos teores de C ou Mn ou por tratamentos térmicos, às custas de significativas reduções da tenacidade e da soldabilidade (BRITO, 1999; BRAZ, 1999; PEREIRA, 1999).

A partir de 1970 começaram a surgir exigências no sentido de melhorar simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade e, em certas aplicações, elevar a soldabilidade e a resistência a trincas induzidas pelo hidrogênio (*Hydrogen Induced Cracking/HIC*), sobretudo em peças de grandes espessuras utilizadas na construção naval, nos oleodutos, gasodutos e em plataformas *offshore* localizadas nas regiões árticas. Isto levou à pesquisa e ao desenvolvimento de aços de alta resistência e elevada tenacidade a baixas temperaturas e susceptíveis de serem soldados de forma econômica. Posteriormente, para minimizar os custos da instalação surgiu a necessidade de redução das espessuras dos tubos.

De fato, a indústria dutoviária do Canadá demonstrou que a espessura de parede do tubo pode ser reduzida em 14,7% com a utilização do aço API X70 em substituição ao aço X65, e uma posterior redução de 12,5% seria conseguida substituindo-se o aço X70 pelo aço X80. A Figura 3 apresenta a possível economia em peso que pode ser conseguida com a utilização dos aços API desenvolvidos até aqui, com base nos estudos realizados pela indústria dutoviária do Canadá (HILLENBRAND *et al.*, 2004).

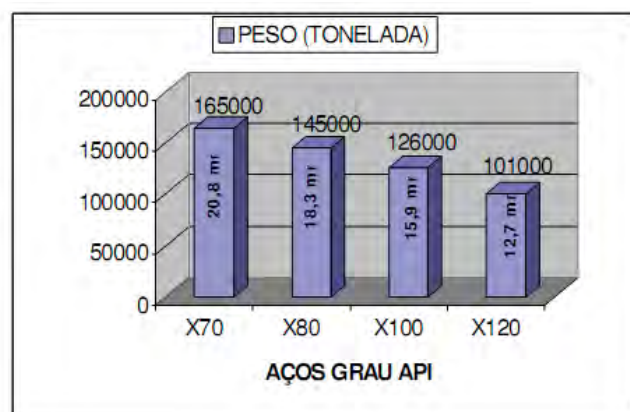


Figura 3 - Estudo da correlação entre a economia de material a partir do uso de aços de maior resistência mecânica (grau API) (HILLENBRAND *et al.*, 2004).

Assim, uma nova geração de aços foi desenvolvida, denominados aços microligados, caracterizados por uma microestrutura predominantemente acicular, altamente refinada e com adição de elementos de liga em teores percentuais baixos (LESLIE, 1981). Para Gallego e Kestenbach (2004), as propriedades mecânicas dos aços microligados são provenientes do efeito combinado entre a adição de pequenas quantidades de elementos formadores de carbonitretos, como nióbio, titânio e vanádio, com o processamento termomecânico controlado desses materiais.

Segundo a norma *American Petroleum Institute for specification for line pipe steel – API 5L* (2008), a composição química dos aços ARBL para aplicação em tubos deve conter pelo menos os seguintes elementos: C, Si, Mn, P, S, V, Nb, Ti, sendo que, o teor máximo da soma de nióbio, vanádio e titânio deve ser de 0,12%, podendo chegar a 0,15% desde que acordado com o cliente.

A ação dos principais elementos de liga que atuam no controle da microestrutura é descrito resumidamente a seguir.

Carbono (C) – É o elemento que apresenta a melhor relação custo/benefício para o incremento da resistência mecânica (CALDEIRA *et al.*, 2005). No entanto, é prejudicial à tenacidade do material, pois em alta porcentagem torna o aço “quebradiço”, além de comprometer a soldabilidade do aço (TOFFOLO, 2008).

Silício (Si) – O silício tem ação desoxidante e promove um aumento na ferrita acicular (SILVA, 1998). Atua também no aumento da resistência de aços estruturais de baixa liga, e em grandes quantidades, aumenta a resistência à oxidação superficial em elevadas temperaturas.

Manganês (Mn) – Segundo Malcom² (2007 *apud* SILVA, 2009) o manganês endurece o aço por solução sólida na ferrita e diminui a temperatura de transformação A_{r3} da austenita para a ferrita, ampliando a faixa de temperatura disponível para a laminação e aumentando assim a temperabilidade. Para Batista *et al.*³, (2003 *apud* SILVA, 2009) o Mn dificulta a formação de ferrita poligonal e perlita em altas temperaturas pela diminuição da temperatura A_{r3} e refina o grão de ferrita elevando a resistência mecânica e a tenacidade do aço. O

² MALCOM, J.G.. – *A guide for understanding and specifying chemical composition of high strength linepipe steel*. Technical Report, EWI MICROALLOYING. July 2007 *apud* SILVA, M. C. **Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80**. 2009. 113 f. Dissertação (Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica – Mecânica da Fratura) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

³ BATISTA, G. Z. et al. Estudo da correlação microestrutura propriedades-mecânicas de aço da classe API X80. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAI, 58°, 2003, Rio de Janeiro. Anais do 58° Congresso da ABM. São Paulo: ABM, 2003. v. único. p. 2957-2965

manganês, assim como o silício, tem propriedades desoxidantes prevenindo na formação de bolhas. Os teores de manganês nos aços API estão, normalmente, entre 1,00% e 1,70%.

Fósforo (P) – Durante a solidificação, o fósforo tem forte tendência a segregar e assim contribui para o aumento da segregação central e para o aparecimento de estruturas bandeadas nos aços com microestrutura ferrita-perlita (CALDEIRA *et al.*, 2005). Atua no aumento do limite de resistência, favorece a resistência à corrosão, mas diminui a soldabilidade (TOFFOLO, 2008).

Enxofre (S) - O efeito do enxofre no decréscimo da ductilidade total reflete o efeito de partículas de segunda fase do tipo MnS na ductilidade total. Um efeito semelhante é observado no caso da perlita e também no caso de inclusões de óxidos. Os efeitos não são lineares como poderia se deduzir das equações disponíveis, que cobrem apenas um intervalo restrito de variação de teores de enxofre e de carbono. Melhor dizendo, a ductilidade total cai exponencialmente com o aumento da fração volumétrica das partículas de segunda fase (internet: INFOMET; acessado em Agosto de 2010).

Vanádio (V) – Refina a estrutura do aço, impedindo o crescimento dos grãos. Forma carbonetos duros e estáveis. A solubilidade do carboneto de vanádio é grande na fase austenítica, mesmo a baixas temperaturas, enquanto que a do nitreto de vanádio é mais baixa, e admite somente dissolução parcial em baixas temperaturas, por exemplo, 900°C. Para garantir um refino de grão na condição normalizada, a quantidade de nitrogênio nos aços ao vanádio (máximo de 0,15%V) geralmente é aumentada para níveis acima de 0,01%N (TOFFOLO, 2008).

Nióbio (Nb) – Pode variar de 0,020 a 0,060% nos aços API e, em função do processamento termomecânico e composição química, contribui de várias formas para a resistência mecânica (CALDEIRA *et al.*, 2005):

- Controle do tamanho do grão de γ , na região de recristalização de γ , pela precipitação de Nb(CN) nos contornos de grão;
- Aumento da temperatura de não recristalizado de γ , pelo “arraste de soluto” e formação de precipitados de NbC na interface γ/α ;
- Endurecimento por precipitação pela precipitação de NbC finos e dispersos na matriz, após a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.

Titânio (Ti) - O titânio é o único, entre os diversos elementos de liga, que auxiliam nos mecanismos de precipitação e controla a formação de sulfetos. Pequenas quantidades de titânio (<0,0025%) são úteis para limitar o crescimento de grão da austenita.

2.2.3 Carbono equivalente

A norma API 5L tem por objetivo especificar as exigências de fabricação com dois níveis de especificação PSL (*Product Specification Level*), PSL 1 e PSL 2, para tubos de aço sem ou com costura para serem utilizados em sistemas de transporte por dutos nas indústrias de petróleo e gás natural. O nível de especificação PSL 1 corresponde aos graus A25 até o X70, enquanto que, o PSL 2 refere-se desde o grau B ao X80 (FIGUEIREDO, 2008). Vale ressaltar que, atualmente, para a especificação PSL 2 já fala-se no grau X120, porém ainda está em fase de teste para certas aplicações mais específicas além do mais, está longe de contemplar o estado da arte no Brasil. A especificação é tomada com base na aplicação final do produto, uma vez que, a diferença nas especificações é o rigor no detalhamento e nos requisitos técnicos do projeto (FIGUEIREDO, 2008). Tubos para aplicações mais “nobres”, como no transporte de petróleo e gás a partir de regiões remotas e adversas até os grandes centros consumidores exigem especificação PSL 2. Esses tubo devem apresentar um controle mais estreito da composição química (em especial, enxofre e fósforo) e do carbono equivalente máximo do material, bem como valores mínimos definidos de tenacidade (Charpy) e máximos de tensão de escoamento e de resistência à tração, comparativamente aos de nível PSL1. A Tabela 1 permite fazer um paralelo entre as especificações e, a partir dela, verificar que tubos enquadrados na PSL 2 apresentam um controle mais restrito da composição química do material e valores definidos de tenacidade e resistência à tração, conforme mencionado anteriormente:

Tabela 1- Comparação entre as especificações PSL 1 e PSL 2 (FIGUEIREDO, 2008).

Parâmetro	PSL1	PSL2
Grau	A25 até X70	B até X80
Tipo de extremidade do tubo	Rosca, bisel, topo, especial	Topo
Soldagem do cordão	Qualquer processo	Qualquer processo, exceto soldagem a laser
C.Q.: max %C para tubo sem costura	0,28% para grau B e superiores	0,24%
C.Q.: max %C para tubo com costura	0,26% para grau B e superiores	0,22%
C.Q.: max %P	0,030% para grau A e superiores	0,025%
C.Q.: max %S	0,030%	0,015%
Carbono equivalente	Sob exigência do cliente	Máximo para cada grau
L.E. Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
L.R Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
Tenacidade à fratura	Não especificada	Exigida para todos os graus
Inspecção não destrutiva do cordão de solda	Não obrigatória	Obrigatória
Reparo por soldagem do corpo do tubo, chapa ou <i>skelp</i>	Permitido	Não permitido
Rastreabilidade	Não obrigatória	Obrigatória

Dentre os parâmetros especificados na Tabela 1, o carbono equivalente assume um importante papel no que diz respeito à soldabilidade e a formação de trincas induzidas pelo hidrogênio. Tal fato revela a sua importância na integridade estrutural dos tubos de aços microligados.

A formação da trinca induzida por hidrogênio (HIC), também conhecida como fissuração pelo hidrogênio ou fissuração a frio, é consequência da ação simultânea de quatro fatores: o hidrogênio dissolvido no metal fundido; as tensões associadas à soldagem; à microestrutura frágil (formação de martensita e o constituinte M-A) e à baixa temperatura (abaixo de 150°) (CUNHA, 1989). De acordo com Sant'Anna, os aços microligados apresentam maior temperabilidade, ou seja, maior tendência à formação de martensita. Como

o processo usual de fabricação de tubos e da malha (oleodutos e gasodutos) é a soldagem, a necessidade de pré-aquecimento, a possibilidade de haver trincas provocadas pelo hidrogênio (trincas a frio) e a tenacidade à fratura irão depender da temperabilidade do aço e da junta soldada (SANT'ANNA, 2006).

Quanto à fissuração pelo hidrogênio, adota-se o carbono equivalente (CE) para avaliação da soldabilidade relativa dos aços temperados. Segundo Kou (2002), o HIC geralmente ocorre em aços que apresentam elevado carbono equivalente. A adição de elementos de liga no aço é geralmente utilizada para melhorar as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Entretanto, isto é acompanhado pelo deslocamento das curvas TTT (curva Tempo Temperatura Transformação) para a direita, isto é, com menores velocidades de resfriamento pode-se atingir a estrutura martensítica. Os elementos que afetam de modo mais significativo o deslocamento das curvas TTT são: C, Mn, Ni, Cr, Cu, Mo e V; elementos estes presentes nos aços microligados (CUNHA, 1989; SANT'ANNA, 2006). O efeito destes elementos é assim muito importante na tendência de formação da estrutura martensítica na zona afetada termicamente e, portanto, na tendência à fissuração pelo hidrogênio (CUNHA, 1989).

Para tubos PSL 2 com uma análise de produto por fração de massa de carbono igual ou inferior a 0,12%, segundo recomendações das normas API 5L, DNV-OS-F101 e IIW (*International Institute of Welding*), deve-se adotar a equação estabelecida por Y. Itto & K. Bessyo (Parâmetro de Trincamento Modificado - CE_{Pcm}) para determinar o carbono equivalente. A determinação do CE_{Pcm} é dada pela seguinte equação:

$$CE_{Pcm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1)$$

Para tubos PSL 2 com uma análise de produto por fração de massa de carbono maior que 0,12%, o carbono equivalente, CE_{IIW} , deve ser determinado através da equação estabelecida pelo instituto internacional de soldagem (IIW):

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr+Mo+V)}{5} + \frac{(Ni+Cu)}{15} \quad (2)$$

A partir de toda a análise citada anteriormente, pode-se assim dizer que, o carbono equivalente busca através da interação entre determinados elementos químicos avaliar a temperabilidade do material, ou seja: sua capacidade de apresentar microestrutura

martensítica; ou ainda, o deslocamento da curva de transformação em resfriamento contínuo do material (TRC) (ou CCT no idioma inglês, significando: *Continuous Cooling Transformation*) à direita e, conseqüentemente, a sua susceptibilidade ao trincamento a frio.

Vários autores analisam a soldabilidade dos aços API usando o diagrama de Graville, Figura 4; esse diagrama foi desenvolvido por Graville, B. A. em 1978 com o intuito de associar a qualidade do processo de soldagem ao carbono equivalente (TORRICO, 2006).

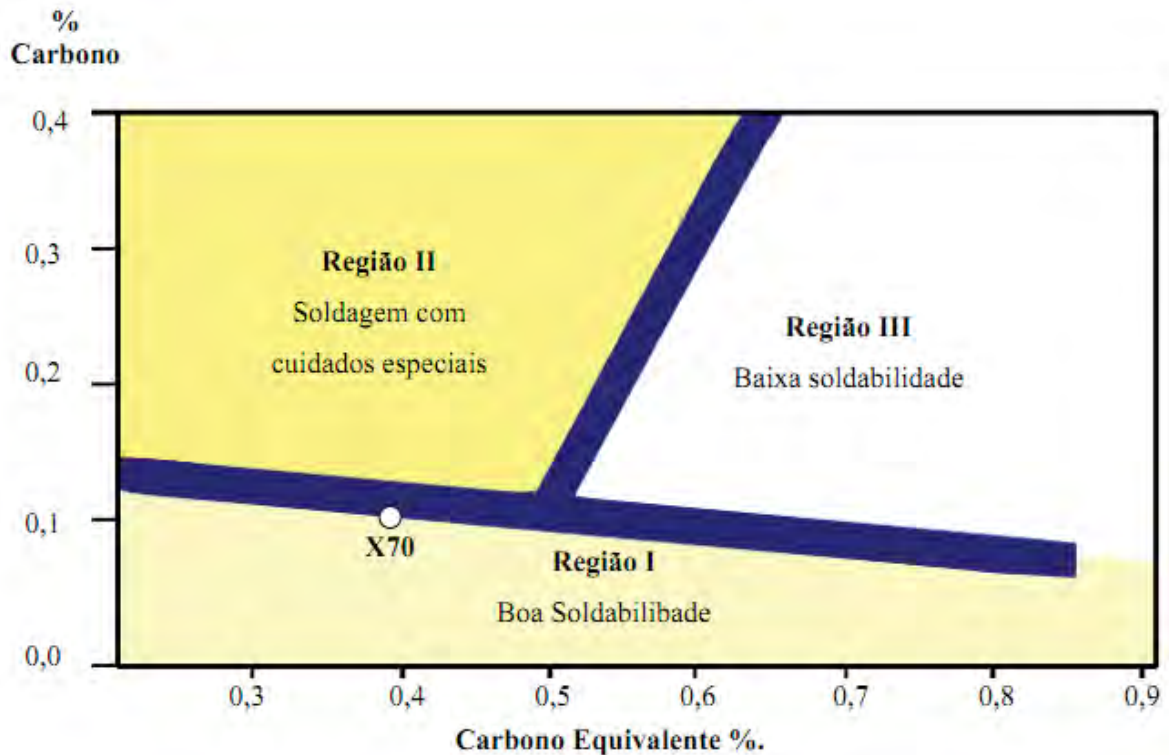


Figura 4 - Diagrama de Graville, soldabilidade dos aços ARBL em função do teor de carbono e do carbono equivalente (TORRICO, 2006).

De acordo com a análise da Figura 5, é possível avaliar a influência do carbono equivalente na temperatura de pré-aquecimento requerida para prevenir a trinca induzida por hidrogênio. Observa-se que, quanto maior o valor do carbono equivalente, maior a temperatura de pré-aquecimento para evitar o HIC.

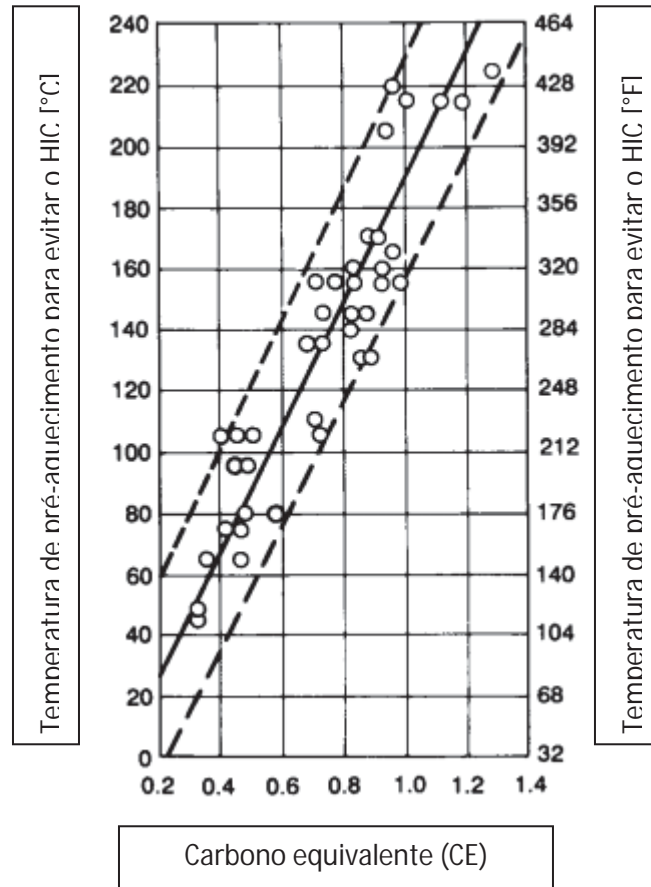


Figura 5 - Efeito do carbono equivalente na temperatura de pré-aquecimento requerida para evitar a fissuração a frio (KOU, 2002).

2.3 Formação e classificação de microestruturas em aços ARBL

O desenvolvimento de um conjunto de características mecânicas desejáveis para um material resulta, com frequência, de uma transformação de fase, a qual é forjada a partir de um tratamento térmico (CALLISTER, 2002).

É do conhecimento geral que, a absorção de energia e a resistência mecânica dependem de fatores microestruturais, tais como, fração volumétrica e morfologia das fases secundárias, tamanho de grão e microestrutura da matriz, e que a temperatura de transição dúctil-frágil baseia-se principalmente sobre a distância entre os limites de grão, ou seja, tamanho de grão eficazes, que funcionam como uma barreira contra a propagação da trinca por clivagem. Entretanto, o aço API 5L X70 pode vir a apresentar diferentes microestruturas dependendo das condições de laminação e resfriamento, bem como, dos teores de certos elementos de liga (KIM *et al.*, 2006).

A complexidade da microestrutura desses aços e a dificuldade de identificação de suas fases e microconstituintes originaram discussões em relação à nomenclatura dos mesmos (SILVA, 2009). Essa discussão estende-se não somente ao metal base, bem como, para o metal de solda formado a partir de processos de soldagem com metais de adição. Até hoje a terminologia dos diversos constituintes presentes em metais de solda dos aços baixa liga, no caso os aços API, não está totalmente padronizada (VENTRELLA, 2004).

Visando solucionar a complexidade em torno da microestrutura dos aços ARBL, o Comitê de Bainita (*Bainite Committee*) do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*) (KRAUSS; THOMPSON⁴, 1995 *apud* SILVA, 2009) desenvolveu um estudo a respeito da mesma. As possíveis fases microestruturais apresentadas no estudo citado anteriormente estão apresentadas na Tabela 2.

Tabela 2 - Padronização empregada para a classificação da microestrutura de aços ARBL (SILVA, 2009).

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

⁴ KRAUSS, G.; THOMPSON, S. W. Ferritic microstructures in continuously low-and ultralow-carbon steels. *ISIJ International*, v.35, n.8, p.937-945, 1995.

Kim *et. al* (2007) realizaram um estudo sobre a influência da adição de vanádio (V) e molibdênio (Mo) nas propriedades mecânicas, como resistência e impacto Charpy, em aços API X70 para aplicações *linepipe*. Para tal, além da variação de composição com base nos teores de Mo e V, juntamente a isso, foi adotada diferentes condições de laminação, a fim de verificar uma gama maior de microestruturas. O propósito dessa discussão é apenas observar e ter ciência das possíveis microestruturas que podem ser formadas em aços ARBL aplicados em *linepipe*, para isso, a Figura 6 apenas irá mostrar as microestruturas obtidas por Kim *et. al* (2007) omitindo as suas origens de composição e processamento por laminação controlada.

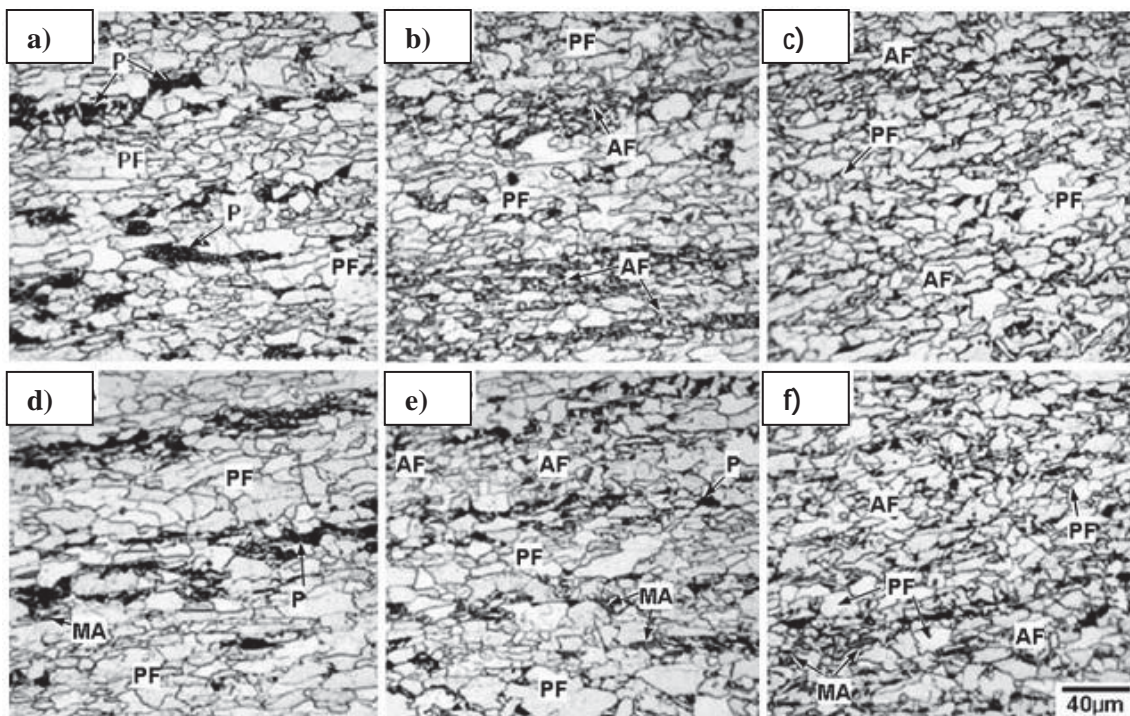


Figura 6 - Micrografias do aço API 5L X70 obtidas por microscopia óptica. As microestruturas (a), (b), (c), (d), (e) e (f) são características para cada condição estabelecida de composição e laminação (KIM *et al.*, 2006).

A partir da simbologia adotada para a classificação da microestrutura de aços ARBL apresentada anteriormente pela Tabela 2 e com base nas identificações presentes nas micrografias da Figura 6, é possível constatar a presença de Ferrita Poligonal (PF), Perlita (P), Ferrita Acicular (AF) e constituinte Martensita-Austenita (MA). Lembrando que, essas fases são apenas algumas de outras mais que podem ser formadas nos aços ARBL, conforme informadas na Tabela 2.

2.3.1 Diagrama de transformação por resfriamento contínuo

As dependências em relação ao tempo e à temperatura de algumas transformações de fases são representadas de maneira conveniente através de diagramas de fases modificados. Torna-se importante saber como usar esses diagramas de modo a ser possível projetar um tratamento térmico para uma dada liga que produza as propriedades mecânicas desejáveis à temperatura de interesse (CALLISTER, 2002).

Muitos dos tratamentos térmicos empregados em aço são realizados por resfriamento contínuo em vez de processos de transformação isotérmicos e, como resultado, diversos diagramas da decomposição da austenita a partir de diferentes taxas de resfriamento têm sido desenvolvidos (KRAUSS, 1990).

Dentro desse contexto, segundo Ogata et al. (2008), o diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) concede o suporte necessário para adequar a microestrutura obtida no processo de fabricação (laminação termomecânica controlada, soldagem, dobramento dos tubos) com as propriedades mecânicas exigidas pela norma API 5L.

Aços com teor de carbono acima ou abaixo da composição eutetóide, bem como, as ligas de aço têm diagramas de transformação mais complexos (KRAUSS, 1990).

De maneira análoga ao item 2.3, o comentário em torno do diagrama desenvolvido por Spivakov et. al, 2010, é realizado visando mostrar a partir de uma visão termodinâmica as possíveis microestruturas que os ARBL aplicados em *linepipe* podem vir a apresentar.

A Figura 7 apresenta um diagrama TRC de um aço hipoeutetóide API 5L X70. Esse diagrama é o resultado de um estudo realizado por Spivakov *et.al* (2010). Esse estudo foi baseado na investigação da cinética de transformação da austenita e a formação de bainita durante processos de laminação controlada e endurecimento por deformação à quente de chapas de aço API X70, composição vide Tabela 3, para aplicações *linepipe*.

Tabela 3 - Composição química do aço X70 selecionado para a construção do diagrama TRC.

Concetração dos elementos (% , em peso)													
C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Nb	N	V	Ti	Mo
0,07	1,63	0,22	0,005	0,01	0,011	0,011	0,013	0,008	0,042	0,008	0,072	0,010	0,228

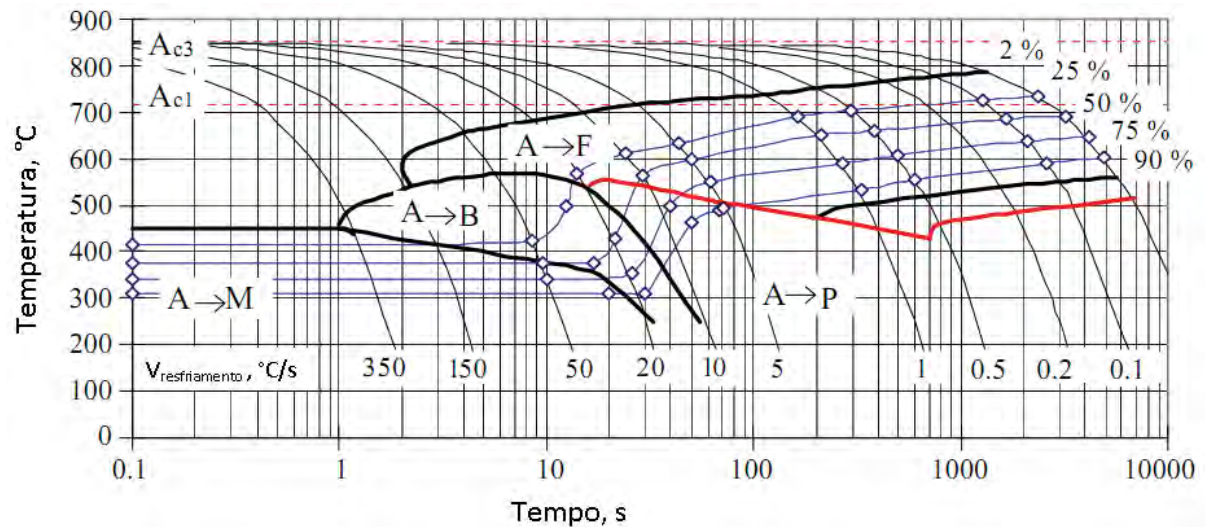


Figura 7 Diagrama TRC do aço API X70 para composição química média definida na Tabela 3 (SPIVAKOV *et al.*, 2010).

Este diagrama é marcado pela presença de diferentes taxas de resfriamento, a partir de temperaturas do campo austenítico do diagrama Ferro-Carbeto de Ferro, com as respectivas microestruturas que podem ser formadas em função da condição de resfriamento adotada.

A análise do diagrama TRC representado pela Figura 7 mostra que o aço X70 é caracterizado por uma vasta gama de temperaturas, em que a transformação da austenita é acompanhada com a formação de bainita sob resfriamento contínuo. Segundo Spivakov *et al.*, 2010, a área correspondente a transformação austenita – bainita ($A \rightarrow B$), mostra-se relativamente ampliada devido a presença dos elementos químicos como: Mn, Ni, Nb, V e, especialmente, Mo (até 0,228%), que juntamente com a elevada taxa de resfriamento ($\geq 10^\circ \text{C} / \text{s}$) afeta a formação de produtos do tipo bainita a partir da decomposição da austenita em situações fora do equilíbrio (SPIVAKOV *et al.*, 2010).

Já em relação a área de transformação austenita - perlita ($A \rightarrow P$) é limitada por uma faixa estreita de temperatura. Quando o resfriamento de chapas é dado a partir da faixa de $550\text{-}500^\circ \text{C}$, o montante da austenita sofre decomposição formando cerca de 90% de grãos finos de ferrita e 10% de microestrutura perlítica (SPIVAKOV *et al.*, 2010).

É importante deixar claro que, os diagramas TRC podem variar para uma mesma classe de aços API X70, pois a decomposição da austenita em resfriamento contínuo depende, além da termodinâmica, de três fatores: (i) composição química do aço; (ii) condição microestrutural prévia da austenita; (iii) condições de resfriamento (SANTOS, 2007).

2.4 Soldagem por resistência elétrica de alta frequência

Entende-se como solda por resistência elétrica o processo de união de partes metálicas que são aquecidas a uma temperatura de fusão ($\sim 1400^{\circ}\text{C}$) por meio de uma corrente elétrica e, ao mesmo tempo, submetidas a uma força mecânica simultânea, sem a necessidade de aplicação de material adicional (soldagem autógena). A solda por resistência elétrica é um método de união metálica versátil e altamente dinâmica, capaz de realizar um grande número de soldas de forma rápida, precisa, limpa, econômica e com repetibilidade de qualidade (internet: SCHLATTER; acessado em Março de 2011).

O processo de fabricação de tubos por soldagem com corrente elétrica de alta frequência (*High-Frequency/Electric Resistance Welding – HF/ERW*) é um dos mais extensivamente usados para a produção de tubos de aços carbonos adequados para transmissão (*linepipe*) e exploração (*casing and tubing*) de gás e petróleo, entre outras várias aplicações.

O processo de manufatura de tubos para transmissão envolve tiras de aço obtidas por laminação a quente e conformação a frio na forma de tubos em que, a união em V das arestas formada pelo encontro de bordas ocorre por uma combinação de aquecimento localizado por resistência elétrica de alta frequência (de 300 kHz a 400 kHz) e pressão mecânica, como ilustrado na Figura 8. Hoje se empregam frequências de até 500 kHz cujo comprimento de onda é de ordem micrométrica ($\sim 0,001$ mm).

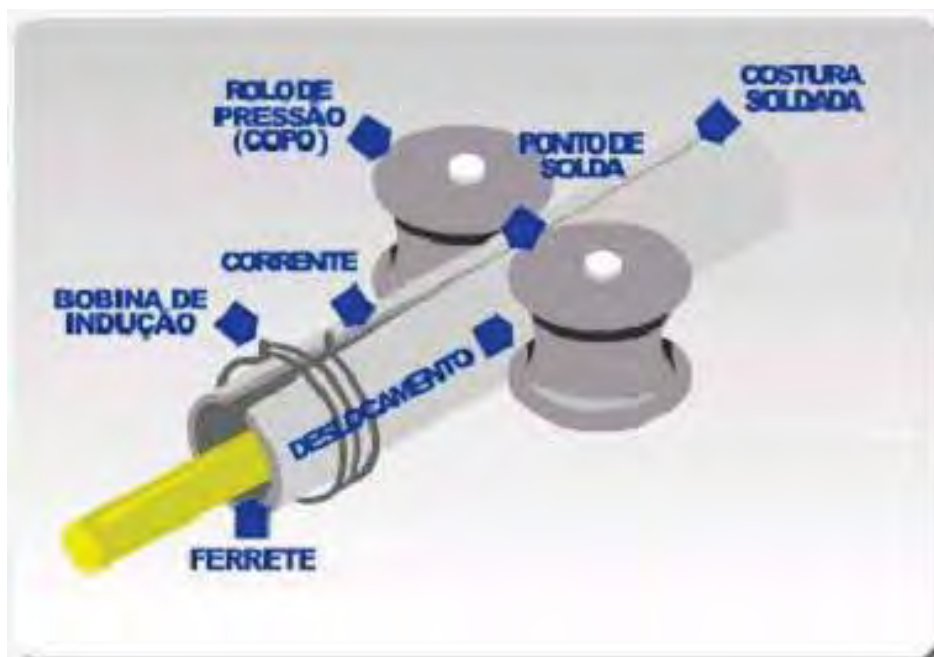


Figura 8 - Representação esquemática do processo de soldagem HF/ERW (Cortesia: Tenaris-Confab S.A.).

No processo de manufatura de tubos soldados por resistência elétrica, inicialmente o tubo começa como uma longa tira de chapa proveniente de uma bonina de aço. Durante o processo de desbobinamento, a tira vai sendo moldada em uma forma circular de tal maneira que as arestas do tubo ficam parcialmente em contato. Em seguida, a partir da passagem de corrente elétrica entre dois eletrodos não consumíveis, os mesmos comprimem por pressão mecânica as interfaces inicialmente separadas que, devido à maior resistência apresentada pelas interfaces, irá ocorrer fusão local, formando a solda (CARLETTI *et al.*, 2005). Esta é a etapa mais importante do processo devendo haver um rigoroso controle, pois a entrada excessiva ou inadequada de calor pode vir a comprometer a qualidade da solda, gerando defeitos em sua extensão, como a falta de fusão e a solda fria. A entrada de calor é mantida em um nível “ótimo” a partir do controle automatizado dos aquecedores. O excedente do cordão da solda (rebarba) resultante é então removido internamente e externamente do tubo através de ferramentas de corte de metal duro, sendo posteriormente inspecionado por ultrassom para avaliação da sua qualidade (internet: STEEL TUBE INSTITUTE; acessado em Agosto de 2010). A Figura 9 ilustra a rota de processamento (fabricação e inspeção) de tubos fabricados pelo processo *HF/ERW*. Resumidamente, a partir de bobinas laminadas de aço API X70, o processo é composto pelas seguintes etapas:

- Operação de desbobinamento da chapa de aço;
- Conformação da chapa dando forma inicial aos tubos através de rolos;
- Soldagem automática por resistência elétrica em alta frequência;
- Normalização da solda (quando aplicada);
- Calibragem;
- Cortes e testes hidrostáticos, dimensionais e de laboratório;
- Ensaio não destrutivo.

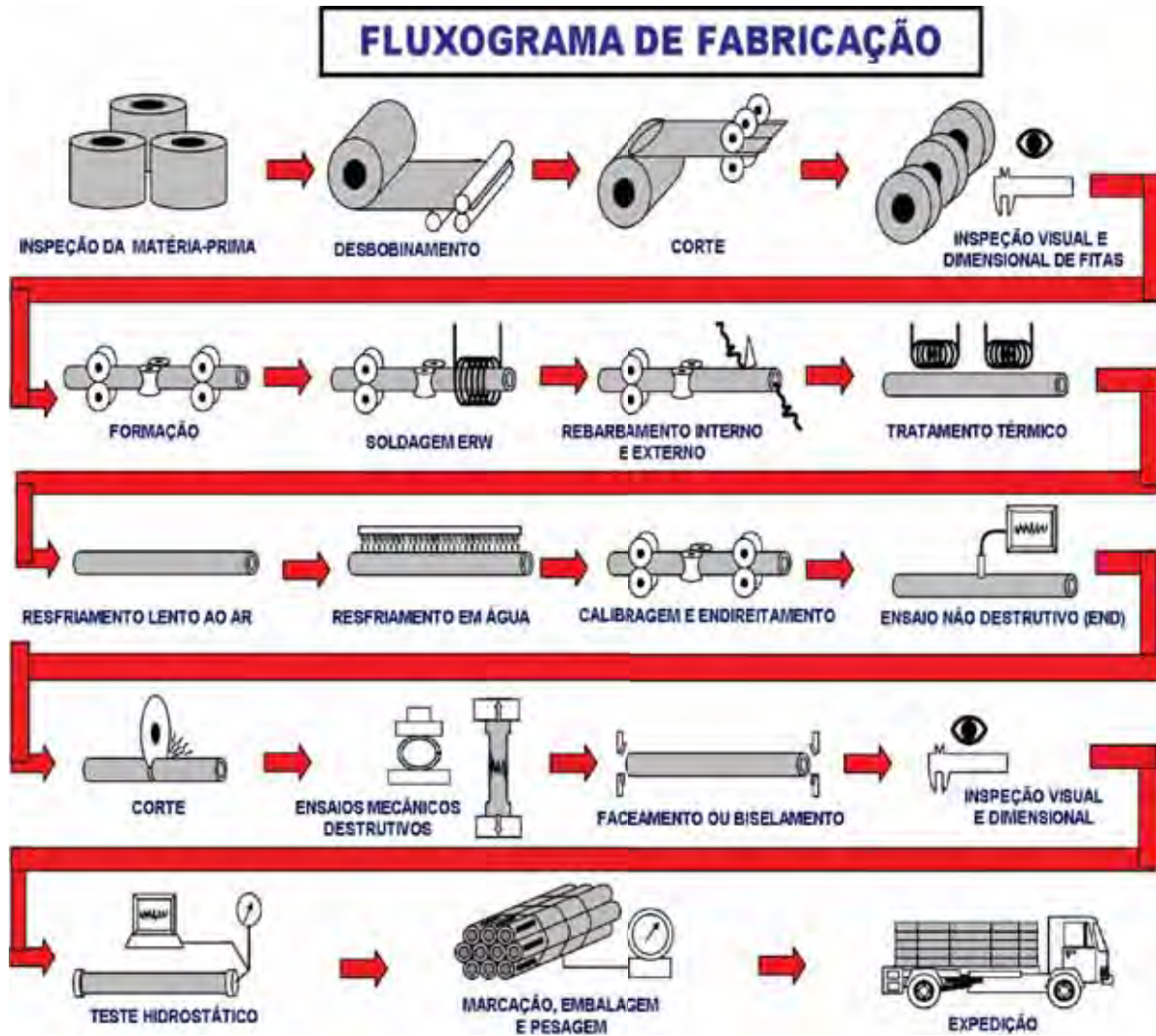


Figura 9 - Rota de fabricação e inspeção de tubos produzidos via HF/ERW (internet: TUBOS COMZE, acessado Agosto de 2010; CORDEIRO *et al.*, 2009)

Pelo processo HF/ERW pode-se fabricar tubos de 101,6 mm (4") a 508 mm (20") de diâmetro externo, com espessuras de 4,8 mm (0,188") a 13 mm (0,514") e comprimentos de 6 m a 18 m, em conformidade com as recomendações das principais normas e códigos nacionais e internacionais, como NBR, API, DNV, ANSI, EN, ASTM, AWWA, ISO, BS, JIS, CSA e DIN.

Tubos fabricados a partir do processo ERW são mais econômicos quando comparados aos fabricados pelos processos UOE e sem costura, pois o processo ERW é contínuo e tem menos etapas, além das qualidades já citadas inicialmente nesse tópico, tornando assim um processo mais eficiente e de grande interesse industrial.

2.4.1 Formação de juntas soldadas

A formação das juntas soldadas pode ser realizada a partir de dois mecanismos distintos de soldagem: processos por fusão, também conhecido como brasagem, em que a área da solda é aquecida por uma fonte concentrada de calor que leva à fusão incipiente do metal, devendo-se adicionar metal de enchimento, no estado líquido, na junta; processo de pressão, em que as peças são aquecidas somente até um estado plástico adiantado (temperatura de fusão), ao mesmo tempo em que elas são forçadas uma contra a outra pela aplicação de pressão extensa. Estes processos por pressão exigem metais de boa condutibilidade térmica, pois eles dissipam o calor mais rapidamente na zona soldada e impedem que uma temperatura excessivamente elevada se concentre numa área relativamente pequena, o que poderia ocasionar tensões internas consideráveis, prejudicando, dessa maneira, a integridade estrutural da solda (CHIAVERINI, 1986).

Observa-se que a maioria das falhas reais ocorridas em juntas soldadas (JS) está relacionada a zona termicamente afetada (ZTA), e não na linha de solda (LS). Da mesma maneira, a nível laboratorial, diversos ensaios de tração para avaliação da JS, em que corpos-de-prova são retirados diretamente do tubo e no sentido transversal à linha de solda (ou perpendicular à direção de laminação da chapa), deixa evidente que a fratura dos mesmos localiza-se praticamente na região de fronteira da LS e metal base (MB), região esta, mais conhecida por ZTA e pertencente à região da JS. Deve-se ressaltar que, por JS entende-se toda a região que compreende a LS, a ZTA e uma pequena porção do MB. Logo, quando fala-se em falhas em JS como citado inicialmente, tal mecanismo de fratura refere-se à ZTA propriamente dita. Uma plausível justificativa para tal fato é que, frequentemente, as propriedades da linha de solda assemelham-se às do metal base (PERINI, 2008), enquanto que a ZTA pode vir a apresentar propriedades mecânicas inferiores às regiões de MB e LS. De fato, tem sido constatado que a baixa tenacidade à fratura de juntas soldadas está associada à formação de zona frágeis na ZTA, como constituintes M-A (BOTT *et al.*, 2005). A partir desse contexto, o próximo tópico irá abordar o estudo da ZTA, retratando os principais fatores que contribuem para a sua formação, bem como, as suas principais características microestruturais.

2.4.2 Formação de zonas termicamente afetadas

As chamadas zonas termicamente afetadas, comumente designadas pela sigla ZTA, compreende uma região específica da junta soldada formada no processo de soldagem. A junta soldada, por sua vez, corresponde ao material de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e à linha de solda (LS).

Segundo Perini (2008) todo e qualquer processo de soldagem pode vir a causar mudanças microestruturais e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas dos materiais dependendo do processo e, principalmente, dos parâmetros de soldagem empregados. Em geral, alguns dos parâmetros de soldagem e algumas condições operacionais influenciam as características da microestrutura da zona termicamente afetada, e assim determinando as propriedades, tais como: dureza, resistência mecânica, tenacidade e susceptibilidade ao trincamento (GODOY, 2008). De acordo com Perini (2008), para processos de soldagem por fusão, quando empregada alta potência e alta velocidade, há uma redução no gradiente térmico formado, influenciando dessa maneira a morfologia microestrutural da ZTA. A microestrutura da região é afetada por consideráveis mudanças em função dos ciclos de aquecimento e resfriamento inerentes ao processo específico que se está empregando. No entanto, somente é possível a obtenção da junta soldada com propriedades mecânicas adequadas se a microestrutura da zona termicamente afetada refletir nas propriedades mecânicas desejadas em projeto (GODOY, 2008).

Para Onsøien *et al.* (2010) o calor gerado durante a soldagem induz a um gradiente de temperatura elevado tanto na área soldada como na área circunvizinha a mesma. Isto leva à expansão e contração não-uniforme do material causando acúmulos de tensões.

Quando os níveis de resistência mecânica do material de base aumentam, as propriedades do metal de solda tornam-se mais sensíveis às variações das taxas de resfriamento. Também, a adição de elementos de liga aumenta a tendência da junta soldada à fragilização pelo hidrogênio, bem como pode afetar os valores de tenacidade à fratura pela formação de zonas frágeis nas zonas termicamente afetadas (ZTA). A formação da ZTA deve-se, principalmente, às altas temperaturas atingidas na região da solda, pois durante e após a soldagem, como no caso da soldagem por resistência elétrica a alta frequência, há um acúmulo de gradiente térmico no metal de base. O gradiente térmico originado pela alta temperatura e pela taxa de resfriamento durante o processo de soldagem influencia a

morfologia da microestrutura e, conseqüentemente, a tenacidade da matriz, o que pode afetar a resistência e fragilizar o metal-base (OGATA, 2009).

2.4.3 Características microestruturais e metalúrgicas das juntas soldadas

Para o estudo da microestrutura referente à região da junta soldada, por questões de conveniência, a mesma será decomposta em duas regiões distintas, ZTA e LS, para uma análise individual das características microestruturais e metalúrgicas das mesmas.

A linha de solda formada através de processos de soldagem por fusão é formada pelo volume fundido de metal base e de adição, cuja composição química difere dos materiais que a originaram (IRIKURA, 2006). Já em relação aos processos de soldagem por resistência elétrica, embora não haja metal de adição para a realização do cordão de solda, o gradiente térmico gerado é alto o suficiente de tal modo que, a partir das diferentes taxas de resfriamento, poderá ou não haver difusão atômica gerando diferentes microestruturas. Para as altas taxas de resfriamento, ou seja, resfriamento na ausência de difusão atômica, microconstituintes M-A poderão ser formados. Sendo assim, a microestrutura final do metal de solda (LS) depende da composição química, do teor de elementos de liga, distribuição e tamanho de inclusões não-metálicas, microestrutura de solidificação, tamanho de grão da austenita primária e ciclo térmico de soldagem (pico de temperatura atingido e taxa de resfriamento).

Embora, ainda, não haja uma total padronização para a terminologia dos diversos constituintes e fases presentes em metais de solda dos aços baixa liga, no caso os aços API, a necessidade de padronização para a descrição de tais constituintes (presentes na linha de solda LS – e na zona termicamente afetada – ZTA) se aplica devido principalmente aos seguintes fatores (VENTRELLA, 2004; IRIKURA, 2006):

- À comparação entre resultados de pesquisa de diversos autores só é possível caso exista uma padronização na terminologia adotada;
- Estabelecer a relação entre microestrutura e propriedades mecânicas pressupõe a existência de uma metodologia que permita identificar os constituintes de maneira clara e indubitável.

Durante o resfriamento do metal de solda, a austenita torna-se instável e decompõe-se em novos constituintes que dependem da taxa de resfriamento e da composição química (PERINI, 2008). A terminologia adotada pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW/IIS), Figura 10, baseada fundamentalmente em observações feitas com microscopia óptica com aumento de 500 vezes e na relação constituinte-tenacidade ainda é a mais utilizada, onde os microconstituintes são definidos como se segue (VENTRELLA, 2004; IRIKURA, 2006):

- a) Ferrita Primária (PF): Pode ocorrer como ferrita de contorno de grão (PF(G)) ou ferrita poligonal intragranular (PF(I)).
- b) Ferrita Acicular (AF): É constituída por pequenos grãos de ferrita não-alinhada no interior do grão da austenita primária. A relação comprimento/largura deve ser menor que 4:1 para duas ripas adjacentes ou não-alinhadas.
- c) Ferrita com Segunda Fase (FS): Pode ocorrer sob duas formas: ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e ferrita com segunda fase não-alinhada (FS(NA)).
- d) Agregado ferrita/carboneto (FC): Estrutura de ferrita fina e carbonetos que pode ser uma precipitação interface, como perlita (FC(P)).
- e) Martensita (M): Este microconstituente é formado como produto final da transformação da austenita sob condições de alta taxa de resfriamento. Em relação à sua morfologia, pode apresentar-se sob duas formas: martensita ripada (M(L)) ou martensita maclada (M(T)).

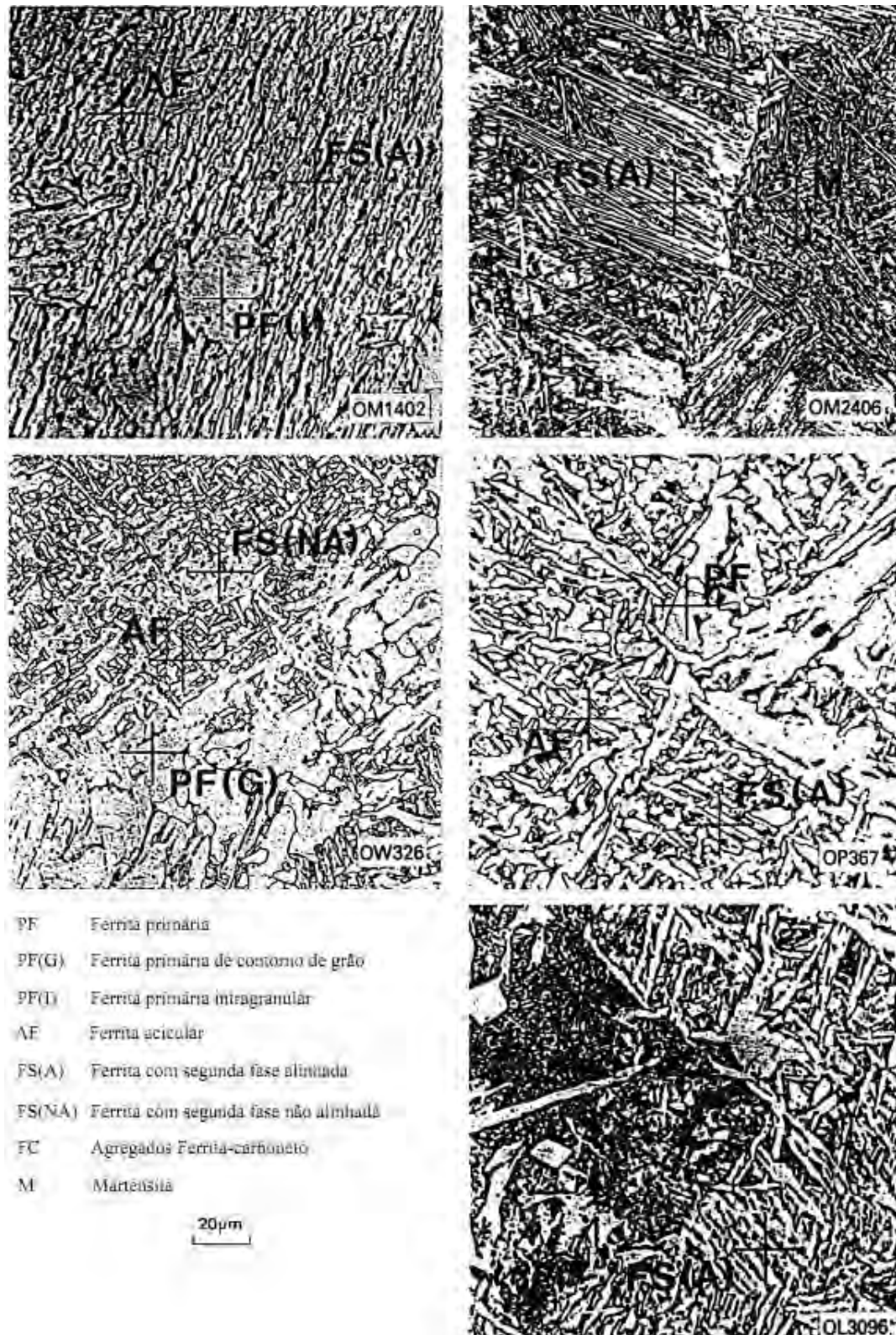


Figura 10 - Constituintes microestruturais de juntas soldadas (IIW/IIS⁵, 1986 *apud* IRIKURA, 2006).

⁵ IIW/IIS, 1986. *Guideline for classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope*. *Welding in the World*, 24 (7/8), pp. 144-149 *apud* IRIKURA, S. I. **Estudo da influência da microestrutura no comportamento mecânico de juntas soldadas de um aço estrutural**. 171 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual de São Paulo, Ilha Solteira, 2006.

A Figura 11 representa esquematicamente os fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante o processo de soldagem de um aço, desde o estado líquido do metal da solda até o seu resfriamento. Na figura, a zona indicada por (2) corresponde à camada depositada, obtida pela fusão do metal de enchimento e sua mistura com metal original (1), na faixa estreita de fusão indicada por (3). Uma zona afetada pelo calor está indicada pelo número (4). Aí a estrutura do metal é modificada pelo rápido aquecimento e resfriamento durante o processo de soldagem formando, dessa maneira, regiões de diferentes microestruturas. A composição química fica, entretanto, inalterada (CHIAVERINI, 1986).

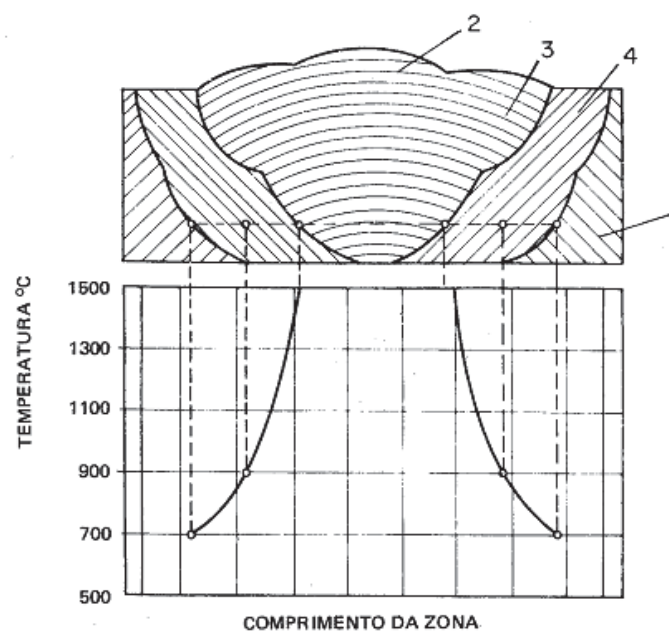


Figura 11 - Representação esquemática das zonas afetadas na soldagem do aço (CHIAVERINI, 1986).

As micrografias presentes na Figura 10 correspondem a diferentes microestruturas que podem ser formadas na região 2 indicada na Figura 11.

Como mencionado anteriormente, ao contrário do metal de solda, na ZTA e no metal base, não se pode mudar a composição química. Desta forma, é necessário escolher aços com teores de carbono e elementos de liga tais que atendam às propriedades mecânicas exigidas no projeto.

Em um processo de soldagem as microestruturas e os valores de tenacidade da ZTA são influenciados principalmente pelo tempo de resfriamento, pela temperatura máxima de reaquecimento e pela composição química do aço. A ZTA é caracterizada por uma ampla faixa de diferentes microestruturas, as quais dependem de suas distâncias à linha de fusão e das condições de resfriamento. Assim, a extensão, as características microestruturais e as

propriedades mecânicas da ZTA são função do tipo, da composição química e espessura do material-base sendo soldado e do aporte térmico aplicado (LESLIE, 1981).

Do ponto de vista metalúrgico, em geral, a zona afetada termicamente de um aço carbono pode ser decomposta em 5 regiões, a saber:

- a) Região de Crescimento de Grão ou Região de Grãos Grosseiros (RGG): O crescimento de grão ocorre na faixa de temperaturas de 1.100 a 1.500 °C, o que aumenta a temperabilidade dos aços, favorecendo os microconstituintes formados em temperaturas baixas (<500°C).
- b) Região de Refino de Grão ou Região de Grãos Finos (RGF): Nos aços estruturais esta região pode ocorrer na faixa de temperaturas entre 1.100 e 900 °C, com diminuição da temperabilidade do mesmo aço. Essa região tem resistência mecânica e ductilidade elevadas.
- c) Região Parcialmente Transformada ou Região Intercrítica (RIC): Nessa região, que ocorre na faixa de temperaturas entre 900 e 750°C, a perlita é austenitizada. Os teores dos elementos de liga dessa austenita são maiores que os valores nominais dos aços (WINSOR, 1984). Dependendo da velocidade de resfriamento essa austenita pode decompor-se em perlita, bainita ou martensita de alto carbono (maclada). Essa região pode apresentar propriedades mecânicas piores que as do metal-base.
- d) Região de Esferoidização de Carbonetos: Essa região ocorre na faixa de temperaturas entre 750 e 700°C, na qual as lamelas de cementita da perlita podem esferoidizar-se. A resistência mecânica diminui, ainda que não seja fácil comprovar o resultado em um ensaio de tração convencional uma vez que esse fenômeno ocorre somente numa estreita faixa da zona afetada pelo calor (ZAC).
- e) Região Subcrítica ou Revenida (RSC): Nessa região o aço não se transforma, nem sequer parcialmente, em austenita, mas pode sofrer efeitos tais como o revenimento.

- f) A microestrutura de cada região da ZTA descrita acima está relacionada ao pico de temperatura do ciclo térmico experimental durante o processo de soldagem (WINSOR, 1984).

A Figura 12 ilustra as várias regiões da ZTA formadas em razão do gradiente de temperaturas gerados em um processo de soldagem monopasse.

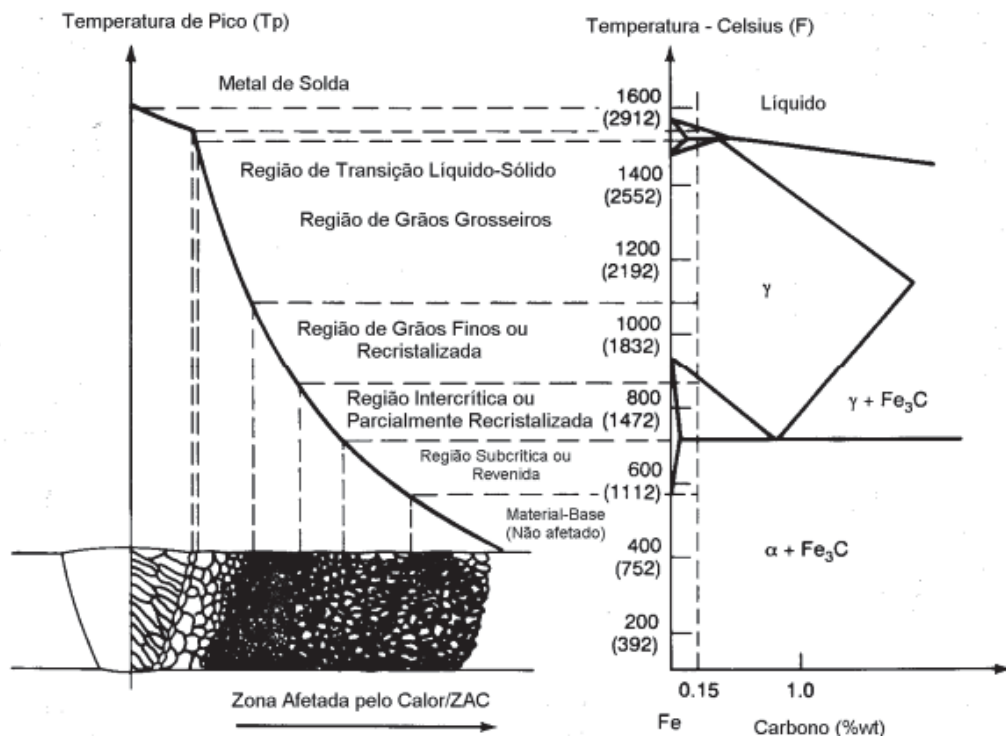


Figura 12 - Regiões da ZTA de uma solda monopasse (WINSOR, 1984).

Para uma melhor identificação das regiões da ZTA, a Figura 13 ilustra as micrografias das principais regiões que a compõem:

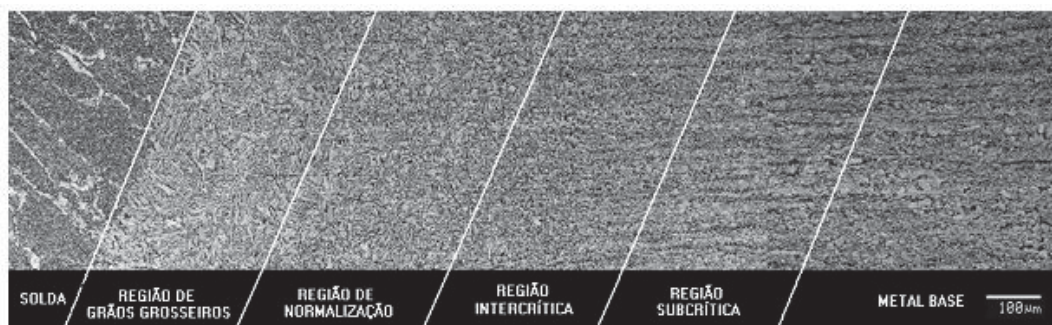


Figura 13 - Regiões características da ZTA de uma junta soldada (GODOY, 2008).

À medida que a distância da zona do metal depositado vai aumentando, verifica-se menor influência na estrutura do material, pelas menores temperaturas que ocorrem, conforme ilustrado pela Figura 14, a não ser que o metal tenha sido deformado plasticamente antes da operação de soldagem; nesse caso, pode-se verificar uma certa recristalização (CHIAVERINI, 1986).

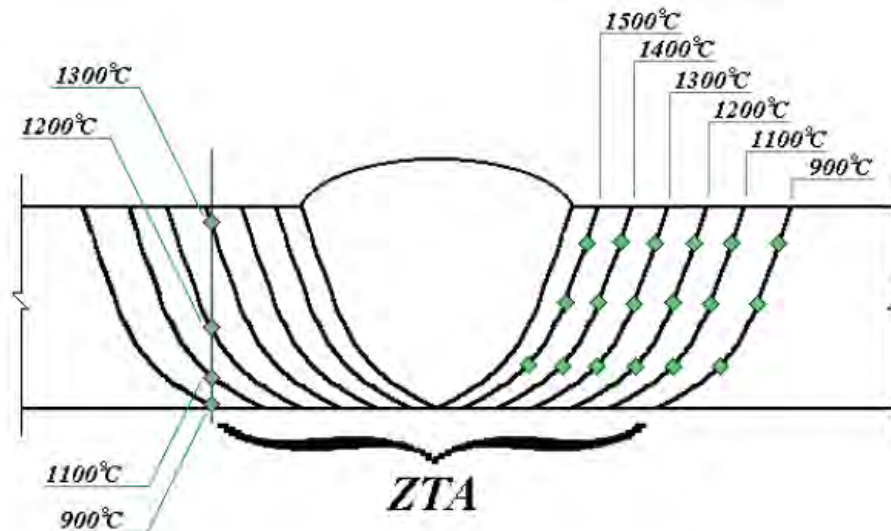


Figura 14 - Posicionamento das isotermas em função da distância da zona do metal de solda (internet: TUBOS COMZE; acessado Agosto de 2010).

Na ZTA, logo além da borda de fusão, a temperatura aumenta rapidamente a um nível próximo do da poça de fusão e diminui rapidamente produzindo um efeito como o de têmpera de aços (PERINI, 2008).

Segundo Godoy (2008), na prática, como recurso para um controle de propriedades nestas regiões, usa-se impor limite máximo ao aporte de calor, pois este afeta diretamente a extensão da zona de crescimento de grãos e o ciclo térmico. As mudanças de microestruturas das zonas intercríticas e subcríticas já são muito menores e concorrem com influência menor nas propriedades da junta soldada.

Ainda segundo Godoy (2008), a tenacidade na ZTA é melhorada pela redução dos constituintes martensita-austenita (M-A) e pelo refinamento dos grãos austeníticos, mas isto não impede áreas localizadas de baixa tenacidade dentro da região de granulometria mais grosseira da ZTA. Como retratado por Carvalho (2010), a dureza da ZTA é normalmente o indicador escolhido para a verificação da existência de zonas de dureza excessiva quando comparadas com o material base ou de adição. O valor do limite superior da dureza considerado como indicador da presença de martensita é de 350 HV.

2.5 Avaliação da integridade estrutural de dutos

2.5.1 Mecânica da fratura

A falha de materiais de engenharia é quase sempre um evento indesejável por vários motivos: vidas humanas que são expostas ao perigo, perdas econômicas, e a interferência na disponibilidade de produtos e serviços. Embora as causas de falhas e o comportamento dos materiais possam ser conhecidos, a prevenção de falhas é uma condição difícil de ser garantida (CALLISTER, 2002). Cabe ao engenheiro minimizar o máximo possível a probabilidade de um material ou componente estrutural vir a falhar.

A ciência que aborda a resistência dos materiais pressupõe hipóteses que todo e qualquer corpo que está sendo analisado é contínuo, homogêneo e isotrópico. Tais hipóteses constituem a teoria da elasticidade. Enquanto materiais comuns na engenharia como aço, ferro fundido e alumínio satisfazem aparentemente estas condições se observados macroscopicamente, não apresentam qualquer homogeneidade ou características isotrópicas quando vistos através de um microscópio (DIETER, 1981), ou seja, inerentemente possuem defeitos. A teoria da elasticidade não é totalmente adequada ao dimensionamento de componentes, cuja estrutura do material apresente trincas ou defeitos. Como citado inicialmente, os defeitos são praticamente intrínsecos a todos os materiais. Com base nesse entendimento, a mecânica da fratura admite que sempre haverá defeitos em um componente estrutural (GUIMARÃES, 2008).

O principal objetivo da mecânica da fratura é estudar a capacidade de carga de componentes estruturais na presença de defeitos iniciais, onde se presume a existência de uma trinca dominante (GDOUTOS, 1993). Está bem determinado que, mesmo os metais que fraturam de uma maneira completamente frágil, sofrem alguma deformação plástica antes da fratura (DIETER, 1981). Dentro desse contexto, pode-se dizer que, para os metais em geral, os mesmos podem sofrer fraturas completamente frágeis com leve deformação plástica, totalmente dúctil com pequenos indícios de fratura frágil ou uma equivalência comportamental, apresentando parcialmente comportamento dúctil e frágil.

De acordo com Silva (2004) os desenvolvimentos ocorridos nos processos de fabricação de aços para dutos os tornam mais resistentes a defeitos, fazendo com que os mesmos sustentem significativo crescimento estável de trincas acompanhado por deformação plástica antes da falha.

Atualmente, caminhando em sentido contrário às hipóteses da teoria da elasticidade, o estudo da mecânica da fratura avalia os materiais como um meio não contínuo, anisotrópico e não homogêneo. Sendo assim, a mecânica da fratura estuda a morfologia da descontinuidade (tipo trinca) na estrutura do material em estudo. A partir dessas considerações definiu-se a propriedade tenacidade, em que, tal propriedade expressa a habilidade de um material resistir à fratura na presença de trincas (TOFFOLO, 2008; GDOUTOS, 1993). Para Ruggieri⁶ (2001 *apud* SILVA, 2009) a tenacidade é caracterizada como a capacidade de dissipação do trabalho das forças externas na forma de energia de deformação plástica.

2.5.2 Mecânica da fratura elasto-plástica

A caracterização dos campos de tensão e de deformação na ponta de uma trinca aguda é fundamental para a análise da tenacidade de um material por meio da mecânica da fratura, ou seja, é importante saber se a ponta da trinca encontra-se sob condições de tensão plana ou de deformação plana. Para a Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) clássica, o parâmetro de medida da tenacidade é dado pelo fator de intensidade de tensão, K , expresso como uma função da geometria do corpo de prova utilizado (SILVA, 1998), conforme Figura 15 e do carregamento aplicado de acordo com a Figura 16. O fator K perde a capacidade de caracterizar o campo de tensões após uma certa quantidade de deformação plástica, logo, para que o mesmo não venha perder essa capacidade é necessário que se garanta condições de deformação plana (GUIMARÃES, 2008). A grande maioria dos testes de tenacidade à fratura é realizada em espécimes do tipo C(T), Figura 15 (a), ou nos espécimes do tipo SE(B), Figura 15 (c). A geometria compacta obviamente consome menos material, mas este modelo exige material extra no sentido da largura devido à existência de furos. Se o teste é realizado utilizando um espécime retirado diretamente de uma chapa laminada ou forjada, o corpo-de-prova C(T) é mais econômico, mas a configuração SE(B) pode ser preferível para avaliações de solda, pois menos solda é requerida em algumas direções (ANDERSON, 1995).

⁶ RUGGIERI, C. Modelagem micromecânica da fratura dúctil e aplicações à integridade estrutural. 2001. Tese apresentada para obtenção do título de Professor Livre Docente. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

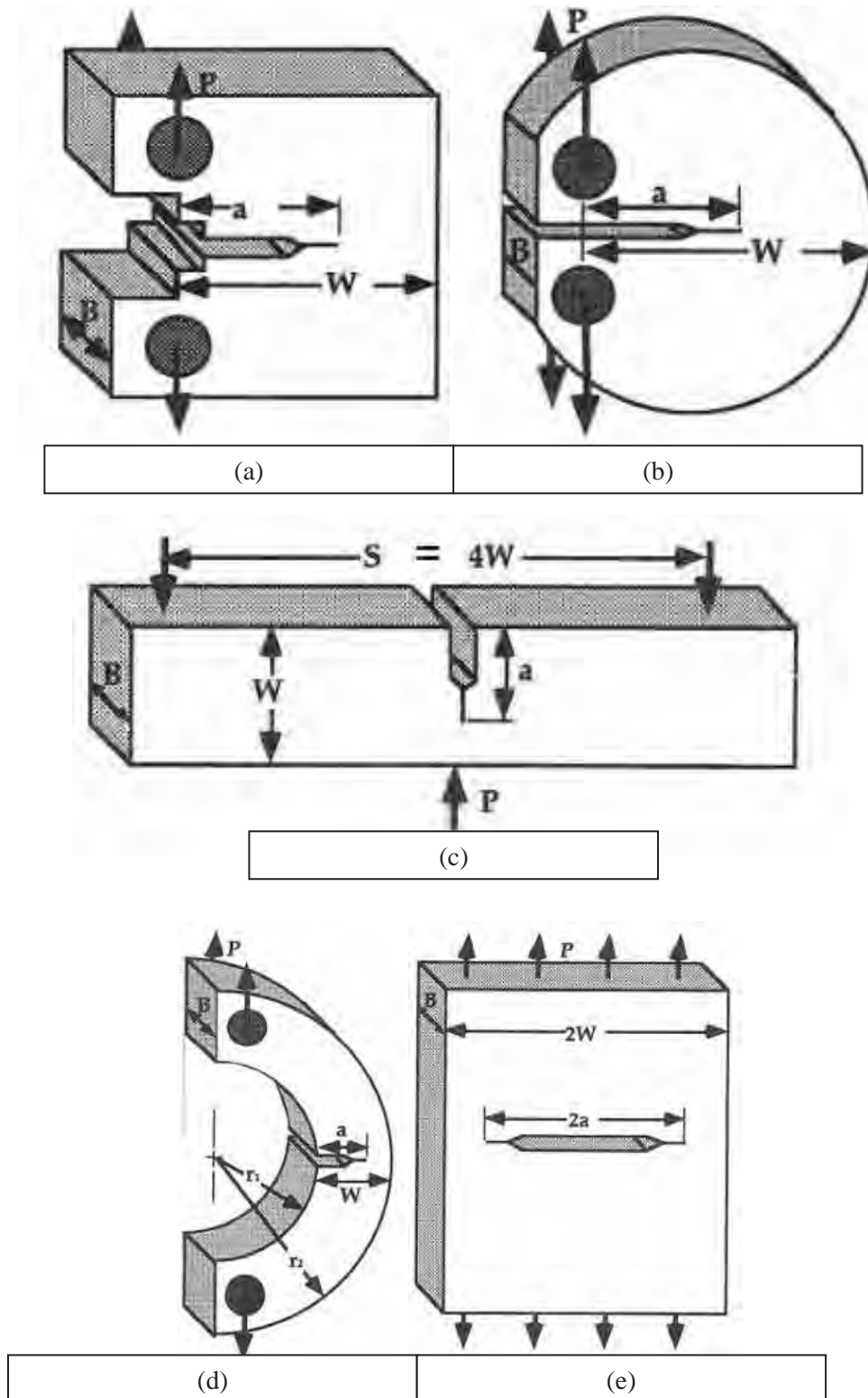


Figura 15 - Espécimes padronizados pela ASTM para a realização dos ensaios relacionados à mecânica da fratura (ANDERSON, 1995); (a) Espécime compacto; (b) Espécime compacto em forma de disco; (c) Espécime de dobramento; (d) Espécime em forma de arco e (e) Espécime com entalhe central.

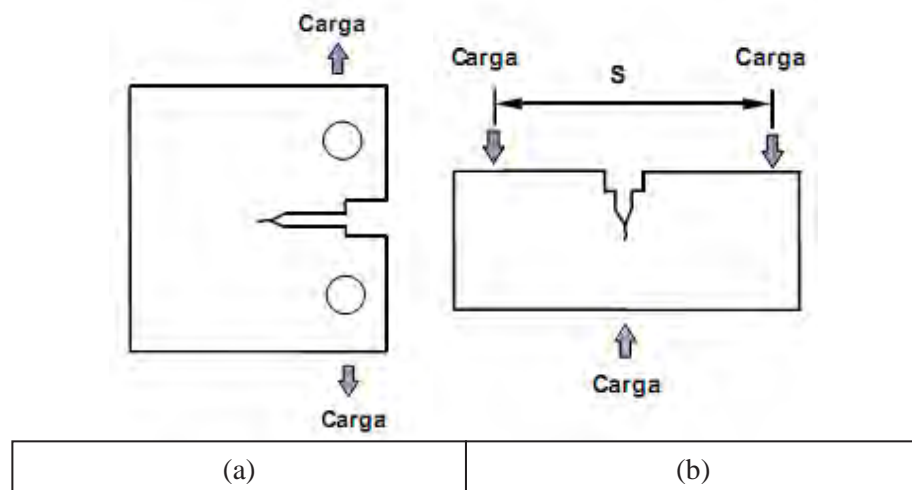


Figura 16 - Esquema representativo da forma de aplicação de carregamento para os corpos de provas de tenacidade à fratura dos tipos (GUIMARÃES, 2008): a) C(T) - aplicação da carga sob tração; b) SE(B) - aplicação da carga sob flexão de 3 pontos.

Como discutido inicialmente no tópico 2.5.1, os materiais de engenharia inerentemente apresentam defeitos em sua microestrutura, violando assim a teoria da elasticidade. Com base nesse entendimento, a microestrutura e, portanto, as propriedades mecânicas são muitas vezes sensíveis à direção. A sensibilidade à orientação é particularmente acentuada nas medições de tenacidade à fratura, pois uma microestrutura com uma orientação preferencial pode conter planos cristalográficos frágeis, facilitando a propagação da trinca.

Como exemplo, podemos citar a fratura por clivagem. A nível atômico, na fratura por clivagem, as ligações são quebradas segundo planos perpendiculares ao plano de fratura. Esse tipo de fratura ocorre devido à ação de uma componente trativa da tensão externa aplicada. Em muitos sistemas cristalinos, certos planos cristalográficos de átomos são mais facilmente separados por esse processo e esses planos são chamados de planos de clivagem. Assim, no sistema cúbico de corpo centrado (CCC), célula unitária típica do material estudado no presente estudo, o plano de clivagem é o $\{100\}$, enquanto que no sistema hexagonal compacto (HC) é o $\{1000\}$. Tal fato justifica o comportamento da transição dúctil-frágil para combinações de baixas temperaturas, elevadas velocidades de deformação e presença de concentradores de tensão, uma vez que, materiais com células do tipo CCC e HC apresentam a transição dúctil-frágil. A partir dessa constatação e devido à grande importância da orientação na avaliação da tenacidade à fratura, todas as normas de ensaio a fratura da ASTM exigem que a orientação do corpo-de-prova retirado diretamente da chapa laminada, forjada ou de barras arredondadas seja informada. A ASTM adotou uma notação específica para esta

finalidade, conforme representado pela Figura 17. Segundo a nomenclatura adotada pela ASTM, as letras L, T e S denotam respectivamente as seguintes direções: longitudinal, transversal e transversal curta, todas em relação à direção de laminação ou forjamento do eixo. Nota-se que duas letras são necessárias para identificar a orientação de retirada do espécime, sendo que, a primeira letra indica a direção das tensões principais de tração (que é sempre perpendicular ao plano da trinca no modo I durante os testes) e a segunda letra indica a direção de propagação da trinca (ANDERSON, 1995).

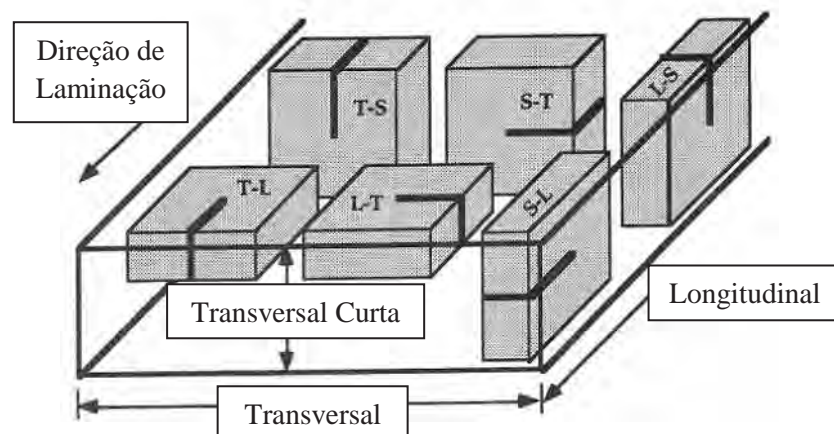


Figura 17 - Notação ASTM⁷ apud (1989 ANDERSON, 1995) para corpos-de-prova retirados de placas laminadas ou forjadas.

Uma notação semelhante é aplicada a barras arredondadas, como ilustrado na Figura 18. As direções de simetria nesses casos são circunferenciais, radial e longitudinal (C, R e L, respectivamente) (ANDERSON, 1995).

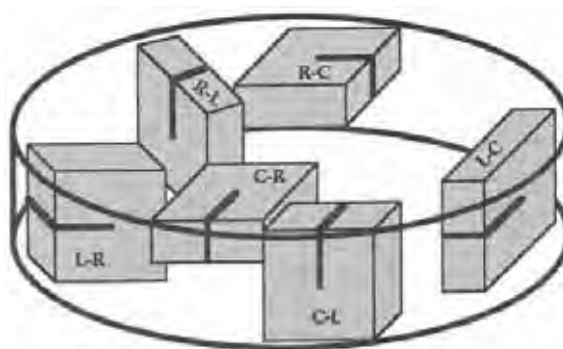


Figura 18 - Notação ASTM para corpos-de-prova retirados de barras arredondadas (ASTM, 1989 apud ANDERSON, 1995).

⁷ ASTM E 616-89, "Terminology Relating to Fracture Testing." American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1989 apud ANDERSON, T. L. Fracture mechanics: fundamentals and applications, 2nd ed., CRC: New York, 1995, 680p.

Como mencionado inicialmente no presente tópico, o conceito da MFLE é válido para uma classe limitada de problemas onde corpos de prova trincados venham apresentar deformação plástica reduzida na ponta da trinca (SILVA, 1998), porém há materiais que apresentam zonas plásticas à frente da trinca relativamente grandes quando comparadas às dimensões do espécime e ao tamanho da trinca, violando dessa maneira a MFLE.

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) é a alternativa desenvolvida para o estudo da fratura em materiais de comportamento não-linear, e que exibem considerável plasticidade na ponta da trinca. Para materiais que apresentam esse comportamento, ou seja, que não apresentam condições de deformação plana, os critérios de dominância K não são obedecidos e as soluções da MFLE não poderão ser utilizadas (JÚNIOR, 2004), a partir disso, surgiu a necessidade de desenvolver ferramentas adequadas para calcular a estabilidade de defeitos em materiais que apresentem elevada plasticidade e tenacidade.

Segundo Silva (2009), de dentro do contexto da MFEP, os parâmetros de caracterização de fratura para os materiais plasticamente deformáveis como o parâmetro CTDO (*Crack Tip Opening Displacement*), escola inglesa, e o parâmetro J (*Integral J*), escola americana, apresentam larga aplicabilidade. Para Valim (2005) estes parâmetros podem ser utilizados como critério de fratura, permitindo avaliar de forma quantitativa a integridade estrutural do material, verificando se há ou não perda de tenacidade do material. Com isto pode-se relacionar de forma prática materiais destinados a projetos estruturais, levando em consideração os seus aspectos metalúrgicos e microestruturais. Valores críticos de $CTOD$ ou J fornecem medidas de tamanho quase que independentes da tenacidade à fratura, mesmo para quantidades relativamente grandes de plasticidade a frente da trinca (ANDERSON, 1995).

A avaliação do comportamento à fratura apresentada pelos materiais no regime elasto-plástico é dos mais importantes, uma vez que se trata do regime que normalmente acompanha a maioria das aplicações estruturais envolvendo aços de média e baixa resistência mecânica. No entanto vale ressaltar que, embora os aços ARBL, em especial o API 5L X70, destaca-se pela excelente tenacidade e que, como se sabe, tenacidade e resistência mecânica caminham em sentidos opostos; o material em estudo apresenta uma considerável resistência mecânica quando comparada à dos aços comumente empregados para função estrutural.

2.5.3 O parâmetro CTOD

Para Cottrell⁸ (*apud* DIETER, 1981) o conceito do deslocamento da abertura da ponta da trinca considera que o material à frente da trinca contém uma série de corpos de prova de tração em miniatura que têm um comprimento útil (l) e uma largura (w), conforme representado pela Figura 19. O comprimento do corpo de prova é determinado pelo raio de curvatura da ponta da trinca (ρ), e a largura é limitada por fatores microestruturais que controlam a ductilidade. Nesse modelo, o crescimento da trinca irá ocorrer quando o corpo de prova adjacente à trinca se fraturar (DIETER, 1981).

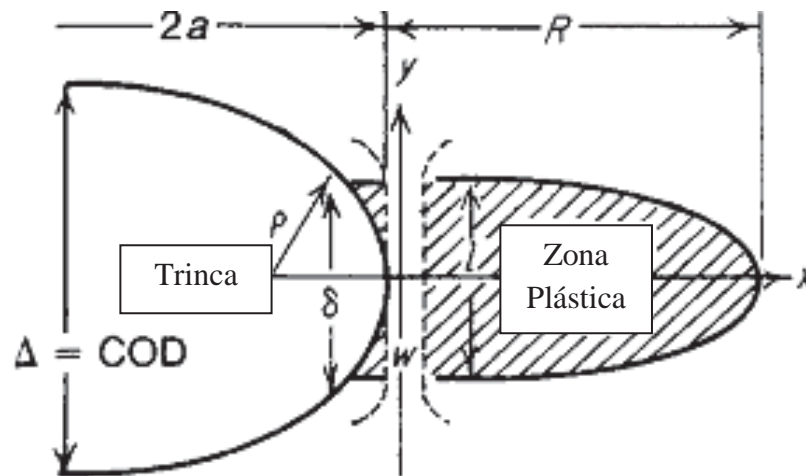


Figura 19 - Modelo do conceito do deslocamento da ponta da trinca com base em corpos-de-prova de tração em miniatura (DIETER, 1981).

O deslocamento das faces de uma trinca pode ser medido com um extensômetro e pode ser relacionado como deslocamento de abertura da trinca COD (*Crack-Opening Displacement* (COD)) δ na ponta da trinca, conforme representado pela Figura 20 (DIETER, 1981).

⁸ A. H. Cottrell, *Proc. R. Soc. London*, vol. 285, p. 10, 1965; ver também A.S Telleman e A. J. McEvily, Jr., *op. cit.*, pp. 60-78 *apud* GDOUTOS, E. E. **Fracture mechanics: An introduction**, Kluwer Academic Publishers (1993), Dordrecht, Boston, London, 328p.

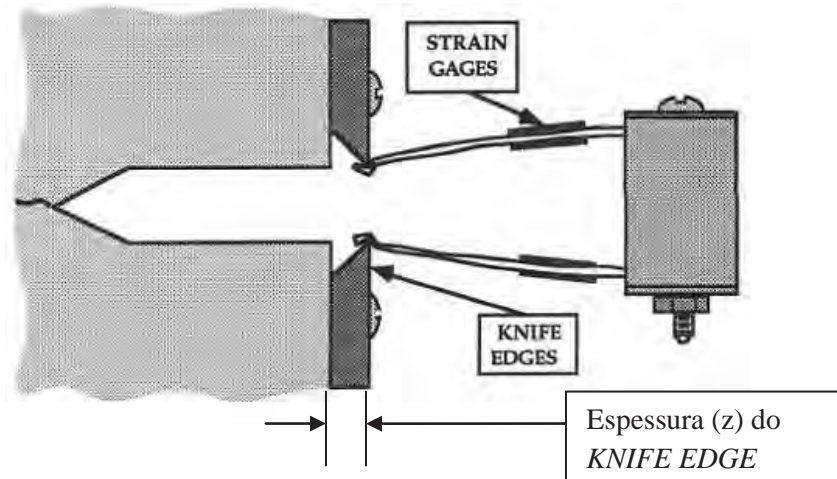


Figura 20 - Medida do deslocamento da abertura da ponta da trinca com o auxílio de um extensômetro (*Clip Gage*), (ANDERSON, 1995).

A curva que representa a carga *versus* deslocamento da abertura da ponta da trinca é registrada experimentalmente a partir do auxílio de um software integrado a máquina de ensaios. O registro é realizado a partir de um “clip gage” instalado a uma distância “z” da superfície do espécime, ou seja, correspondente a própria espessura do “knife-edge”, conforme ilustrado na Figura 20. A curva pode ser enquadrada em cinco casos como mostrado na Figura 21. Quatro categorias de CTOD são definidas em relação à Figura 21: δ_c , δ_u , δ_i e δ_m .

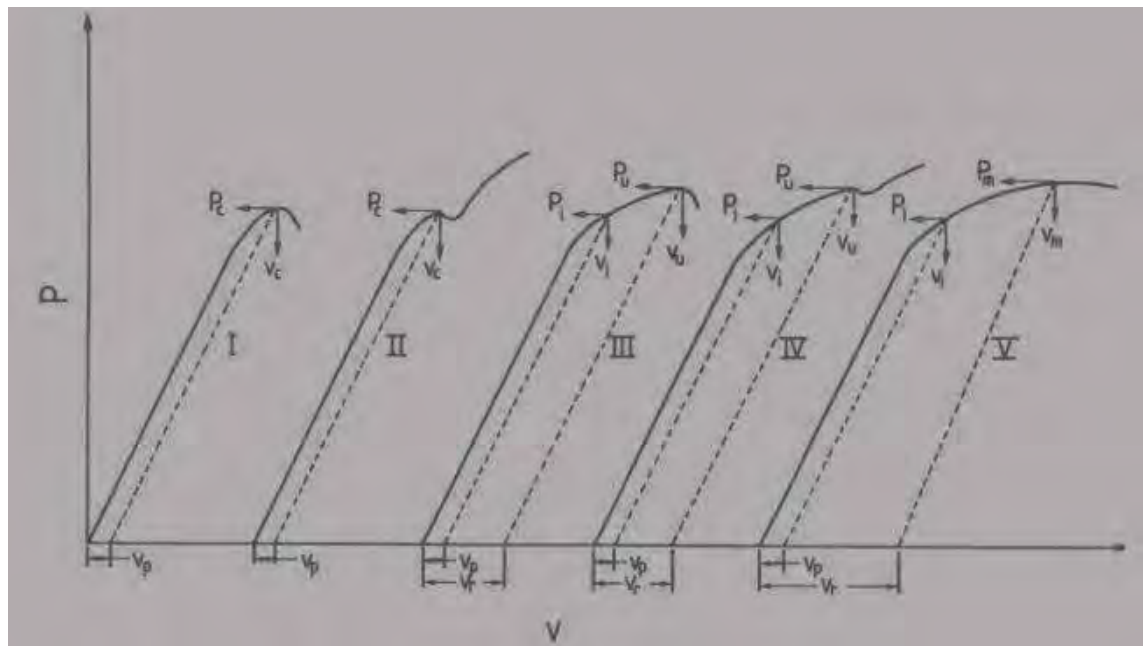


Figura 21 - Curvas características obtidas no ensaio CTOD, mostrando os principais pontos para a determinação do valor do CTOD (GDOUTOS, 1993).

- δ_c : Determina o início da propagação instável da trinca quando não há ocorrência de propagação estável antes da máxima carga, caso I, ou, antes do primeiro “pop-in”, caso II. Definido quando a propagação da trinca é menor que 0,2 mm, ou seja, $\Delta a < 0,2 \text{ mm}$;
- δ_u : Determina o início da propagação instável da trinca quando há ocorrência de propagação estável, antes da máxima carga, caso III, ou, antes do primeiro “pop-in”, caso IV. Definido quando a propagação da trinca é maior que 0,2 mm, ou seja, $\Delta a \geq 0,2 \text{ mm}$;
- δ_i : Determina o CTOD próximo à iniciação do crescimento estável de trinca, casos III, IV e V. Esta medida de tenacidade é análoga ao J_{IC} ;
- δ_m : Determina o CTOD crítico no primeiro ponto de carga máxima, onde se evidencia a propagação estável da trinca depois de atingida a carga máxima, caso V.

Supõe-se que o valor (δ_c) é constante do material, ou seja, independe da geometria do espécime e do tamanho de trinca. Essa hipótese foi confirmada por experimentos que indicaram que os valores críticos (δ_c) assumiram praticamente o mesmo valor no momento da fratura durante tais experimentos (GDOUTOS, 1993; ANDERSON, 1995).

Devido à sua relativamente maior simplicidade conceitual e operacional, o parâmetro CTOD (e sua correspondente medida experimental de tenacidade, comumente denominada δ_c) emergiu nos últimos anos como o parâmetro mais largamente difundido para caracterizar a tenacidade de materiais estruturais, particularmente ferríticos estruturais e suas juntas soldadas. É prática comum a especificação de valores mínimos de (δ_c) por diversos códigos e normas de projeto e construção de estruturas (por exemplo, DNV OS-F101 (2010) *entre diversas outras*) como forma de garantir requisitos mínimos de tenacidade tanto no material base como na junta soldada. Contudo, a norma DNV OS-F101, 2010, não exige a execução dos ensaios de CTOD para qualificação de tubos com espessura de parede inferior a 13,00 mm, não exigindo dessa forma, valores mínimos de (δ_c). Segundo a norma DNV OS-F101 (2010), caso deseje-se validar os ensaios de CTOD, deve-se executar e validar segundo os requisitos da norma ao menos 3 ensaios para cada posição específica do entalhe e temperatura de ensaio.

A partir da análise da Figura 21 deve-se retirar informações complementares conforme o comportamento da curva obtida durante os ensaios realizados. Uma delas é o parâmetro (V_p)

que corresponde a componente plástica de (V) deslocamento na boca do entalhe. O valor de (V_p) irá corresponder aos valores V_c , V_u ou V_m ; parâmetro este necessário para determinar o (δ_c), segundo a Norma BS7448 – Parte I (1991). Integrando-se a área sob a curva Carga x CMOD (*Crack Opening Mouth Displacement*), tem-se o parâmetro (A_p), ou seja, o valor numérico da área; parâmetro este necessário para calcular (δ_c), segundo a Norma ASTM E 1820 (2008). Estes parâmetros podem ser determinados graficamente ou analiticamente como ilustrados na Figura 22. Deve-se ressaltar que CMOD e (V) referem-se ao mesmo parâmetro, apenas possuem simbologias distintas.

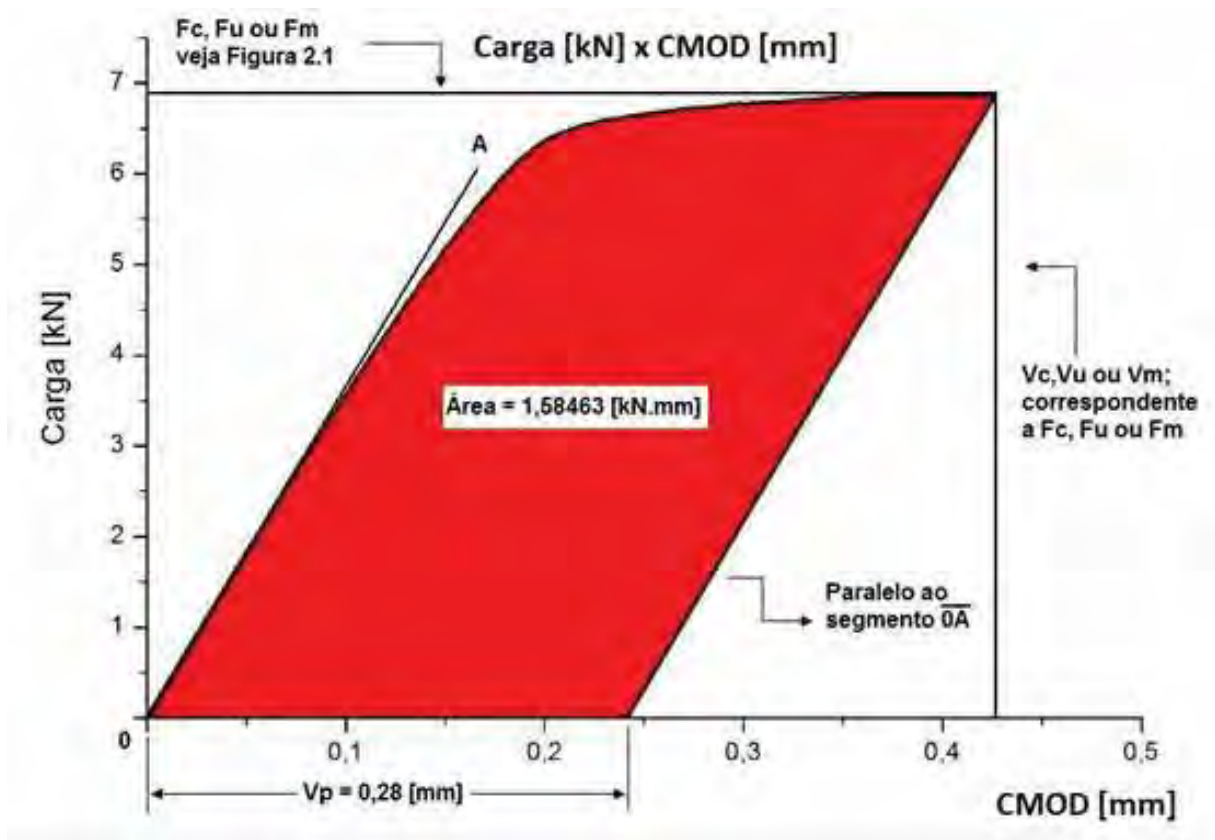


Figura 22 - Determinação do valor da componente plástica do deslocamento da boca do entalhe (V_p) e da área sob a curva (A_p) para a determinação do CTOD.

2.5.4 Definição de CTOD

Wells⁹ e Cottrell¹⁰ (1961 *apud* GDOUTOS, 1993), independentemente, introduziram o conceito do método CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*). Tal conceito foi desenvolvido

⁹ Wells, A.A. (1961) "Unstable crack propagation in metals: cleavage and fracture", *Proceedings of the Crack Propagation Symposium*, College of Aeronautics, Cranfield, Vol. 1, pp. 210-230.

para a realização de estudos de iniciação de trincas nas situações em que significativas deformações plásticas eram observadas durante o processo de fratura de certos materiais. Ao examinar os corpos-de-prova fraturados, Wells percebeu que o grau de arredondamento da ponta da trinca era proporcional à tenacidade do material. Esta observação o levou a propor o parâmetro CTOD como uma medida de tenacidade à fratura (ANDERSON¹¹, 1995 *apud* SILVA, 2004). O objetivo era a obtenção de um critério de fratura para materiais que apresentassem uma capacidade maior de deformação plástica à ponta de um defeito. Segundo Valim (2005), a metodologia CTOD, então desenvolvida, visa caracterizar a capacidade do material deformar-se plasticamente antes da fratura a partir da medida do distanciamento das duas faces da trinca preexistentes na sua extremidade. É especialmente indicado para materiais que apresentam mudança de comportamento (transição dúctil-frágil) com o decréscimo da temperatura (SILVA, 1998).

Na realidade há inúmeras definições relacionadas à definição de CTOD, sendo uma delas discutidas no tópico 2.5.3. As duas definições mais comuns, ilustradas na Figura 23, são referentes ao deslocamento na ponta original da trinca (Figura 23 (a)) e o deslocamento referente à intersecção de um vértice de 90° com o flanco da trinca (Figura 23 (b)).

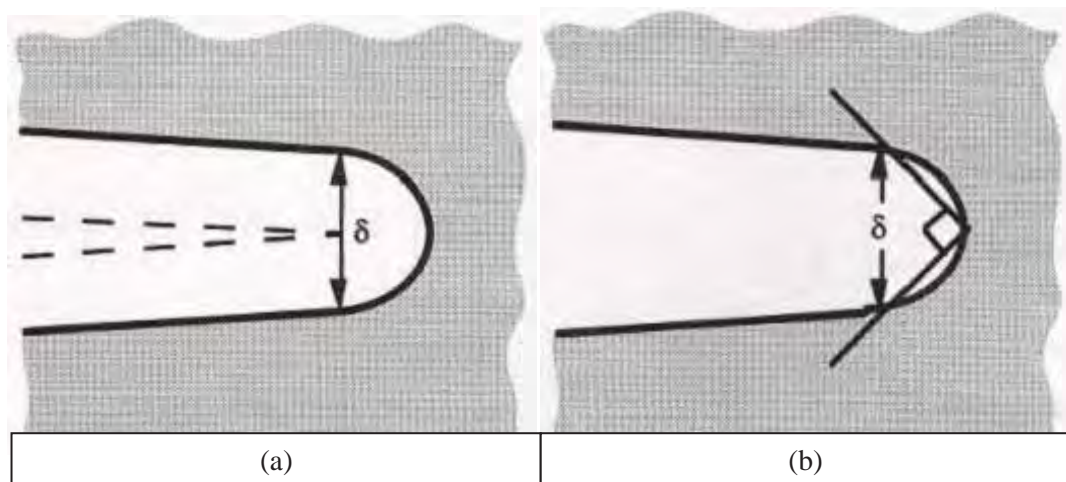


Figura 23 - Definições alternativas referentes ao conceito de CTOD, (a) deslocamento na ponta original da trinca; (b) intercepto a 90° (ANDERSON, 1995).

¹⁰ Cottrell, A.H. (1961) "Theoretical aspects of radiation damage and brittle fracture in steel pressure vessels", *Iron Steel Institute Special Report No. 69*, pp. 281-296.

¹¹ ANDERSON, T.L. *Fracture mechanics: Fundamentals and applications*. 2.ed. New York: CRC Press, 1995. P. 122-143, 385-391 *apud* SILVA, M. C. **Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura**. 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Naval e Oceânica – Mecânica da Fratura) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

2.6 Metodologia do ensaio CTOD

O ensaio do tipo CTOD não faz restrições à espessura do corpo de prova a ser ensaiado, podendo ser igual à espessura do material de interesse; no entanto, os valores de CTOD calculados para o mesmo material, podem ser influenciados pelas dimensões ou tipo de amostra, conforme ilustrado na Figura 15. Os valores determinados para corpos de prova do tipo C(T), Figura 15(a), podem ser diferentes daqueles determinados para amostras do tipo SE(B), Figura 15(c), ou ainda, podem sofrer variações decorrentes das espessuras dos corpos de prova (GUIMARÃES, 2008).

A primeira norma para o ensaio de CTOD foi publicada na Grã-Bretanha em 1979 (BS5762)¹² (1979 *apud* ANDERSON, 1995). Uma versão americana foi publicada em 1989, ASTM E1290 (1989) e revisada em 1991. As normas mais recentes disponíveis no momento são a versão americana, ASTM E1820 (2008) e a britânica, BS7448 (1991), ambas são normas mais completas que incluem os parâmetros K_{IC} , J_C e CTOD (SILVA, 1998).

2.6.1 Norma BS7448 (Parte I) – 1991

Até o presente, o teste CTOD é o único método padronizado para medir a tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil. Normalizado pela British Standard BS-7448 (1991), no ensaio CTOD usa-se um corpo de prova apoiado em três ou quatro pontos, pré-trincado por fadiga, conforme ilustrado na Figura 24. Segundo a norma BS7448 - Parte I (1991), os cálculos dos valores de CTOD podem ser conduzidos por meio do método da rótula plástica (Figura 25). O ponto central do modelo da rótula plástica é a hipótese de que o espécime SE(B) se deforma ao redor do centro aparente de rotação, posicionado ao longo do ligamento remanescente da trinca por um fator (r_p). Tal fator representa, a partir da ponta do defeito, o percentual do ligamento compreendido até o referido centro (SILVA *et al.*, 2009). Conforme pode ser visto na Equação 3, tal método divide o CTOD (δ) total em duas componentes: uma parcela elástica (dependente do fator de intensidade de tensão) e outra plástica (dependente da parcela plástica do carregamento), sendo que ambas dependem das características geométricas do corpo-de-prova (SILVA, 2009).

¹² BS 5762: 1979, "Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing." British Standards Institution, London, 1979.

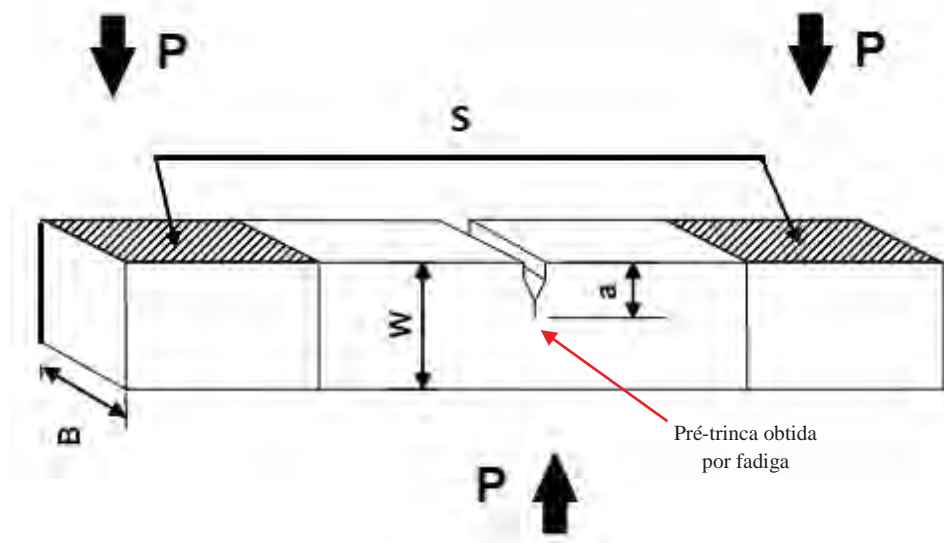


Figura 24 - Representação esquemática do ensaio de CTOD a partir de um espécime do tipo SE(B) pré-trincado por fadiga (DNV OS-F101, 2010).

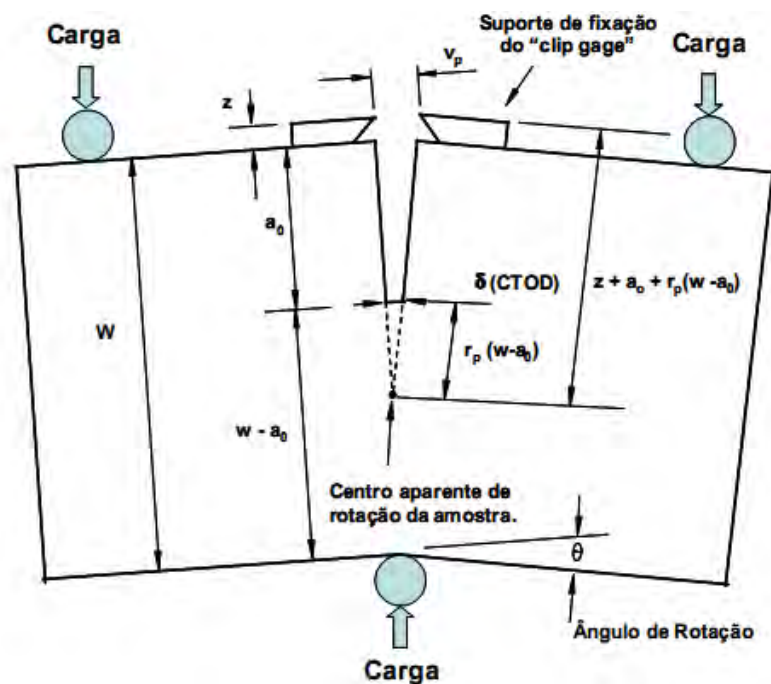


Figura 25 - Representação esquemática do modelo da rótula plástica em um corpo de prova do tipo SE(B) (GUIMARÃES, 2008).

Como mencionado no tópico 2.5.2, os valores de CTOD calculados podem ser influenciados pelo tipo de amostra utilizada e pela natureza do carregamento. No projeto em questão, foram utilizados espécimes do tipo SE(B) (Figuras 15 (c), 24 e 25). Para corpos-de-prova do tipo SE(B), utilizando as dimensões B , W , $(W - a_0)$, z e a_0 , as forças F_c , F_u ou F_m e o

valor correspondente de V_p , pode-se calcular δ_c , δ_u ou δ_m usando F_c , F_u ou F_m , respectivamente, de acordo com as seguintes equações.

$$\delta = \left[\frac{F.S}{B.W^{1,5}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \cdot \frac{(1-\nu^2)}{2.\sigma_{re}.E} + \frac{0,4.(W-a_0).V_p}{0,4.W+0,6.a_0+z} \quad (3)$$

Decompondo nas componentes elástica e plástica, temos:

$$\delta = \delta_{elástico} + \delta_{plástico}$$

Onde:

$$\delta_{elástico} = \left[\frac{F.S}{B.W^{1,5}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \cdot \frac{(1-\nu^2)}{2.\sigma_{re}.E}$$

e

$$\delta_{plástico} = \frac{0,4.(W-a_0).V_p}{0,4.W+0,6.a_0+z}$$

Onde:

- F : carga obtida do diagrama Carga versus CTOD
(*Crack Tip Opening Displacement*), ver Figura 22;
- S : distância entre os roletes de apoio;
- W : largura do corpo-de-prova;
- B : espessura do corpo-de-prova;
- a_0 : tamanho inicial da trinca;
- $f(a_0/W)$: fator adimensional dependente da geometria do corpo-de-prova;
- E : módulo de elasticidade;
- ν : coeficiente de Poisson;
- σ_{re} : limite de escoamento corrigido para a temperatura na qual o ensaio de CTOD foi realizado;
- r_p : fator rotacional plástico. Adotado 0,4 pela BS7448;
- V_p : parcela plástica do deslocamento;
- z : Espessura das facas “*knife edge*” de fixação do “*clip gage*” utilizado para a medição do CTOD, ver Figuras 20 e 25.

Sendo o fator dependente da geometria do corpo-de-prova, $f(a_0/W)$, dado pela seguinte equação:

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3.\left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5} \cdot \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(2,15 - 3,93 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right) + 2,7 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right)\right]}{2 \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}} \quad (4)$$

2.6.2 Norma ATSM E1820-08

O ensaio de CTOD é padronizado pela Norma ASTM E1820 (2008), “*Standard Test Method for Crack-tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*”.

Até o ano 2001 o parâmetro de tenacidade CTOD foi baseado simplesmente na medida da abertura da ponta da trinca, obtida a partir da medida V_p realizada por um “*clip-gage*” devidamente instalado na abertura do entalhe do corpo de prova. A conversão da medida V_p obtida pelo “*clip-gage*” para o valor do CTOD era realizada através da determinação de um centro de rotação do corpo de prova situado abaixo da trinca, ilustrado pela Figura 25. Segundo Rolfe e Barson¹³ (1971 *apud* GUIMARÃES, 2008) esse centro de rotação é gerado pelo carregamento aplicado à amostra, que provoca uma deformação em torno de um ponto denominado como centro aparente de rotação.

Pela análise da Figura 25 pode-se verificar que o valor do CTOD (δ) poderia ser facilmente determinado por semelhança de triângulos e calculado, a partir do deslocamento de abertura da boca da trinca V_p , pela Equação 5.

$$\frac{\delta}{V_p} = \frac{r_p \cdot (W - a_0)}{r_p \cdot (W - a_0) + a_0 + z} \quad (5)$$

Onde:

- δ : deslocamento de abertura da ponta da trinca;
- r_p : fator rotacional plástico;
- W : largura do corpo de prova;
- a_0 : tamanho inicial da trinca;

¹³ ROLFE, S. T., BARSON, J.M. Fracture and fatigue control in structures – applications of fracture mechanics, ed. by N. M. NEWMARK and W. J. HALL, Prentice-Hall, New Jersey, p. 516-557, 1971.

- V_p : parcela plástica do deslocamento;
 z : espessura das facas “*knife edge*” de fixação do “*clip gage*” utilizado para a medição do CTOD, ver Figuras 20, 25 e 26.

A partir de 2002, com a atualização da norma, a determinação do CTOD tornou-se mais complexa, onde eram considerados para o cálculo parâmetros como o coeficiente de encruamento do material, a área sob a curva carga *versus* deslocamento de abertura da boca da trinca, assim como o fator de restrição plástica do material. Atualmente, a norma ASTM em vigência para a determinação do valor do CTOD refere-se à ASTM E1820 – 08, conforme mencionado inicialmente. Segundo a norma ASTM E1820 (2008), o cálculo do valor do CTOD pode ser determinado a partir da seguinte equação:

$$\delta = \frac{1}{m \cdot \sigma_y} \cdot \left\{ \frac{K^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} + \left[\frac{\eta \cdot A_p}{B \cdot (W - a_0) \cdot \left(1 + \frac{\alpha + z}{0,8 \cdot a_0 + 0,2 \cdot W}\right)} \right] \right\} \quad (6)$$

A Equação 6 é empregada quando o espécime a ser ensaiado possui o “*knife edge*” aderido à superfície do mesmo, conforme ilustrado pela Figura 26.

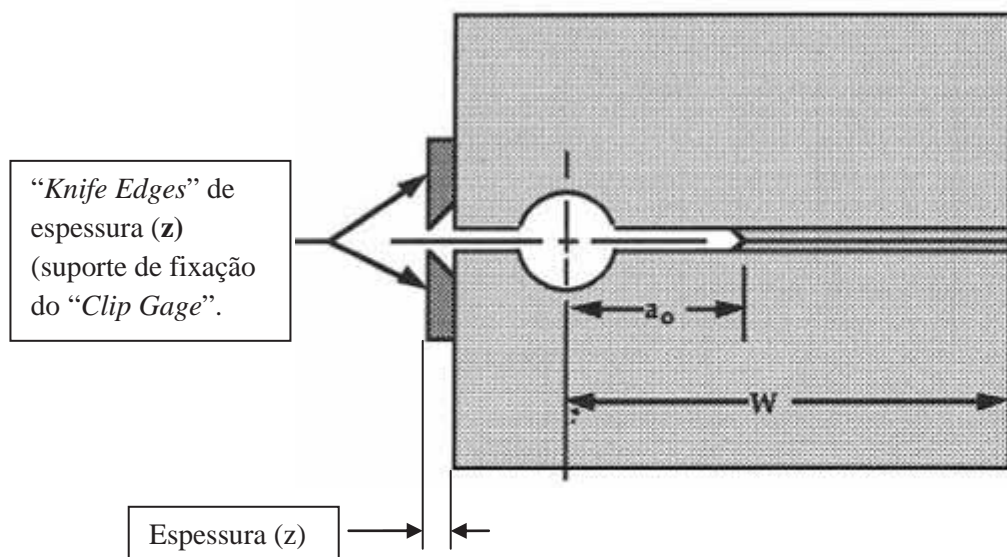


Figura 26 - Representação de um espécime do tipo SE(B) contendo “*knife edge*” de espessura z em sua superfície (ANDERSON, 1995).

Caso o espécime apresente o suporte para anexar o “clip gage” embutido no próprio corpo (comumente denominado de rabo de andorinha), conforme ilustrado pela Figura 26, a Equação 6 reduz-se a Equação 7, conforme abaixo:

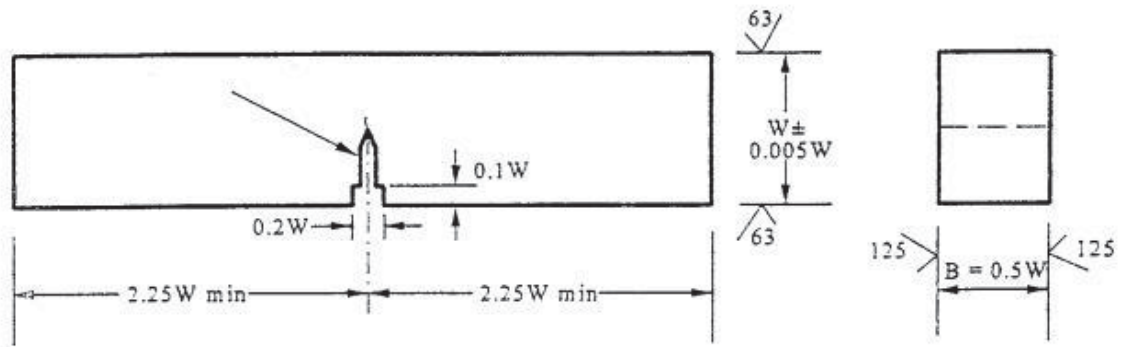


Figura 27 - Representação geométrica e dimensional do espécime do tipo SE(B) com o suporte do extensômetro embutido, segundo a norma ASTM E1820 (2008).

$$\delta = \frac{1}{m \cdot \sigma_y} \cdot \left\{ \frac{K^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} + \left[\frac{\eta \cdot A_p}{B \cdot (W - a_0)} \right] \right\} \quad (7)$$

Os parâmetros empregados nas equações para o cálculo do CTOD estão descritos logo abaixo:

- F : carga correspondente a F_c , F_u ou F_m definidas pela Figura 22;
- K : fator de intensificação de tensão;
- ν : coeficiente de Poisson;
- σ_y : tensão efetiva obtida a partir da média aritmética entre a tensão de escoamento (σ_{re}) e o limite de resistência a tração (σ_{rt});
- E : módulo de elasticidade;
- W : largura do corpo-de-prova;
- a_0 : tamanho inicial da trinca;
- B : espessura do corpo-de-prova;
- A_p : área sobre a curva de carga versus deslocamento da boca da trinca correspondentes aos valores de V_c , V_u ou V_m ;
- m : parâmetro de restrição plástica em função de a_0/W e do coeficiente de encruamento do material;

- η : parâmetro em função de a_0/W ;
- z : espessura das facas “*knife edge*” de fixação do “*clip gage*” utilizado para a medição do CTOD, ver Figuras 20, 25 e 26.
- α : Fator de rotação plástica:
- $\alpha = 0$ para cdp do tipo SE(B);
 - $\alpha = 0$ para fixação do extensômetro na linha de aplicação da carga do cdp do tipo C(T);
 - $\alpha = 0,25.W$ para fixação do extensômetro na face do cdp do tipo C(T).

De maneira análoga ao procedimento adotado pela Norma BS7448, as equações para a determinação do valor do CTOD crítico é dependente da geometria do espécime a ser analisado. Em seguida, serão apresentadas as equações complementares para a determinação do valor do CTOD para espécimes do tipo SE(B).

$$K = \left[\frac{F.S}{B.W^2} \right]^{1/3} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (8)$$

Sendo que:

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5} \cdot \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(2,15 - 3,93 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right) + 2,7 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right) \right]}{2 \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}} \quad (9)$$

$$m = A_0 - A_1 \cdot \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_t}\right) + A_2 \cdot \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_t}\right)^2 - A_3 \cdot \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_t}\right)^3 \quad (10)$$

Onde:

$$A_0 = 3,18 - 0,22 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)$$

$$A_1 = 4,32 - 2,23 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)$$

$$A_2 = 4,44 - 2,29 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)$$

$$A_3 = 2,05 - 1,06 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)$$

$$\eta = 3,785 - 3,101 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right) + 2,018 \cdot \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \quad (11)$$

2.7 Metodologia do ensaio CTOD para juntas soldadas

Há alguns anos o ensaio CTOD pôs em evidência a existência de zonas frágeis na ZAC (Zona Afetada pelo Calor), também designada por ZTA (Zona Termicamente Afetada), de juntas soldadas, fenômeno que não pode ser avaliado de maneira eficiente através de ensaios de impacto Charpy. Porém, como mencionado, a correta avaliação da tenacidade (parâmetro CTOD) em juntas soldadas não é tarefa trivial, mas, ao contrário, é frequentemente revestida de complexidades que dificultam sobremaneira a interpretação e significância do valor crítico experimental δ_c . Essa complexidade deve-se ao fato de que, toda junta soldada está sujeita à imperfeições em algum nível de grandeza, e um cordão de solda, por si só, é considerado uma descontinuidade na estrutura (JUTLA; OVERVIEW OF WELD DISCONTINUITIES, 1984).

Os defeitos resultantes dos processos de soldagem são classificados em três grandes categorias (PD 6493:1991): planares como defeito tipo trinca, volumétricos do tipo poro e geométricos como o desalinhamento; e uma principal aplicação das rotinas de avaliação de tenacidade é a investigação da integridade estrutural de soldas contendo tais defeitos. Logo, dentro desse contexto, pode-se afirmar que as soldas estão sujeitas à presença de defeitos, aumentando significativamente o risco de falhas em comparação aos componentes não-soldados. Uma importante diferença entre esses dois casos e que tem de ser considerada é a heterogeneidade microestrutural e, concomitantemente, as propriedades mecânicas existentes nas regiões da solda. Nestas regiões, as presenças de constituintes M-A, carbonetos, nitretos, plaquetas de bainita e de martensita são reconhecidos como nucleadores de microtrincas, e a existência delas (microtrincas) à frente de uma trinca macrocópica aumentará a tensão local, excedendo a tensão coesiva do material, levando-o à fratura. Os mecanismos de formação de microtrincas nos aços envolvem a fratura de partículas de segunda fase ou decoesão destas partículas (ou inclusões) com a matriz (ZHANG, 1997; MOLTUBAKK, 1998; MINAMI *et al.*, 1992; RUGGIERI, 2001). Desta forma, a heterogeneidade matriz-partículas/inclusões, o tamanho, a forma, a fração volumétrica, a orientação e a interação entre elas e o estado de tensão/deformação local são os principais fatores controlando o mecanismo de nucleação das microtrincas (ZHANG, 1997; MOLTUBAKK, 1998; MINAMI *et al.*, 1992; RUGGIERI, 2001).

Já em relação à ZAC de juntas soldadas de chapas de aço C-Mn, os microscópicos fatores característicos das ZFL's (Zona Frágil Localizada) são:

- fragilização associada ao aumento no tamanho de grão da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor (RGGZAC) e mudança da morfologia dos carbonetos na vizinhança da linha de fusão;
- formação de constituintes M-A (martensita-austenita).

Adicionalmente, as medições de tenacidade na ZAC apresentam dificuldades particulares devido às reduzidas dimensões daquela região. A ZAC é muito estreita e constituída por microestruturas com tamanho de grão e morfologia variados. Em aços estruturais, por exemplo, a ZAC possui normalmente dimensões inferiores a 3 mm de largura, podendo a região crítica de interesse apresentar dimensão inferior a um milímetro, circundada por uma variedade de microestruturas de diferentes propriedades mecânicas (ZHANG, 1997; MOLTUBAKK, 1998; MINAMI *et al.*, 1992; RUGGIERI, 2001). Além de seu tamanho reduzido, regiões frágeis no interior da ZAC podem ter grande influência na integridade de uma estrutura em relação à falha por mecanismo frágil. Na prática é impossível traçar com rigor a fronteira de cada uma das regiões contidas na ZAC, visto que, o que se observa é um gradiente contínuo de microestruturas entre a linha de fusão e o metal de base, como revelado anteriormente nas Figuras 12 e 13. Assim, devido à natureza heterogênea da ZAC há ocorrência de grande dispersão dos valores de tenacidade obtidos (ZHANG, 1997; MOLTUBAKK, 1998; MINAMI *et al.*, 1992; RUGGIERI, 2001).

Segundo Silva *et al.* (2009), estudos demonstram que valores de CTOD obtidos de microestruturas simuladas termicamente podem apresentar valores inferiores a 0,1 mm. Essa diminuição da tenacidade à fratura da ZAC está associada à formação de zonas frágeis, tais como o constituinte M-A e às alterações morfológicas da microestrutura, como citado anteriormente, causando o detrimento da tenacidade do material.

Os fatores que tornam difícil a avaliação da tenacidade da solda, como microestrutura heterogênea, formas irregulares e as tensões residuais, também tendem a aumentar o risco de fratura frágil em estruturas soldadas. Assim, não é recomendável simplesmente avaliar as regiões de uma estrutura em que as normas da ASTM são aplicáveis e ignorar as propriedades da região da solda (ANDERSON, 1995). Toda essa complexidade exige uma atenção especial na execução e interpretação dos ensaios de tenacidade à fratura em juntas soldadas. Devido à forma irregular gerada pelas superfícies curvas e, ao mesmo tempo, associadas à junta soldada e a microestrutura heterogênea que dificulta a localização do entalhe no corpo de prova, o

projeto e a confecção dos corpos de prova são mais difíceis de serem obtidos (SILVA, 1998). Deve-se também destacar a dificuldade da localização da linha de solda obtida pelo processo HF/ERW, reforçando ainda mais a complexidade de se fazer o entalhe mais a pré-trinca na região da junta soldada.

Se a curvatura do corpo-de-prova ou a distorção de uma soldagem é excessiva, o modelo pode ser conduzido à configuração semelhante à uma "asa de gaivota", sendo o mesmo ensaiado por flexão, conforme ilustrado pela Figura 28. A dobra deve ser feita de modo que os três pontos de carga (em uma amostra SE(B)) estejam alinhados.

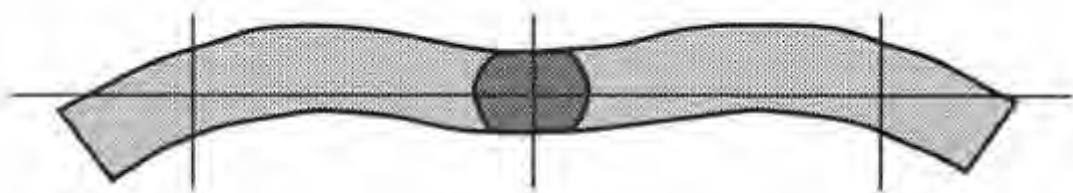


Figura 28 - Configuração asa-de-gaivota para espécimes soldados com excesso de curvatura¹⁴ *apud* (ANDERSON, 1995).

Uma exigência básica para os testes de tenacidade de juntas soldadas é que eles sejam representativos da estrutura de interesse. Esta exigência se baseia no fato de que a tenacidade à fratura do metal da solda e da ZAC pode ser fortemente dependente de fatores como:

- Processo e posição de soldagem;
- Composição química do metal base;
- Energia térmica específica ou aporte térmico;
- Tratamento térmico pós-soldagem.
- Tratamento mecânico pós-soldagem;
- Tempo entre a soldagem e a realização dos testes.

Normalmente, ensaios de tenacidade à fratura em juntas soldadas requerem que os entalhes e pré-trincas de fadiga (por exemplo, de corpos de prova SE(B)) sejam posicionados numa região específica, onde se pretende fazer a avaliação. Quando o objetivo for conduzir testes de tenacidade à fratura na ZTA, alguns procedimentos e normas tais como API RP 2Z (2005) e BS7448 - Parte II (1991) recomendam que a ponta da trinca intercepta grande

¹⁴ Dawes, M.G., Pisarski, H.G. and Squirrel, H. G., "Fracture Mechanics Tests on Welded Joints, ASTM STP995, 1989, pp. II-191 – II-213.

quantidade (da ordem de 75%) de microestruturas de grãos grosseiros, a fim de produzir resultados representativos (SILVA, 2009).

Apesar dos devidos cuidados com relação às exigências das principais normas que regem o ensaio de CTOD, uma ressalva deve ser feita à respeito dos valores de tenacidade à fratura de juntas soldadas. Os testes de tenacidade à fratura apresentam uma considerável dispersão de resultados e, desta forma, é muito importante saber por que tal dispersão ocorre e entender seu fundamental comportamento. Para Toyoda (1989) a heterogeneidade nas soldas pode desempenhar um papel importante na dispersão dos resultados obtidos de tenacidade à fratura. Entretanto, em princípio a dispersão dos resultados obtidos de tenacidade à fratura também pode ser observada em testes de aços laminados comuns, *i.e.*, em materiais macroscopicamente homogêneos. De qualquer forma, a dispersão dos valores de tenacidade à fratura contribui para dificultar a questão da avaliação racional do desempenho da estrutura de interesse.

Dispersão significa existência de valores muito baixos de tenacidade à fratura, implicando a dificuldade de avaliá-los e de adotá-los, especificamente quanto ao desempenho à fratura de uma junta soldada (TOYODA, 1989). Segundo Toyoda (1989) os seguintes dois fatores podem ser considerados como as causas de dispersão nos valores de tenacidade à fratura:

1. Defeitos existentes, tais como inclusão e microtrincas;
2. A característica estatística das propriedades mecânicas do material, as quais são afetadas pelo tamanho e morfologia de grãos; pelas partículas de segunda fase; pelo tamanho, pela forma e quantidade de inclusões, etc.

Devido aos inúmeros parâmetros atuantes no processo de soldagem e às questões termodinâmicas envolvidas nas transformações de fase, formação de partículas de segunda fase, alterações na morfologia dos grãos, etc; torna-se difícil realizar um monitoramento estatístico dos valores de tenacidade à fratura, ou seja, de se estabelecer valores padrões à fim de averiguar se o parâmetro CTOD obtido pode ou não ser aceito como uma estimativa da tenacidade do material. Além das questões citadas inicialmente, o processo em si, pode em determinadas circunstâncias estar sob ação de alguma causa especial, como frequência da corrente elétrica abaixo da especificada, aporte térmico insuficiente para a fusão do material, tempo de tratamento térmico da solda inadequado, etc.

2.8 Importância do ensaio CTOD

Medidas de CTOD são importantes para prever a tenacidade à fratura de materiais de alta ductilidade e baixa resistência ao escoamento (DIETER, 1981). Além de ser aplicada para avaliar a significância de defeitos, a abordagem do CTOD é também usada na seleção de materiais, na qualificação de procedimentos de soldagem, etc. A deformação plástica na ponta da trinca pode ser compreendida como uma dissipação do trabalho das forças externas atuantes sobre o componente estrutural, pode-se assim presumir que um material dúctil é aquele que tem maior capacidade de dissipar a energia em deformação plástica (SILVA, 2009).

Aplicando esse tipo de metodologia é possível monitorar o crescimento da trinca através de inspeções periódicas por ensaios não-destrutivos, a fim de evitar catástrofes, até que ela atinja valores considerados críticos e a estrutura seja então condenada (SILVA, 2004). Essa metodologia permite um controle mais rigoroso no que se refere a integridade estrutural do material, uma vez que, o parâmetro CTOD pode ser empregado como um estimador quantitativo e qualitativo na avaliação de materiais empregados em estruturas de grande responsabilidade estrutural, como o aço API 5L X70 , empregado em tubos para o transporte e condução de petróleo e gás, objeto desse estudo.

3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Esse capítulo descreve as atividades desenvolvidas em laboratório para a caracterização microestrutural e mecânica do aço API 5L X70. A metodologia de cada ensaio, assim como, os principais equipamentos utilizados estão descritos detalhadamente para melhor compreensão do estudo. Deve-se destacar o emprego do MEV, recentemente adquirido pelo Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP *campus* de Guaratinguetá – DMT/FEG/UNESP, para a caracterização microestrutural do metal base e análise fractográfica da superfície de fratura de duas amostras CTOD retiradas diretamente da parede do tubo API 5L X70. A grande parte dos ensaios de caracterização mecânica foram conduzidos perante as diretrizes das principais normas internacionais de petróleo e gás, como a API 5L e DNV OS-F101.

3.1 Material analisado

O material utilizado nesse estudo foi o aço microligado API de grau X70 e especificação PSL 2. Esse aço é classificado como baixa liga e destaca-se por apresentar alta resistência, excelente tenacidade e soldabilidade; atributos esses que lhe garante aplicação em sistemas *linepipe*. A sua fabricação é dada por meio de laminação termomecânica controlada, sem resfriamento acelerado, e fornecido conformado em tubo na espessura nominal de 11 mm, pela empresa APOLO TUBULARS S.A.. De acordo com a norma API 5L, a composição química do aço utilizado deve estar conforme a especificada na Tabela 4:

Tabela 4- Composição química (% massa) do aço API 5L X70 nacional.

Elemento de Liga	C	Mn	Si	P	S	Ti	V	Nb	Nb+V+Ti
(%massa)	0,10	1,36	0,25	0,01	0,004	0,004	0,004	0,05	0,06

Em relação ao aço API X70 foram realizadas três corridas pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), desenvolvidas em conjunto com a Apolo Tubulars. Utilizou-se chapas processadas termomecanicamente e laminadas a quente na dimensão de 11 mm x 1040,0 mm x 14000 mm, com excelente acabamento superficial. Posteriormente as chapas foram dobradas (perfiladas) na forma cilíndrica por meio de uma matriz denominada “formadora” e,

em seguida, soldadas pelo processo HF/ERW (*High Frequency/Electrical Resistance Welding*) a partir de uma das extremidades até a outra percorrendo todo o seu comprimento até adquirir a forma final de um tubo soldado. As amostras para caracterização mecânica e microestrutural foram retiradas de tubos com $\varnothing 9\ 5/8'' \times 7/16''$ de espessura de parede, conforme Figura 29.



Figura 29 - Modelo dos tubos selecionados para a retirada dos espécimes para a caracterização microestrutural e mecânica.

3.2 Métodos de caracterização macroestrutural, microestrutural e fractográfica

A análise macrográfica foi realizada na junta soldada (JS) compreendida por uma pequena porção do metal base, zona termicamente afetada e linha de solda. Essa análise foi realizada com o intuito de verificar a possível presença da linha de segregação resultante do processo de laminação. Já a caracterização microestrutural do aço API 5L X70 deu-se a partir da análise do metal base (MB) e da junta soldada (JS), na qual extraíram-se três amostras, sendo duas referentes ao MB (uma na direção longitudinal e a outra na transversal em relação à direção de laminação da chapa) e a terceira referente a JS. A análise das principais fases microestruturais e microconstituintes característicos dessa classe de aço, deu-se através da análise das três amostras citadas anteriormente por microscopia óptica (MO). Para uma análise microestrutural do MB mais detalhada, a partir de imagens em baixíssima resolução,

empregou-se o microscópio eletrônico de varredura (MEV). Quanto às superfícies de fratura dos espécimes ensaiados pelo mecanismo de CTOD, foi realizada uma investigação microfractográfica por MEV para avaliar os principais micromecanismos de fratura atuantes durante a propagação da trinca. Nesse caso, analisaram-se apenas duas superfícies, sendo uma proveniente da linha de solda e a outra do metal base, ambas amostras de CTOD ensaiadas a uma temperatura de -100°C .

3.2.1 Análise microestrutural por microscopia óptica

- Sem ataque químico.

A análise por microscopia óptica, sem ataque químico, foi realizada com o objetivo de se observar a presença de microconstituintes, como as inclusões não metálicas no material em estudo e classificá-los conforme as diretrizes da norma ASTM E45-51.

- Com ataque químico.

A análise das amostras por microscopia óptica, com ataque químico, teve por finalidade caracterizar a microestrutura do metal de base e da junta soldada. A terminologia empregada na identificação dos constituintes da microestrutura dessas amostras é a constante do *International Institute of Welding* (IIW).

O procedimento adotado para a preparação das amostras deu-se, inicialmente, a partir do processo de desbaste superficial, no qual, foram empregadas lixas de granulometria decrescente de 100 a 2000 *mesh*. A etapa final de acabamento foi realizada através do polimento, a partir de uma politriz com um pano auto-adesivo para polimento metalográfico Arotec e uma solução de pasta de diamante de $1\mu\text{m}$. O ataque químico para a revelação da microestrutura deu-se a partir de Nital 3%. A análise macrográfica foi realizada somente na JS. A sua preparação deu-se a partir do desbaste superficial com lixas de 100, 220 e 320 grana com posterior ataque químico a base de Nital 8%. Para ambos os ataques citados anteriormente, o tempo de duração foi de aproximadamente 5 segundos.

As imagens foram capturadas por meio de um microscópio óptico de marca NIKON, modelo EPIHOT 200 e uma câmera do tipo SPOT Insight QE, utilizando os programas SPOT e Image-Pro Plus.

3.2.2 Análise microestrutural por microscopia eletrônica de varredura

O estudo microestrutural do metal base foi realizado a partir de um MEV recém-adquirido pela UNESP, *campus* de Guaratinguetá, e pertencente ao laboratório de análise de imagens LAIMat do DMT/FEG/UNESP. O MEV utilizado é da marca ZEISS, modelo EVO/LS15 equipado com detector de elétrons secundários E/T (*Everhart/Thornley*) e detector de elétrons retroespalhados de semicondutores de 4 pólos, conforme visto na Figura 30.



Figura 30 - Microscópio eletrônico de varredura pertencente ao DMT/FEG/UNESP utilizado na análise microestrutural e microfractográfica.

3.2.3 Análise fractográfica por microscopia eletrônica de varredura

O objetivo desse estudo consistiu em varrer duas superfícies de fratura referentes ao metal base e linha de solda, ambas provenientes de amostras fraturadas por CTOD. A investigação foi realizada a partir do entalhe obtido pelo processo de eletroerosão, passando pelo ponto final da pré-trinca de fadiga até a porção final da fratura ocorrida durante o ensaio de CTOD visando, dessa maneira, uma análise morfológica da superfície de fratura e a identificação dos principais micromecanismos de fratura atuantes durante a propagação da trinca no material.

3.3 Ensaio de microdureza Vickers (HV)

Os ensaios de microdureza foram conduzidos empregando-se duas amostras de diferentes geometrias. As duas amostras foram extraídas da seção transversal da junta soldada de um mesmo tubo. A primeira amostra foi retirada diretamente de uma seção circular do tubo, conforme Figura 31(a) enquanto que, a segunda foi retirada da seção circular do tubo, porém com posterior planificação, Figura 31(b). Embora essa segunda geometria não conste na norma API 5L para a avaliação da microdureza na região da junta soldada, a escolha da mesma foi proposital a fim de verificar se houve ou não o fenômeno de encruamento na região da junta soldada dos corpos-de-prova SE(B) empregados no ensaio de CTOD. Nesse caso a avaliação quantitativa do encruamento deu-se por meio do emprego de uma ferramenta estatística denominada Teste de Hipótese sobre Parâmetros. A interpretação dos resultados foi complementada a partir da realização de uma avaliação qualitativa da microdureza da junta soldada.

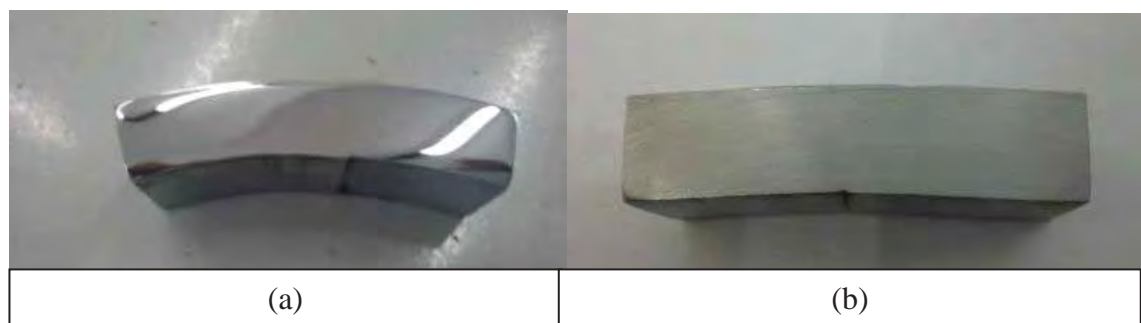


Figura 31 - Amostras empregadas no ensaio de microdureza: (a) amostra proveniente da seção circular do tubo; (b) amostra proveniente da seção circular do tubo com posterior planificação.

Os parâmetros adotados para a realização dos ensaios foram: aplicação de uma carga de 1000 g com 5 segundos de duração.

3.4 Ensaio de tração

Para a realização do ensaio de tração, empregaram-se corpos-de-prova extraídos diretamente do tubo somente na direção paralela à direção de laminação (longitudinal - LT) em razão de seu diâmetro. Os espécimes foram extraídos no formato geométrico de “meia cana” representando toda a espessura da parede do tubo, conforme recomendação da norma API 5L 44ª Edição, 2008. Deve-se ressaltar que, por exigência da norma API, todos os corpos-de-prova foram retirados à 90° da linha de solda. A Figura 32 ilustra as dimensões dos corpos-de-prova retirados do tubo.

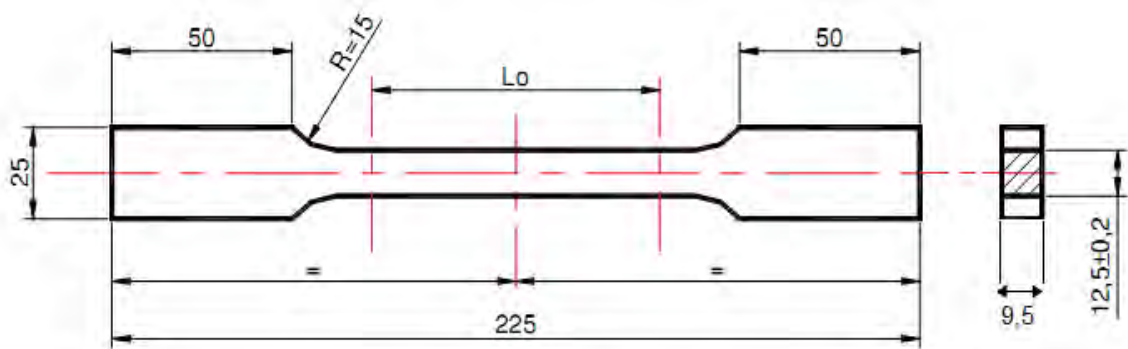


Figura 32 - Representação geométrica e dimensional do corpo-de prova de tração plano.

O procedimento empregado para a confecção do corpo-de-prova de tração deu-se inicialmente com a retirada de uma porção do tubo no formato de meia cana. Logo em seguida, a porção retirada diretamente da parede do tubo foi usinada dando origem ao corpo-de-prova a ser ensaiado. Antes mesmo da execução do ensaio, realizou-se um procedimento de prensagem das extremidades do espécime, para tornar plana as superfícies das pontas da amostra. Essa prensagem é que garantiu uma eficiente fixação das garras da máquina nas extremidades do corpo-de-prova. Em seguida, os ensaios foram executados em conformidade com a norma ASTM E8M na temperatura ambiente por meio de uma máquina servo-hidráulica pertencente ao laboratório da Apolo Tubulars S/A. A máquina usada é da marca KRATOS, modelo KRATOS 1980 mostrada na Figura 33, com capacidade de até 1000 toneladas.

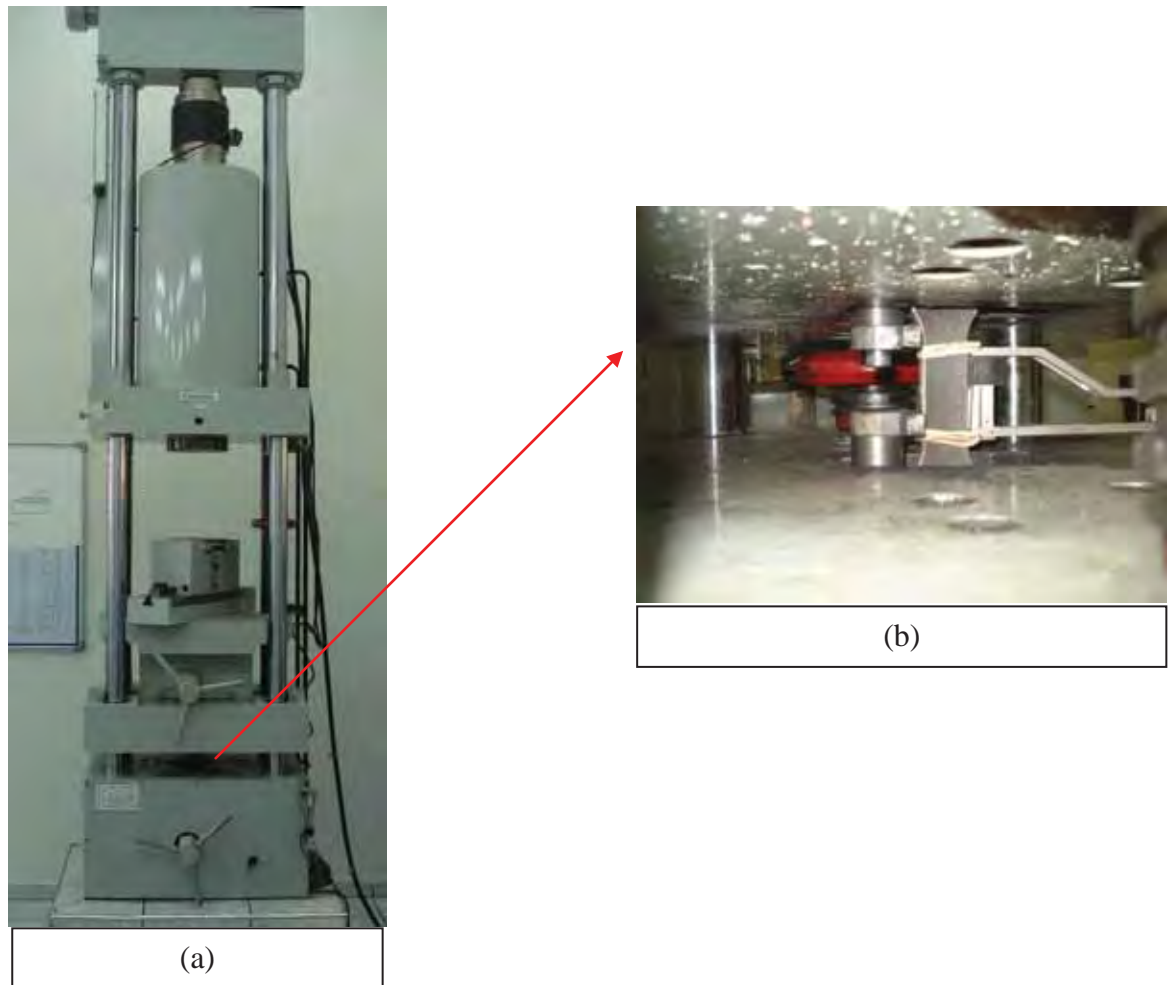


Figura 33 - Máquina universal de ensaio: (a) máquina usada nos ensaios de tração; (b) detalhe do corpo-de-prova acoplado às garras da máquina já com o extensômetro preso ao mesmo.

3.5 Ensaio de impacto Charpy

Os ensaios de impacto Charpy V foram conduzidos de acordo com as diretrizes da norma ASTM E 370. Para atender os requisitos da norma API e DNV, deu-se uma maior ênfase à temperatura de 0°C. Para o tubo de aço API X70 foram confeccionados três grupos de corpos-de-prova, no qual, cada grupo teve o entalhe posicionado em uma região específica do corpo-de-prova: na linha da solda ERW (LS), na zona termicamente afetada (ZTA) e, por fim, no (MB); todas as amostras foram retiradas transversalmente em relação ao eixo do tubo (fluxo). Para uma análise qualitativa, foram realizados ensaios de impacto Charpy em corpos-de-prova de aço API X80 retirados diretamente de uma placa de 19 mm de espessura e nos sentidos longitudinal (paralelo ao sentido de laminação) e transversal ao sentido de laminação.

As dimensões dos corpos-de-prova adotadas foram: seção reta quadrada (de 10 x 10 mm) para o aço API X80 (SOUZA, 2011) e 7,5 mm x 10 mm (seção reduzida) para o aço API

X70 (CORDEIRO *et al.* 2009); entalhe em V com 45° de abertura e 2 mm de profundidade, cujo raio da raiz é de 0,25 mm. A Figura 34 representa a geometria e as dimensões dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V, segundo a norma ASTM E 370.

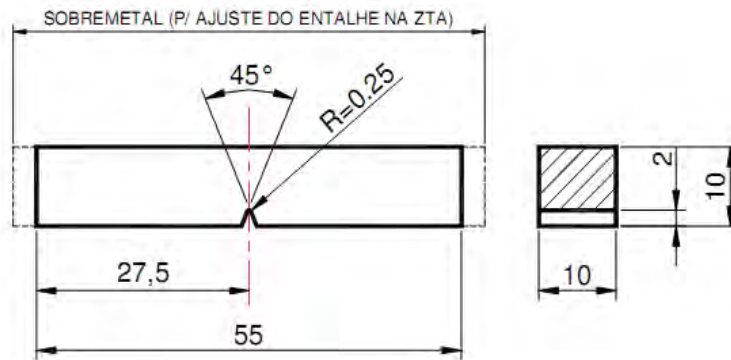


Figura 34 - Configuração geométrica e dimensional dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V.

3.6 Ensaio de CTOD

Os corpos-de-prova do tipo SE(B) foram tirados diretamente do tubo com posterior planificação. A espessura de cada amostra representou a espessura real do tubo. A Figura 35 apresenta o *layout* da retirada dos corpos-de-prova tanto de impacto Charpy quanto os empregados nos ensaios de CTOD.

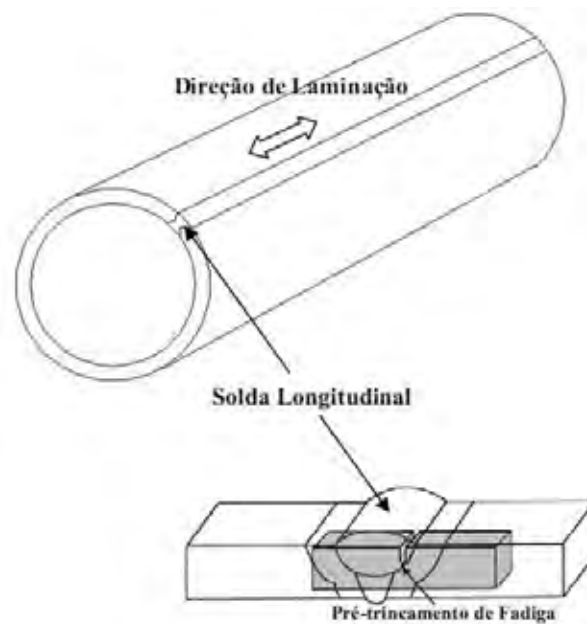


Figura 35 - *Layout* representativo da retirada dos espécimes para o ensaio de CTOD (VALIM, 2005).

A Figura 36 demonstra o procedimento realizado na empresa colaboradora do projeto para a localização, retirada e confecção dos corpos-de-prova de tenacidade de flexão por três pontos – SE(B) para ensaios CTOD. O procedimento consistiu basicamente no corte de amostras de tudo no formato de arco circunferencial seguido pelo processo de planificação das amostras a partir de uma prensa mecânica.

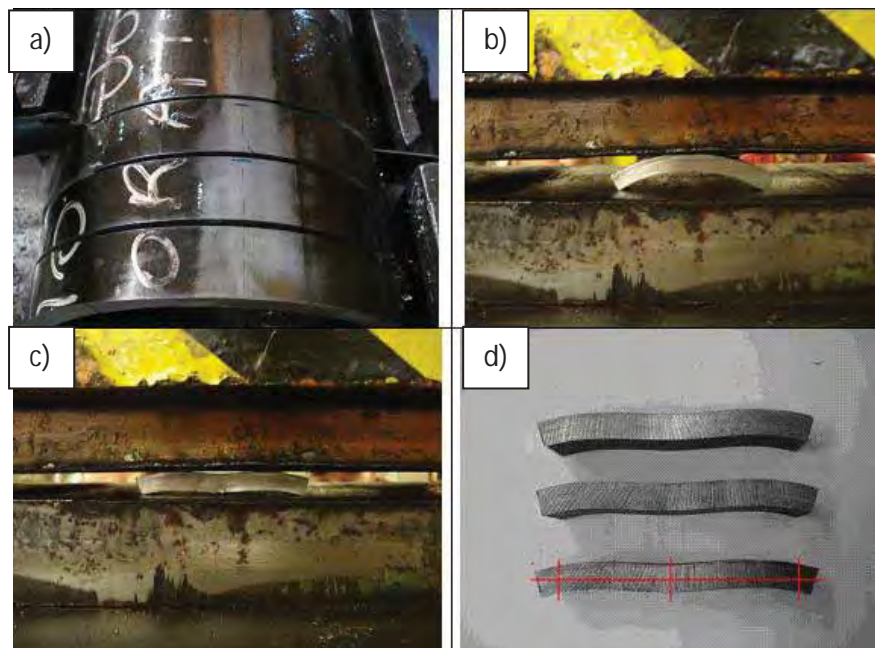


Figura 36 - Processo de corte transversal do tubo para a retirada de espécimes na largura desejada; (b) espécime disposto na prensa; (c) processo de planificação; (d) geometria final do corpo-de-prova.

É importante mencionar que no processo de planificação do tubo, cuidados foram tomados no sentido de não induzir grandes deformações na região central do corpo-de-prova, onde foram confeccionados os entalhes e a pré-trinca de fadiga.

A Figura 37 representa detalhadamente a geometria e as dimensões estimadas dos espécimes, em especial, a geometria e dimensões do entalhe conforme as exigências das primeiras normas que regem esse tipo de ensaio:

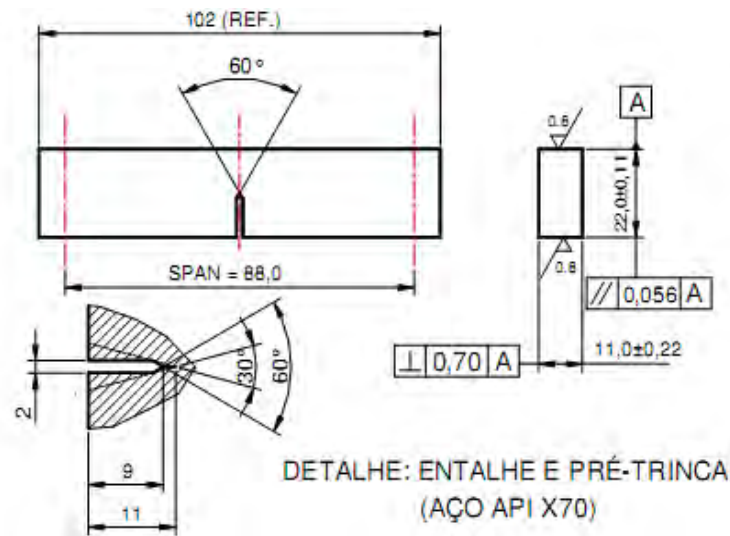


Figura 37 - Geometria do corpo-de-prova CTOD do tipo SE(B) e detalhe da pré-trinca obtida por ensaio de fadiga.

3.7 Confeção dos entalhes e das pré-trincas de fadiga

Para a precisa localização dos entalhes, os corpos-de-prova SE(B) foram submetidos a acabamento superficial nas faces com papel de granulometria decrescente (#100 até #300 *mesh*) e atacados com Nital a 10% para revelação da linha da solda HF/ERW. Na sequência, os entalhes foram confeccionados por eletro-erosão. Os entalhes foram feitos com orientação do plano da trinca C-L, ou seja, a direção de aplicação da tensão correspondeu à direção circunferencial, enquanto que, a direção de propagação da trinca deu-se na direção longitudinal do tubo.

Todas as amostras foram pré-trincadas pelo ensaio mecânico de fadiga. Experiências têm mostrado que é impraticável reproduzir por usinagem um entalhe estreito e afiado o suficiente a fim de simular uma trinca natural para fornecer um satisfatório resultado de teste de resistência à fratura. O artifício mais eficaz para esta finalidade é um entalhe estreito a partir do qual estende-se uma trinca de fadiga relativamente curta, denominada de pré-trinca. A pré-trinca por fadiga é produzida por variações cíclicas de carga aplicadas sobre o espécime entalhado. A série de ciclos normalmente está entre 10^4 a 10^6 ciclos dependendo do tamanho da amostra, da preparação do entalhe e do nível de intensidade da tensão.

Após a confecção dos entalhes, os espécimes utilizados na realização do ensaio foram pré-trincados em fadiga de acordo com as normas ASTM E1820 e BS7448, sendo que, a variação do comprimento inicial da trinca, a_0 , deve ficar entre $0,45.W \leq a_0 \leq 0,70.W$, segundo a

norma ASTM E 1820 ou $0,45.W \leq a_0 \leq 0,55.W$, de acordo com a norma BS7448, onde W é a largura do espécime. Para garantir o comprimento inicial da trinca no regime elástico foram realizadas 2 pré-trincas sendo adotada uma carga máxima para o pré-trincamento de acordo com a Equação 12:

$$P_f = \frac{0,5.B.b_0^2.\sigma_Y}{S} \quad (12)$$

Onde:

- Pf : Carga máxima de pré-trinca por fadiga;
 B : Espessura do espécime;
 b₀ : Ligamento não trincado;
 W : Largura do espécime;
 σ_Y : Média entre os valores do LE e LR obtidos em ensaio de tração;
 S : Distância entre os roletes, assumido como 4 vezes o valor de W.

Em relação à primeira pré-trinca por fadiga, para que a mesma seja válida, o fator máximo de intensificação de tensão deve ser limitado pela seguinte equação:

$$K_{MAX.} = \left(\frac{\sigma_{LE}^f}{\sigma_{LE}^T} \right) \cdot (0,063 \cdot \sigma_{LE}^f \text{ MPa}\sqrt{m}) \quad (13)$$

ou

$$K_{MAX.} = \left(\frac{\sigma_{LE}^f}{\sigma_{LE}^T} \right) \cdot (0,4 \cdot \sigma_{LE}^f \text{ ksi}\sqrt{in.}) \quad (14)$$

Onde:

σ_{LE}^f e σ_{LE}^T = a tensão de escoamento do material na pré-trinca por fadiga e na temperatura do teste, respectivamente.

Os ensaios de flexão por três pontos foram realizados numa máquina universal (servo-hidráulica) de modelo INSTRON 8801, de 100 kN de capacidade. As pré-trincas foram geradas no mesmo equipamento com razão de carga R=0,1; frequência de 15 Hz e na temperatura ambiente (aproximadamente 20°C), conforme recomendações da norma ASTM E 1820. As Figuras 38 e 39 apresentam, respectivamente, a máquina universal empregada para a

realização dos ensaios CTOD e um corpo-de-prova SE(B) submetido à carregamento cíclico para confecção da pré-trinca e o dispositivo desenvolvido para o ensaio.



Figura 38 - Máquina universal (servo-hidráulica) de modelo INSTRON 8801 com câmara térmica integrada.

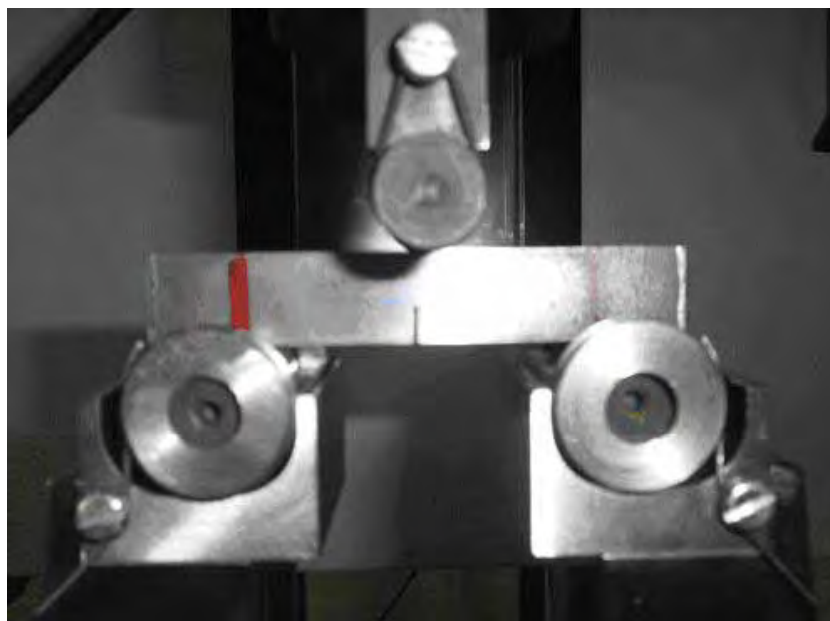


Figura 39 - Corpo-de-prova SE(B) e dispositivo para ensaio de flexão por três pontos.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo dispõe e avalia os resultados obtidos a partir da execução dos ensaios anteriormente descritos. Nas discussões acerca dos resultados buscou-se correlacionar o processamento do material e a sua microestrutura resultante com as principais propriedades mecânicas avaliadas nesse estudo. Vale destacar que alguns ensaios aqui descritos foram realizados e já publicados anteriormente por Cordeiro et al. (2009), pois o presente trabalho contou com a pareceria da empresa Apolo Tubulars S.A. que atuou como empresa colaboradora. Essa parceria ajudou a explorar de maneira mais eficiente as propriedades mecânicas do aço API 5L X70, bem como destacando a sua grande importância tecnológica na aplicação em sistemas *pipeline*.

4.1 Determinação da composição química

Os ensaios de composição química foram realizados pela empresa Apolo Tubulars S.A. A Tabela 5 apresenta a composição química em percentual em massa dos principais elementos de liga presentes no aço API 5L X70 (CORDEIRO et al., 2009). A empresa ao determinar a composição química do aço API 5L X70 buscou comparar o teor percentual em massa de cada elemento químico com o teor exigido pelas principais normas internacionais de petróleo e gás. A partir dos dados referentes à composição química do aço API X70 nacional mostrados na Tabela 5, constata-se que todos os resultados não somente atenderam à norma API 5L 44ª edição para *Offshore* (X70MO), como também à DNV-OS-F101 2010. Com especial ênfase ao valor do Parâmetro de Trincamento Modificado (Pcm), em que o valor determinado de 0,19, encontra-se dentro dos padrões estabelecidos pelas normas citadas anteriormente, oferecendo dessa maneira uma boa soldabilidade e pequena propensão a trincas durante o processo de soldagem. Lembrando que o parâmetro Pcm é empregado para situações em que a fração de massa de carbono é inferior a 0,12%, e nesse caso o valor determinado foi de 0,10%.

Tabela 5- Composição química (% massa) do aço API 5L X70 (CORDEIRO et al., 2009).

Elemento Químico	API 5L PSL2 X70M 44^a Edição	API 5L PSL2 X70MO 44^a Edição	API 5L PSL2 X70MS 44^a Edição	DNV-OS SMYS 485 2007	DNV – SS SMYS 485 2007	Composição Química Tubos Apolo (Max.)
C	0,12	0,12	0,10	0,17	0,10	0,10
Mn	1,70	1,75	1,60	1,75	1,60	1,36
Si	0,45	0,45	0,45	0,45	-	0,25
P	0,025	0,02	0,02	0,02	-	0,01
S	0,015	0,01	0,002	0,01	0,002a)	0,004*
Ti	-	0,06	0,06	0,06	-	0,004
V	-	0,10	0,10	0,10	-	0,004
Nb	-	0,08	0,08	0,05	-	0,05
Nb+V+Ti	0,15	0,15	0,15	0,15	-	0,06
Ca/S	-	-	1,5	-	1,5	0,45
Pcm	0,25	0,22	0,22	0,22	-	0,19

a) O limite máximo para concentração de enxofre pode ser aumentado, se acordado, até 0,006% para tubos soldados. Para esses níveis altos de enxofre em tubos soldados, razões mais baixas de Ca/S podem ser acordadas.

4.2 Análise metalográfica e fractográfica

A análise metalográfica foi realizada com auxílio dos microscópios óptico (MO) e eletrônico de varredura (MEV). A análise metalográfica deu-se a partir da caracterização das fases e/ou microconstituintes presentes no metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e na linha de solda (LS). A análise foi baseada a partir das normas ASTM E112 e ASTM E45-51 para a determinação, respectivamente, de tamanho de grão e presença de inclusões. Já as análises micro-fractográficas foram realizadas a partir de um MEV. Nessa análise procurou-se correlacionar os principais micromecanismos de fratura atuantes durante a propagação da trinca com o comportamento mecânico registrado pelo ensaio de CTOD.

4.2.1 Análise macrográfica

A macrografia ilustrada na Figura 40 foi realizada na junta soldada de uma amostra extraída do tubo. É possível perceber a região compreendida pela linha de solda e a zona termicamente afetada, mais conhecida como V térmico, devido ao seu formato assemelhar-se a letra V. Percebe-se nitidamente os limites da linha A3 no V térmico gerado pelo tratamento

térmico de normalização. A visualização da linha A3 garante que o tratamento térmico foi realizado acima de 900° conforme constatado no diagrama Fe-C para a percentagem em questão. O ataque químico revelou também a presença de uma linha de segregação no meio da espessura do tubo, embora não seja possível visualizá-la na imagem da Figura 40. Essa linha de segregação é oriunda do próprio processo de laminação, uma vez que, devido ao resfriamento no interior da chapa ser mais lento, há uma maior tendência de segregação dos elementos de liga nessa região. A linha de segregação é um importante fator a ser levado em consideração no estudo da integridade estrutural de juntas soldadas, pois são essas segregações uma das responsáveis pela formação das zonas frágeis localizadas.



Figura 40 - Macrografia da junta soldada de um tubo de aço X70 atacado com Nital 8%.

4.2.2 Análise metalográfica por MO

Como pode ser observado na Figura 41, as superfícies polidas e sem ataque químico do metal base longitudinal (L) e transversal (T) em relação à direção de laminação da chapa de aço, revelaram uma baixa quantidade de pequenas inclusões do tipo óxido globular (espessura $< 3\mu\text{m}$), sendo caracterizadas como série fina e nível 1 conforme classificação ASTM E45-51.

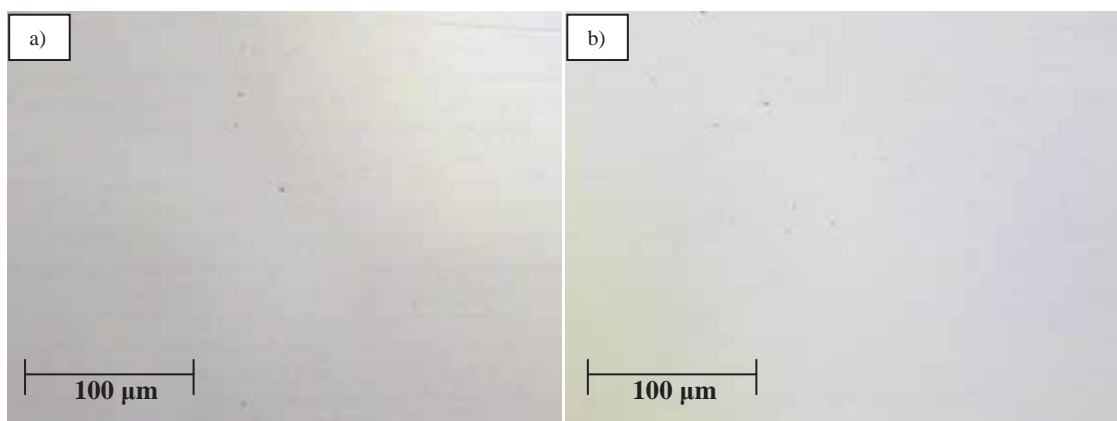


Figura 41 - Análise de inclusões no aço API 5L X70: (a) sentido longitudinal (L) em relação ao sentido de laminação ; (b) sentido transversal (T) ao sentido de laminação. Ampliação 100X.

Em relação à microestrutura da LS mostrada na Figura 42 (d), pode-se notar a presença de grãos equiaxiais e refinados compostos de ferrita (regiões claras) e perlita (regiões escuras), morfologia microestrutural essa resultante do tratamento térmico de normalização da solda HF/ERW. Na região da ZTA é possível notar a presença de grãos dispostos em linhas de fluxo. Essas linhas são oriundas do processo mecânico dos rolos compressores durante e a soldagem. Para o MB (L) e (T) verifica-se uma maior diversidade morfológica dos grãos, sendo possível presenciar grãos de ferrita poligonal e acicular. Basicamente todo o material é constituído por ferrita (regiões claras) e perlita (regiões escuras), sendo essa última em menor fração devido ao baixo teor de carbono do material analisado. De acordo com a classificação da norma ASTM E112, nota-se que o metal base possui um tamanho de grão ASTM=9,5.

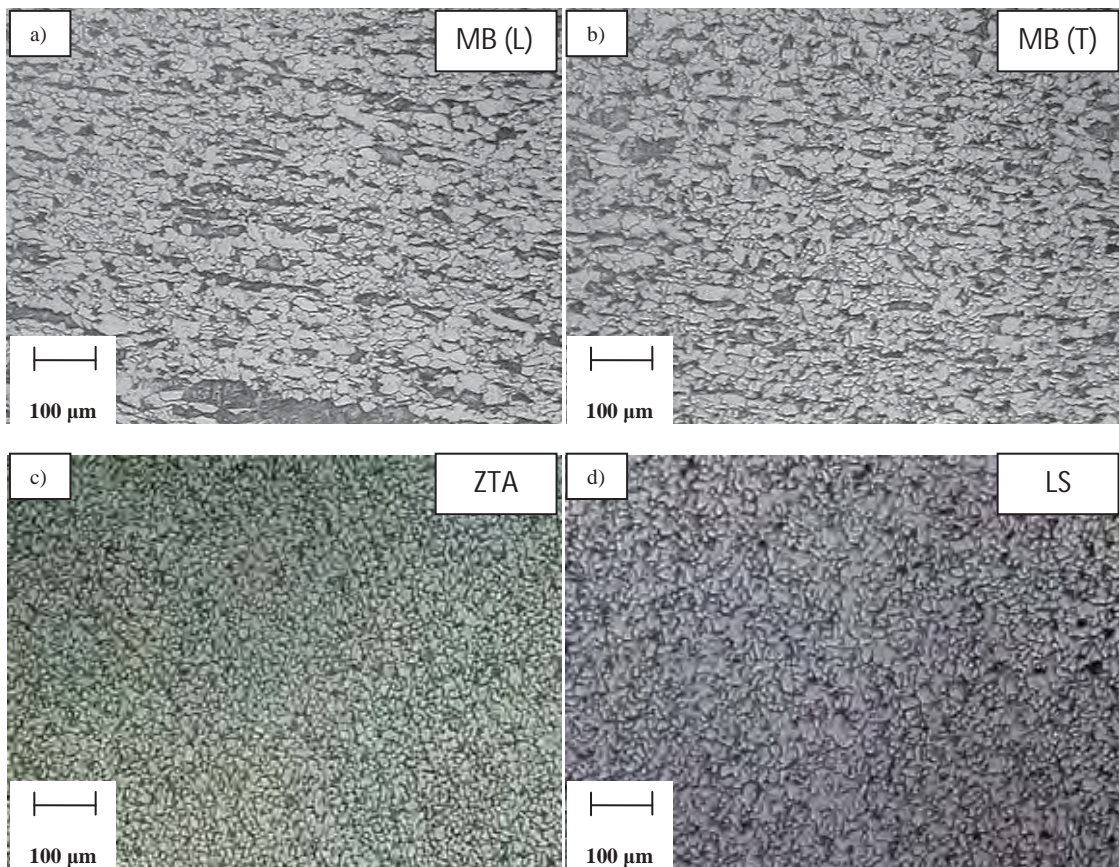
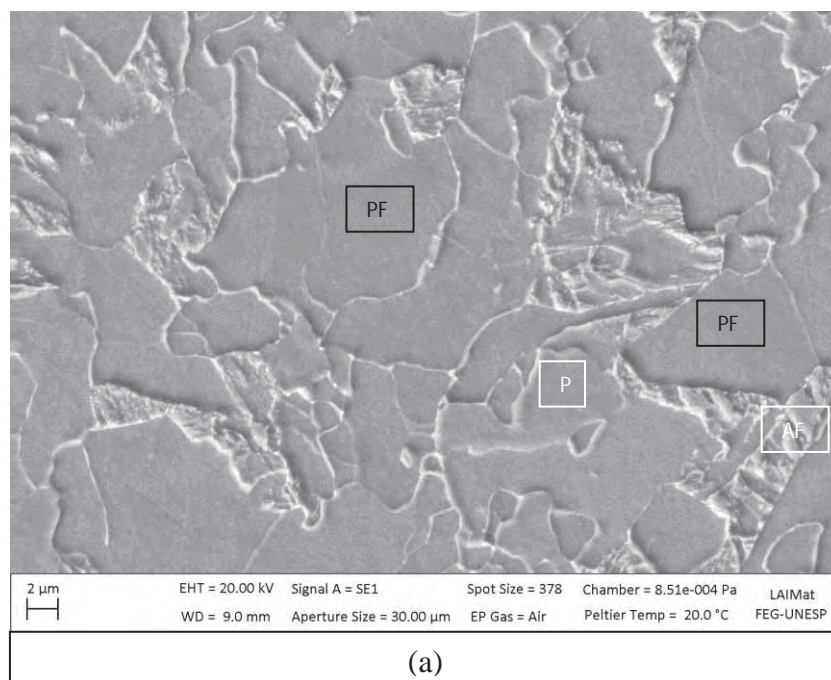


Figura 42 - Análise microestrutural por MO no aço API 5L X70: (a) microestrutura do metal base (L); (b) microestrutura do metal base (T); (c) linhas de fluxo na zona termicamente afetada; (d) grãos equiaxiais na linha de solda. Ampliação 100X.

4.2.3 Análise metalográfica por MEV

O metal base retirado longitudinalmente em relação à direção de laminação da chapa, revelou uma maior presença de ferrita em relação a perlita. Tal fato deve-se ao baixo teor de carbono, que nesse caso foi de 0,10% em massa de carbono, conforme relatado por Cordeiro et al. (2009). O procedimento mais adequado seria a realização de uma microanálise para detectar o teor percentual de carbono em cada morfologia microestrutural identificada e, dessa maneira avaliar as possíveis microestruturas presentes no material. A análise abordada nesse tópico deu-se a partir da comparação com uma outra imagem obtida por MO e com uma ampliação de 200X conforme mostrada na Figura 43 (b). Nessa imagem foi possível identificar algumas das principais microestruturas presentes no material em estudo, como a ferrita poligonal (PF), ferrita acicular (AF) e perlita (P).



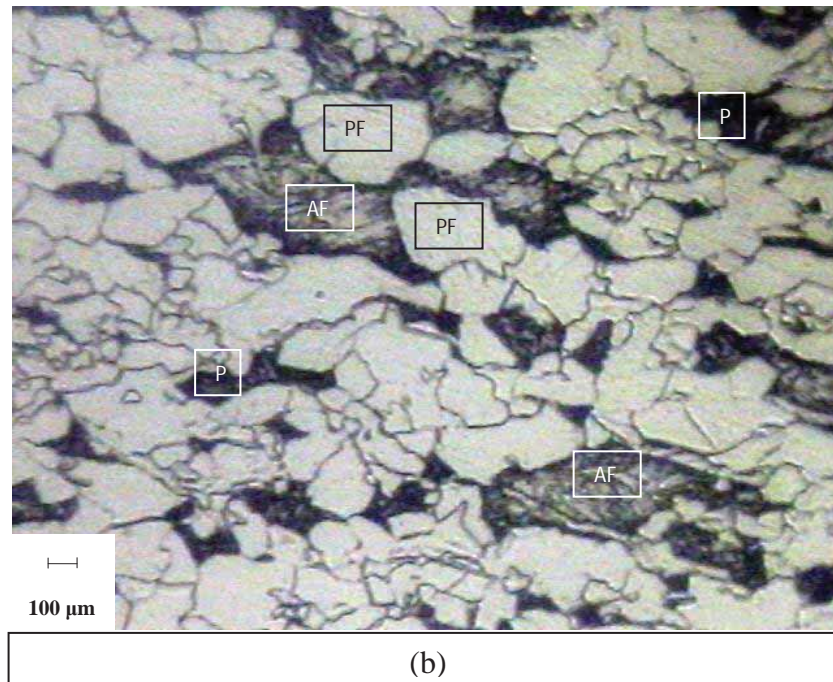


Figura 43 - Análise comparativa: (a) microestrutura do metal base longitudinal analisada por MEV a 5000X de ampliação; (b) microestrutura do metal base longitudinal analisada por MO a 200X de ampliação.

4.2.4 Análise fractográfica por MEV

A seguir são apresentadas as microfractografias de duas superfícies de fratura pertencentes às amostras de aço API 5L X70, sendo uma relativa ao metal base, Figura 44 (a) e a outra à linha de solda obtida pelo processo HF/ERW, Figura 44 (b), ambas superfícies resultantes de amostras ensaiadas pelo mecanismo de CTOD a uma temperatura de -100°C . Para cada microfractografia registrada pelo MEV, foi feita uma discussão detalhada visando correlacionar as principais características morfológicas de cada superfície de fratura ao comportamento mecânico registrado pelo mecanismo CTOD, mais especificamente à tenacidade do material em estudo.

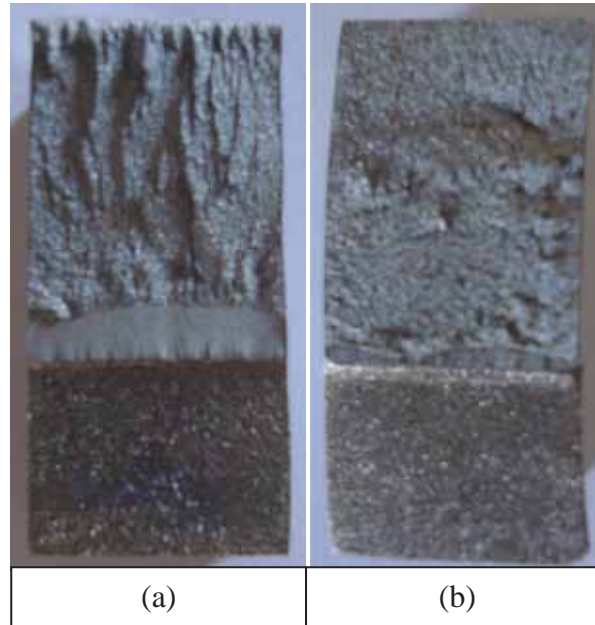


Figura 44 - Amostras CTOD ensaiadas a -100°C : (a) superfície de fratura do MB; (b) superfície de fratura da LS.

Para facilitar a análise comparativa entre as duas regiões de estudo (MB e LS) procurou-se fazer uma varredura eletrônica de maneira análoga para as duas superfícies. A análise, conforme relatada na Figura 45, iniciou-se a partir da região compreendida entre o entalhe obtido pelo processo de eletro-erosão, a pré-trinca de fadiga e o início da propagação da trinca durante o ensaio CTOD. Como pode ser observado na Figura 45 (a), a extensão da pré-trinca de fadiga do metal base encontra-se dentro do padrão especificado pela norma BS7448-Parte 1 que exige um comprimento de pelo menos 1,3 mm ou 2,5% da largura W do corpo-de-prova (devendo-se adotar o maior valor). Nesse caso a largura medida foi de 21,8 [mm], sendo assim, a medida mínima da pré-trinca deve ser de pelo menos 1,3 [mm], uma vez que, 1,3 [mm] é maior que 2,5% da largura mencionada inicialmente. Já para o corpo-de-prova da linha de solda, percebe-se uma pré-trinca de fadiga de extensão inferior ao especificado. Como o projeto trata-se de uma pesquisa acadêmica de graduação, tal não conformidade foi desprezada e, dessa maneira, determinou-se o valor de CTOD da amostra em questão para posterior análise.

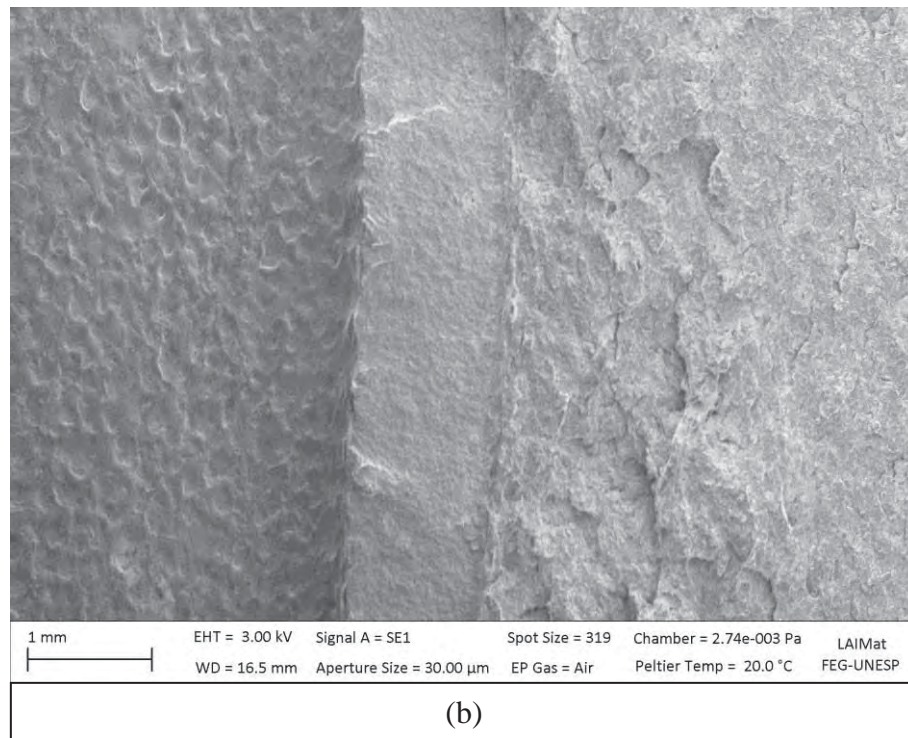
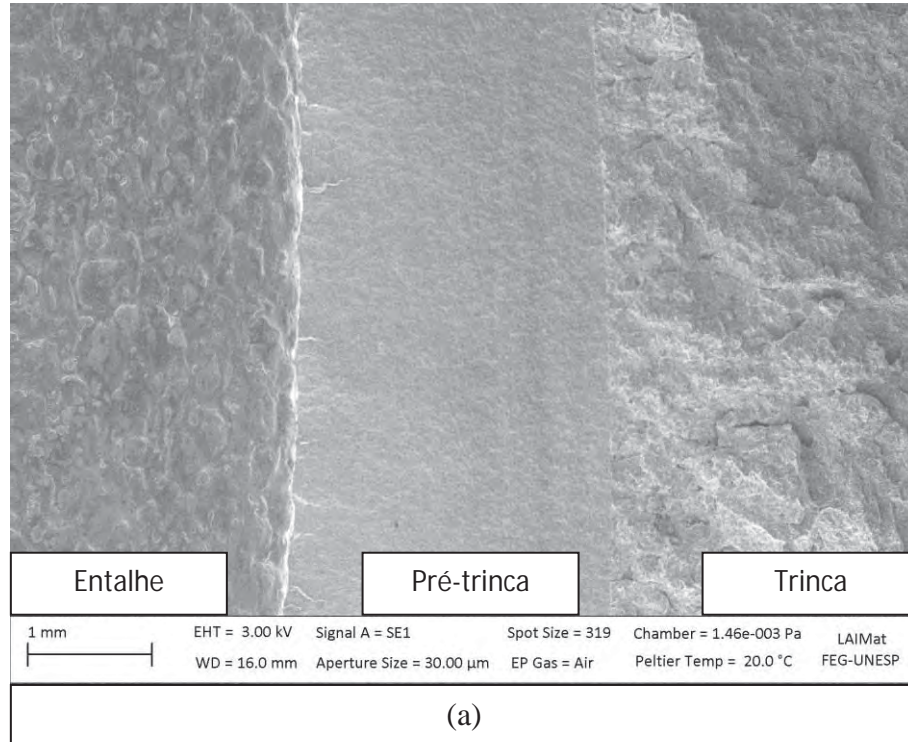
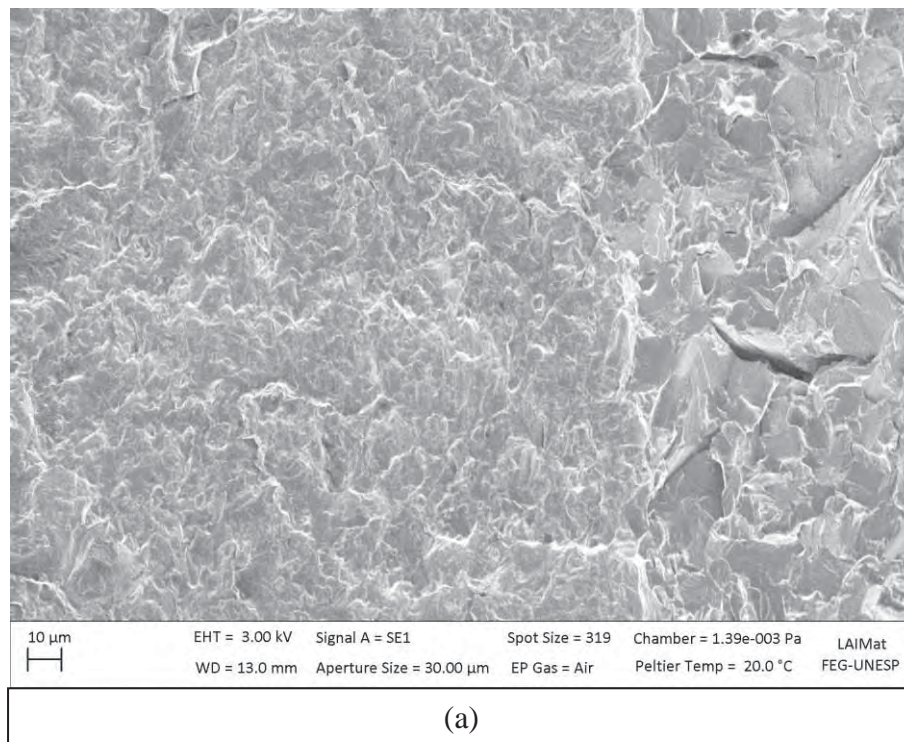


Figura 45 - Vista geral das superfícies de fratura: (a) região do MB compreendida pelo entalhe, pré-trinca de fadiga e início da propagação da trinca; (b) região da LS compreendida pelo entalhe, pré-trinca de fadiga e início da propagação da trinca. Aumento: 37X.

A segunda análise foi realizada na zona de estiramento (ZE) da superfície de fratura. A ZE é definida como sendo a região de transição formada entre a propagação estável e a propagação instável da trinca, provocada pela sobrecarga que leva à ruptura final, e sua formação está associada às condições de tenacidade à fratura do material (HEIN, 1996). Segundo BROOKS e CHOUDHURY¹⁵ (1993 *apud* HEIN, 1996), o mecanismo de estiramento pode ser definido como uma intensa deformação por deslizamento ao longo de planos orientados de forma bastante oblíqua em relação à superfície livre da trinca, resultando em um aspecto de ondulações pálidas sobre uma superfície de aparência lisa. Dessa maneira, podemos correlacionar a morfologia da região de estiramento à tenacidade do material. Para Hein (1996) muitas vezes o reconhecimento da ZE na superfície de fratura pode não ser uma tarefa trivial para determinados materiais de comportamento dúctil, no entanto, para o material em estudo foi possível identificá-la, como pode ser observado na Figura 46.



¹⁵ BROOKS, C.R., CHOUDHURY, A., *Metallurgical failure analysis*, 1° ed., 1993, New York: McGraw-Hill, 409p.

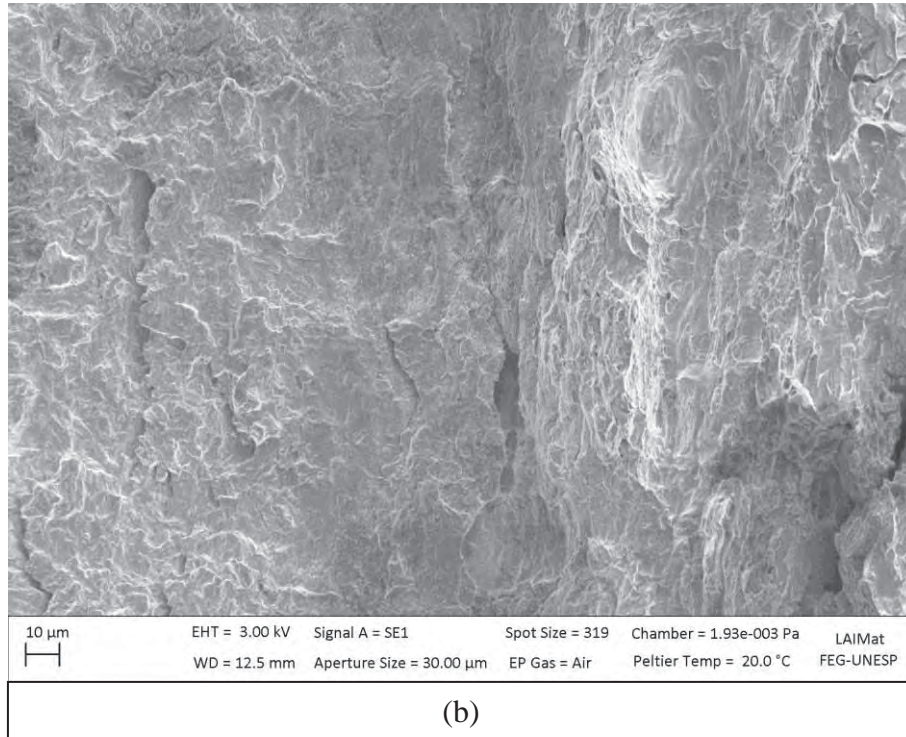


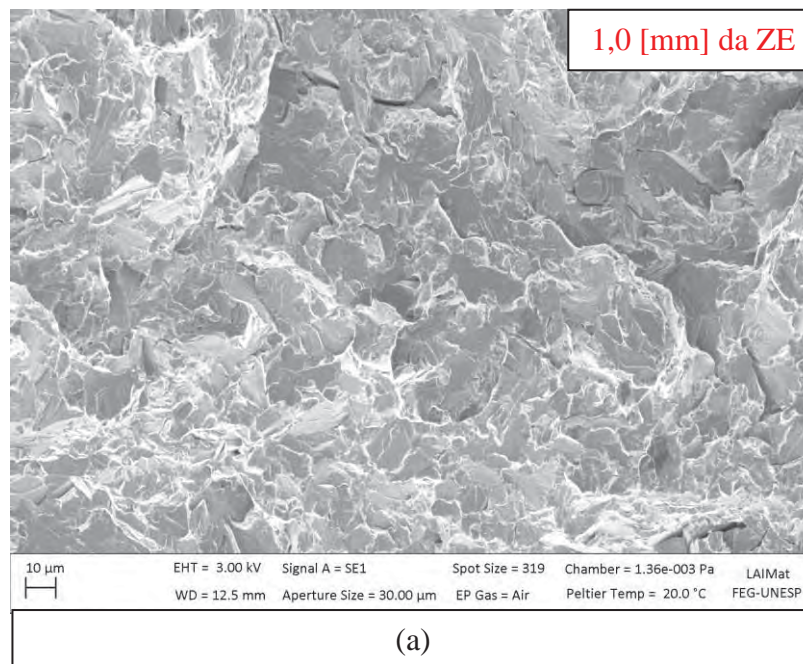
Figura 46 - Microfractografia da zona de estiramento: (a) zona de estiramento da superfície de fratura do MB; (b) zona de estiramento da superfície de fratura da LS. Aumento: 1000X.

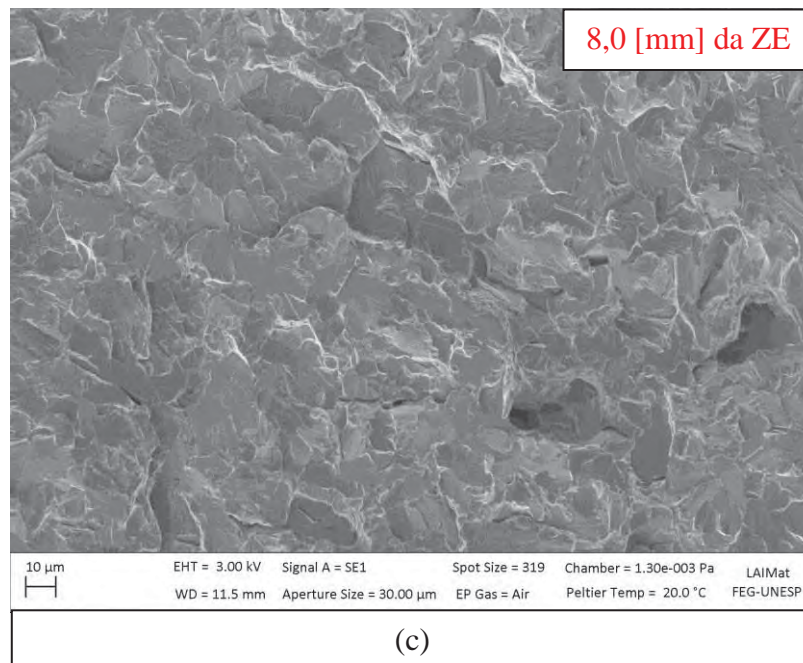
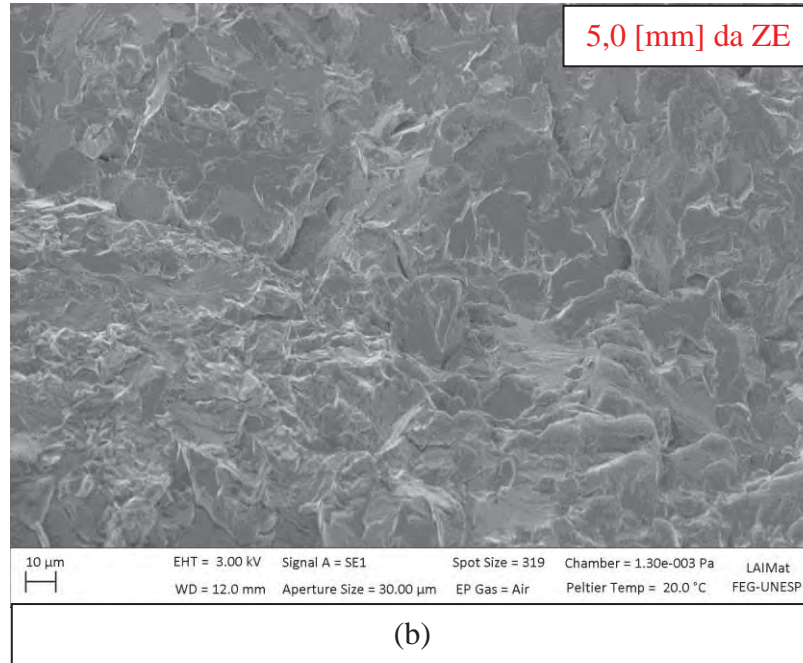
Observando a topografia da zona de estiramento de cada amostra, pôde-se relatar as seguintes características:

- Zona de estiramento da superfície de fratura do MB: mostrou-se mais lisa, com pouca alteração da topografia, ou seja, nesse caso, a formação da parede inclinada deu-se de maneira pouco perceptível, indicando uma fratura de comportamento frágil (ou menos dúctil). Na imagem pode-se ver que não há uma transição marcante entre a porção inicial e final da zona, sendo essa última antecessora da fratura predominantemente frágil.
- Zona de estiramento da superfície de fratura da LS: revelou-se consideravelmente mais larga à do MB e, na porção final da mesma como pode visto na Figura 46 (b), há uma diferença na topografia. Essa diferença topográfica representa a parede inclinada formada a partir do deslizamento oblíquo de planos cristalográficos, resultando em ondulações sobre a superfície de aparência lisa, podendo seu aspecto ser denominado de clivagem dúctil, fatores estes que indicam uma fratura de comportamento mais tenaz.

A terceira e última análise foi realizada a partir de determinadas regiões a partir da zona de estiramento, nesse caso, na região onde houve a propagação instável da trinca que gerou a fratura das amostras CTOD. Essas regiões foram escolhidas aleatoriamente, porém, com espaçamento a partir da ZE indicado na legenda das imagens. Conforme a Figura 47, pôde-se observar nas microfractografias da superfície de fratura referente ao metal base as seguintes características morfológicas:

- 1,0 mm a partir da ZE: predominância de fratura frágil por clivagem;
- 5,0 mm a partir da ZE: morfologia da superfície de fratura do tipo quase-clivagem, fornecendo indícios de fratura frágil;
- 8,0 mm a partir da ZE: fratura mista, revelando a coexistência de fratura dúctil e frágil;
- 10,0 mm a partir da ZE: transição para dimple, maior incidência de fratura dúctil;
- 11,0 mm a partir da ZE: fratura mista apresentando dimple nos contornos de grão, enquanto que, no interior do grão, há uma predominância de clivagem e quase-clivagem.





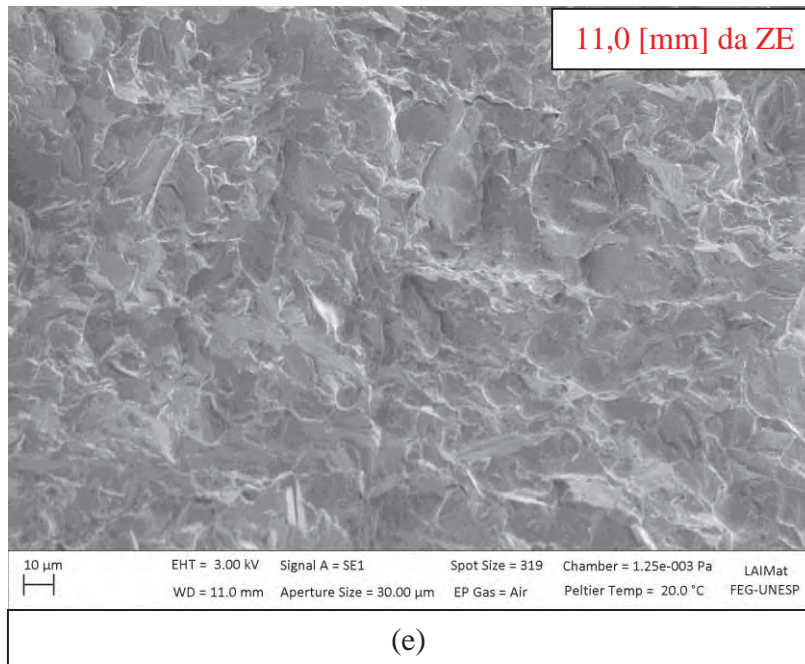
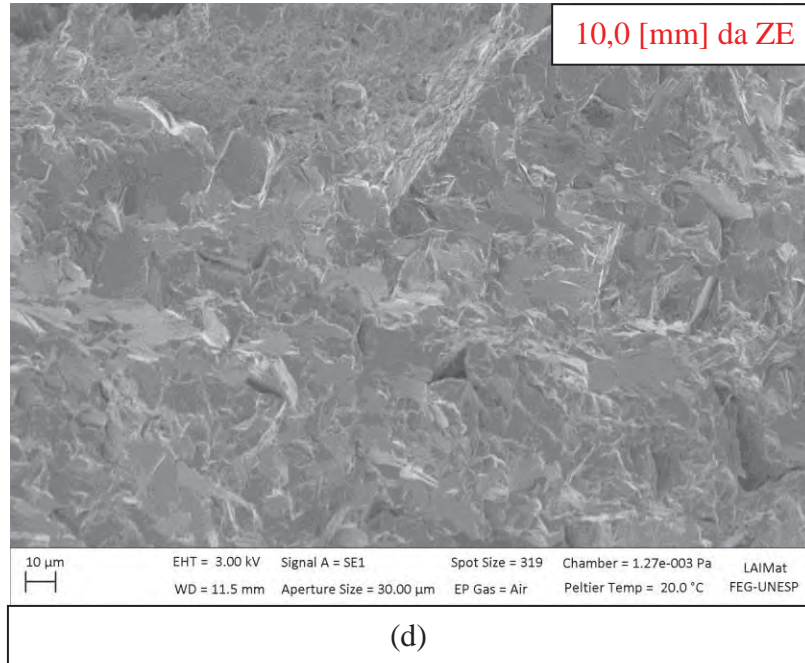
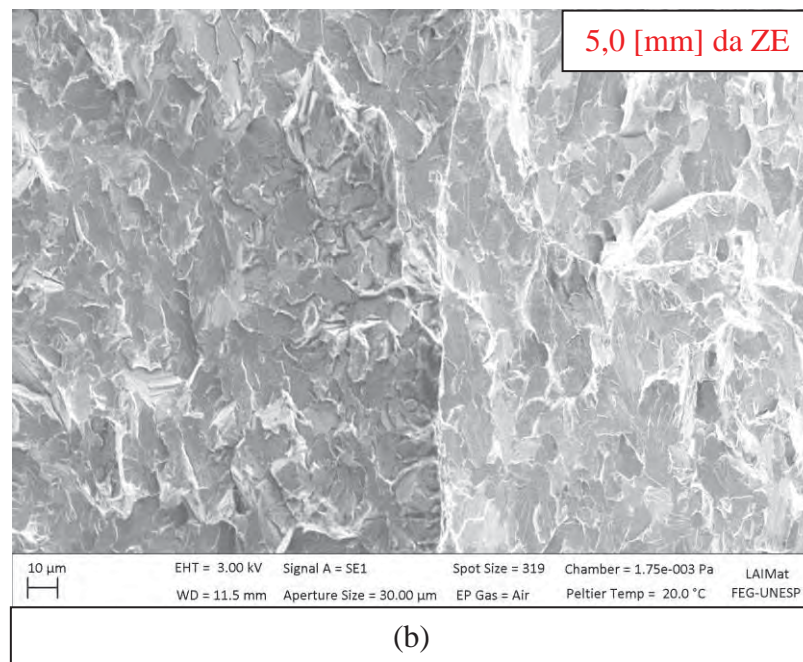
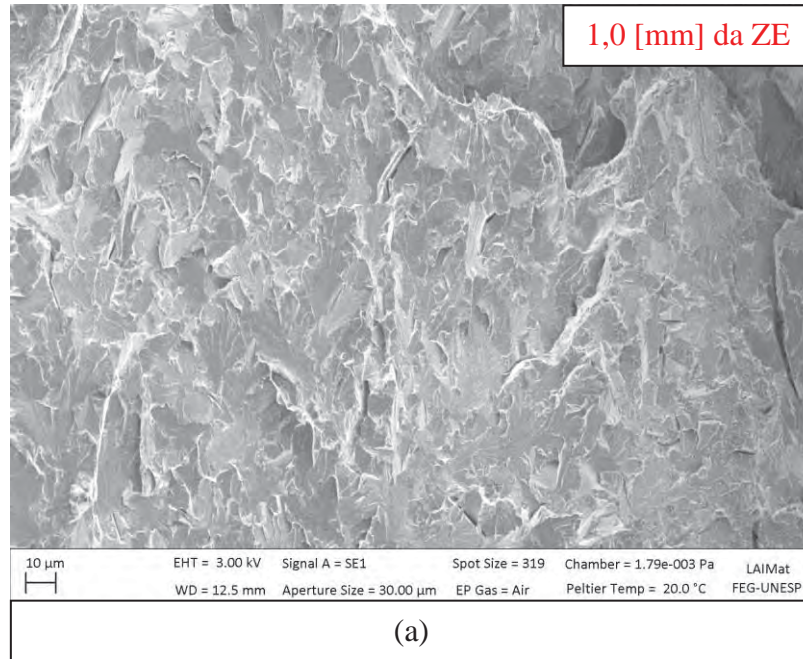


Figura 47 - Microfractografia da superfície de fratura do MB: (a) fratura frágil por clivagem; (b) fratura frágil por quase-clivagem; (c) fratura mista; (d) transição para dimple; (e) fratura mista com dimple nos contornos de grão. Aumento: 1000X.

Conforme mostrado na Figura 48, em todas as imagens obtidas da superfície de fratura da linha de solda, observa-se nitidamente a predominância de micromecanismos de fratura por clivagem e intergragular. No caso da clivagem, a fratura ocorreu provavelmente a partir de planos cristalográficos específicos, ou seja, planos onde existe ligações químicas mais fracas.

No caso do material em estudo (aço API 5L X70) esses planos referem-se aos planos de orientação (100). Já a micromecanismo intergranular caracteriza-se pela fratura ao redor dos contornos de grão. A Figura 48 (d) representa claramente o micromecanismo de fratura intergranular. Esses mecanismos descritos anteriormente são característicos de fratura frágil, comportamento esse esperado e que, de fato, foi observado à frente da ZE.



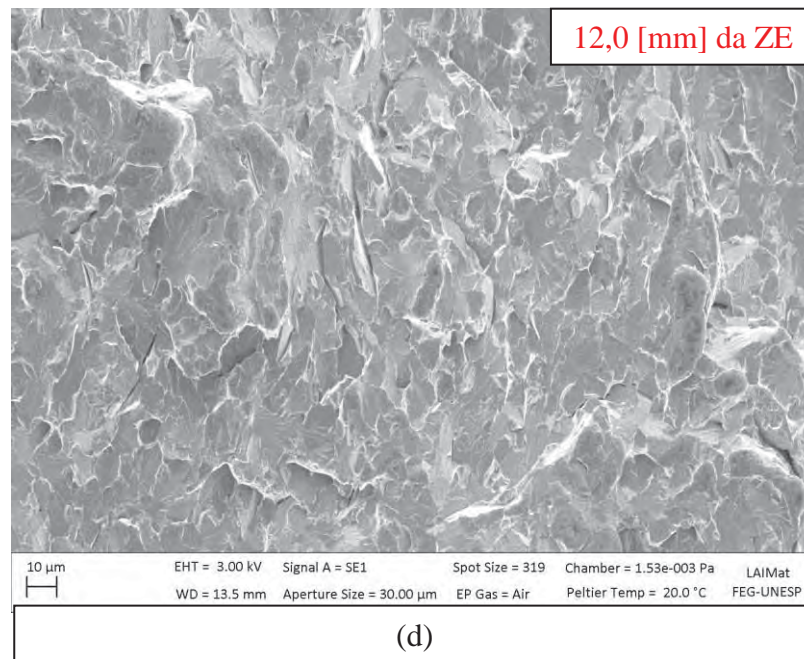
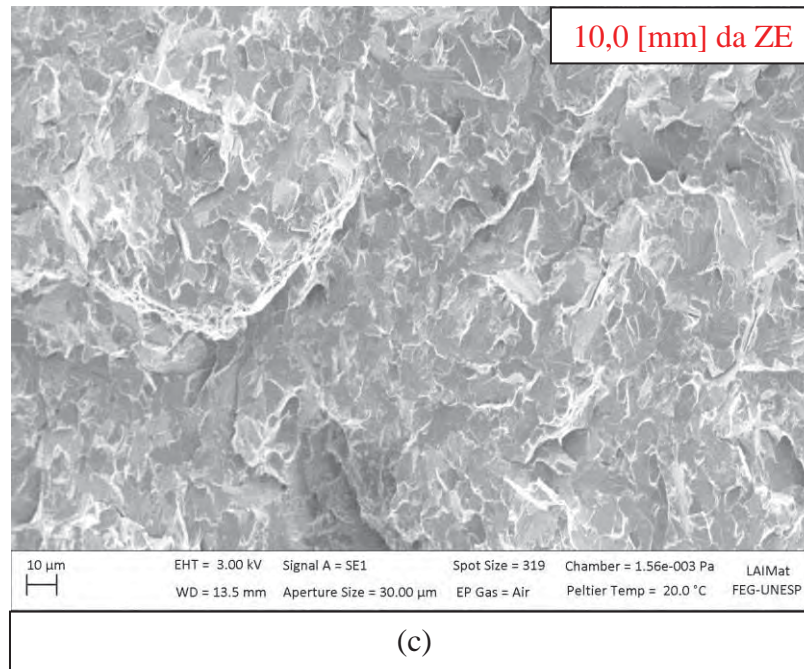


Figura 48 - Microfractografia da superfície de fratura da LS: (a) fratura frágil por clivagem e intergranular; (b) fratura frágil com desvio da trinca; (c) fratura por clivagem e intergranular; (d) fratura predominantemente intergranular. Aumento: 1000X.

Durante a análise da superfície de fratura na região da linha de solda, uma região distante 5,0 mm a frente da zona de estiramento chamou a atenção para a considerável diferença topográfica da superfície de fratura. Provavelmente essa diferença foi resultado da alteração da trajetória de propagação da trinca, conforme indicado na Figura 48 (b). A mesma

região foi ampliada para 2000X, Figura 49, para melhor visualização desse degrau. No tópico referente aos ensaios de CTOD será visto que essa amostra indicou a presença de pop-in na curva Carga vs CMOD. Uma possível hipótese é que esse *pop-in* pode ter sido resultado desse degrau da superfície de fratura, ou seja, da mudança de direção da propagação da trinca. Como proposta para futuras análises, seria interessante fazer uma investigação acerca desse desvio da trinca para buscar os possíveis fatores ou indícios que contribuíram para tal fato (presença de alguma partícula) linha de segregação.

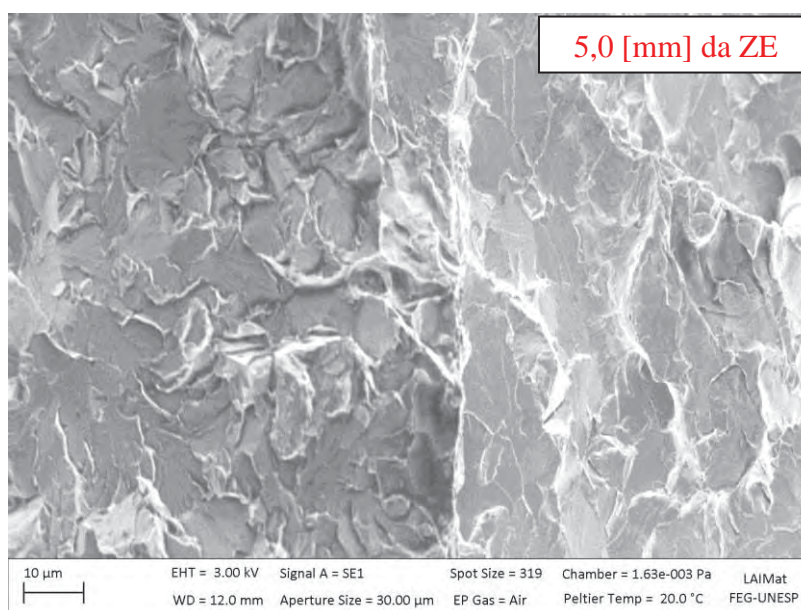


Figura 49 - Degrau formado durante a propagação da trinca a 5,0 mm da zona de estiramento. Aumento: 2000X.

De maneira geral, as duas superfícies analisadas apresentaram, predominantemente, indícios de fratura frágil pelos micromecanismos de clivagem e intergranular. Esse comportamento foi reflexo da baixíssima temperatura dos ensaios de CTOD, comprovando a tendência da fragilização do material em ambientes à baixas temperaturas.

4.3 Ensaio de microdureza Vickers (HV)

O ensaio de microdureza foi realizado em duas amostras retiradas de uma seção semi-circunferencial do tubo, sendo uma delas com e a outra sem planificação, conforme ilustrada na Figura 31. O ensaio de microdureza foi realizado nas 3 regiões que caracterizam a junta soldada: MB, ZTA e LS. Ao todo foram realizadas 40 medidas de microdureza em cada

amostra. A metodologia usada para a obtenção dos 40 pontos de microdureza baseou-se no *layout* apresentado na Figura 50.

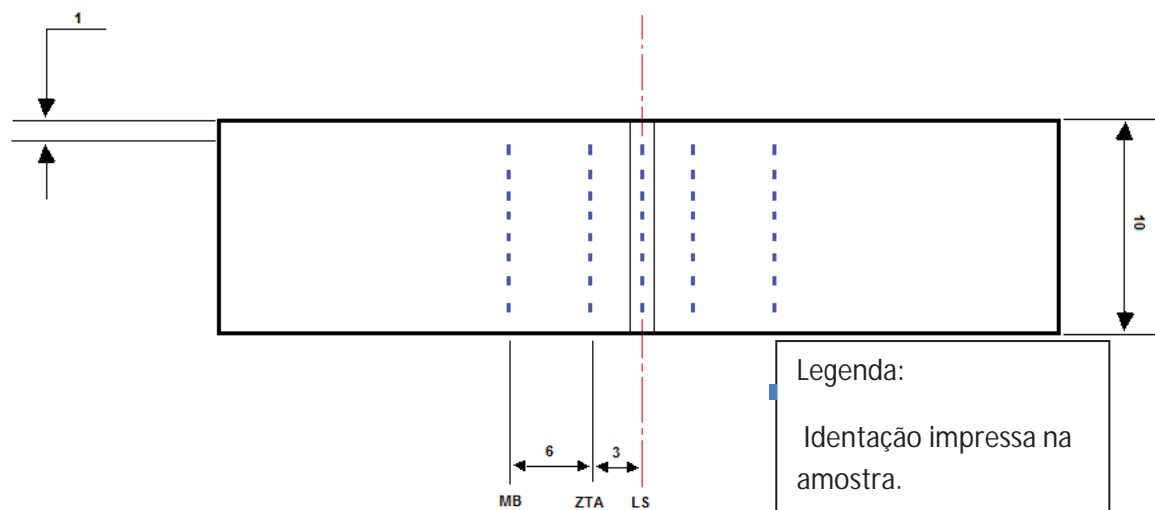


Figura 50 - *Layout* da amostra planejada usada no ensaio de microdureza.

Embora o *layout* da Figura 50 refere-se ao da amostra planejada, a execução das medidas da amostra sem planificação deu-se de maneira análoga. Como pode ser observado na Figura 50, a determinação da microdureza deu-se a a partir de 1,00 mm da superfície livre do diâmetro externo até a uma distância de 1,00 da superfície livre do diâmetro interno. Como as espessuras das duas amostras eram de aproximadamente de 10,00 mm, obtiveram-se 8 medidas de microdureza com espaçamento de 1,00 entre uma medida e outra ao longo de toda a espessura da amostra, totalizando 8,00 mm da região útil usada nas medidas. Foram feitas 8 medidas de microdureza da linha de solda (LS), 16 medidas da zona termicamente afetada (8 medidas de cada lado da LS) e 16 medidas do metal base (8 medidas de cada lado da LS). Adotou-se 3,00 mm de distância entre os pontos de microdureza da ZTA e da LS e 9,00 mm entre os do MB e da LS, como pode ser visto na Figura 50.

O principal objetivo desse estudo foi verificar a partir da ferramenta estatística conhecida como teste de hipótese sobre parâmetros se houve ou não indícios do efeito de encruamento, também conhecido como efeito *Bauschinger*, na região da junta soldada após a preparação das amostras CTOD descrita no tópico 3.6. Como as duas amostras referem-se ao mesmo tubo, ou de maneira mais geral, ao mesmo material, para a análise de comparação da média dos valores de microdureza entre as duas amostras adotou-se o emparelhamento de dados. O critério estabelecido que garantiu o emparelhamento refere-se a “identidade do tubo”, uma vez que, como citado anteriormente, as duas amostras analisadas refere-se ao

mesmo material. Como sabe-se, o encruamento altera as propriedades do material – aumenta a resistência, o escoamento, a dureza, a fragilidade e diminui o alongamento. A sua análise ganha relevância, uma vez que, essas alterações nas propriedades mecânicas podem vir a alterar a tenacidade do material na região da JS e, concomitantemente, interferir no comportamento da propagação da trinca. As Tabelas 6 e 7 mostram os resultados de microdureza obtidos nas três regiões da junta soldada.

Tabela 6 - Valores da microdureza nas três regiões da junta soldada na amostra sem planificação.

Amostra sem planificação						
Espessura	Medida	MB -9mm	ZTA -3mm	LS	ZTA +3mm	MB +9mm
Diâmetro interno	1	198,73	186,56	194,13	200,8	222,29
	2	204,72	196,28	205,91	206,28	227,75
Região central	3	213,54	211,73	213,94	214,35	221,74
	4	222,29	210,78	209,99	213,15	217,31
	5	205,26	209,10	201,32	209,65	212,79
	6	202,97	213,54	205,79	208,22	196,89
Diâmetro externo	7	204,83	219,32	224,99	211,56	194,07
	8	204,29	219,57	221,61	236,09	189,68
Valor Médio		207,07875	208,36	209,71	212,5125	210,315

Tabela 7 - Valores da microdureza nas três regiões da junta soldada na amostra com planificação.

Amostra com planificação						
Espessura	Medida	MB -9mm	ZTA -3mm	LS	ZTA +3mm	MB +9mm
Diâmetro interno	1	205,04	216,56	241,05	242,64	215,34
	2	210,49	218,09	219,98	221,26	203,23
Região central	3	209,65	216,91	221,80	218,38	207,88
	4	198,68	219,87	216,44	221,98	215,56
	5	201,38	216,33	207,33	214,08	212,79
	6	198,12	206,35	211,83	209,99	211,56
Diâmetro externo	7	196,38	190,26	201,85	198,53	218,97
	8	190,17	187,27	204,83	200,16	218,97
Valor Médio		201,23875	208,955	215,63875	215,8775	213,0375

Observação: Os sinais negativo (-) e positivo (+) indicados nas distâncias usadas entre as medições da LS, ZTA e MB significam, respectivamente, medidas obtidas à esquerda da linha de solda e medidas obtidas a direita da linha de solda.

A partir dos valores das Tabelas 6 e 7 e adotando um nível de confiança de 95% conclui-se que, ao nível de significância de 5% não houve evidência estatística para afirmar a ocorrência do fenômeno de encruamento após a planificação da amostra.

Outra constatação que observou-se foi a concordância dos valores obtidos com os especificados pelos critérios do anexo J para *Offshore* e anexo H para *Sour Service* (máximo de 300 HV10 e 250 HV10, respectivamente) da norma API 5L. O gráfico da Figura 51 apresenta os valores de microdureza das duas amostras. Os valores da microdureza correspondem às regiões da junta soldada designadas no eixo da abcissa.

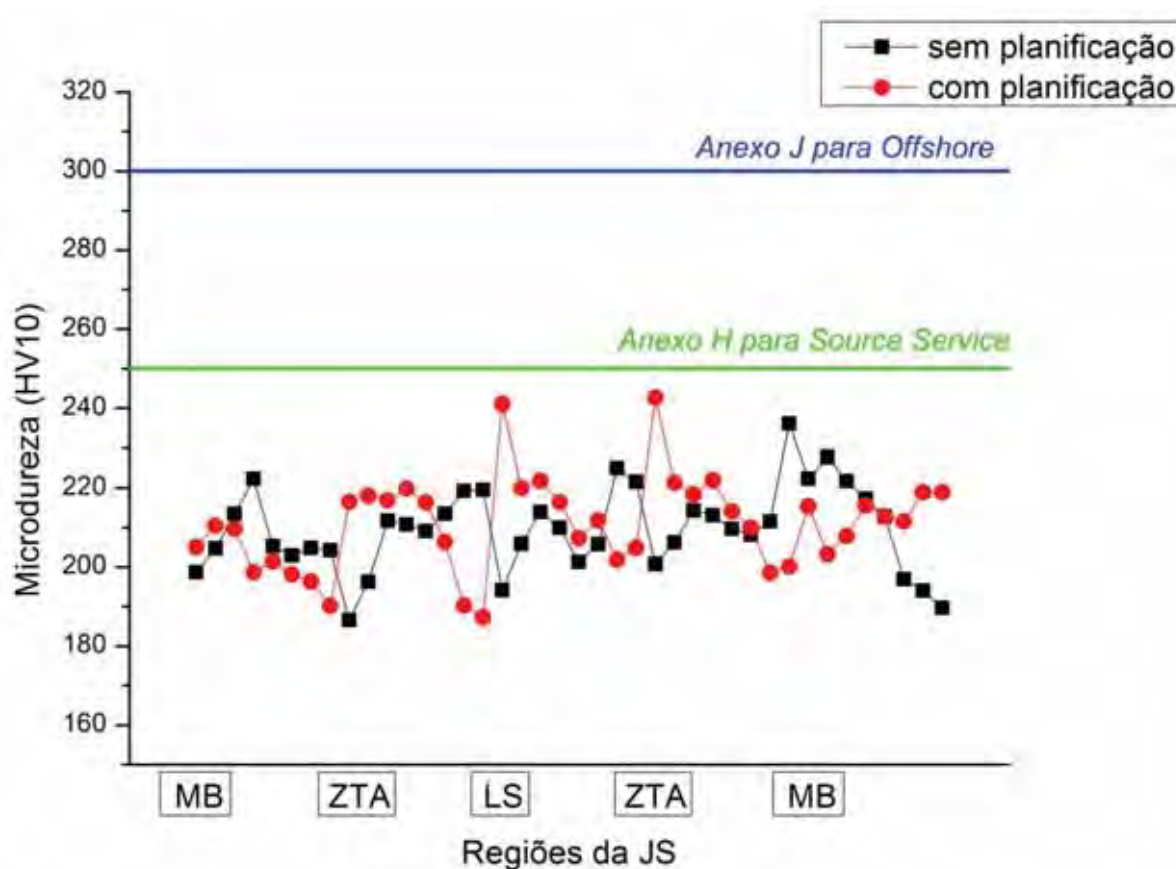


Figura 51 - Análise comparativa na microdureza das amostras sem e com planificação.

4.4 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em conformidade com as especificações da norma API 5L 44ª edição, 2008. Foi realizado um total de 44 ensaios de tração, com o intuito de verificar a partir de uma análise quantitativa e qualitativa se o material em estudo está de acordo com as exigências das principais normas do setor de petróleo e gás. Para efeito

ilustrativo foram tiradas fotos antes e após o ensaio de tração de uma amostra empregada nos testes, conforme mostrada na Figura 52.

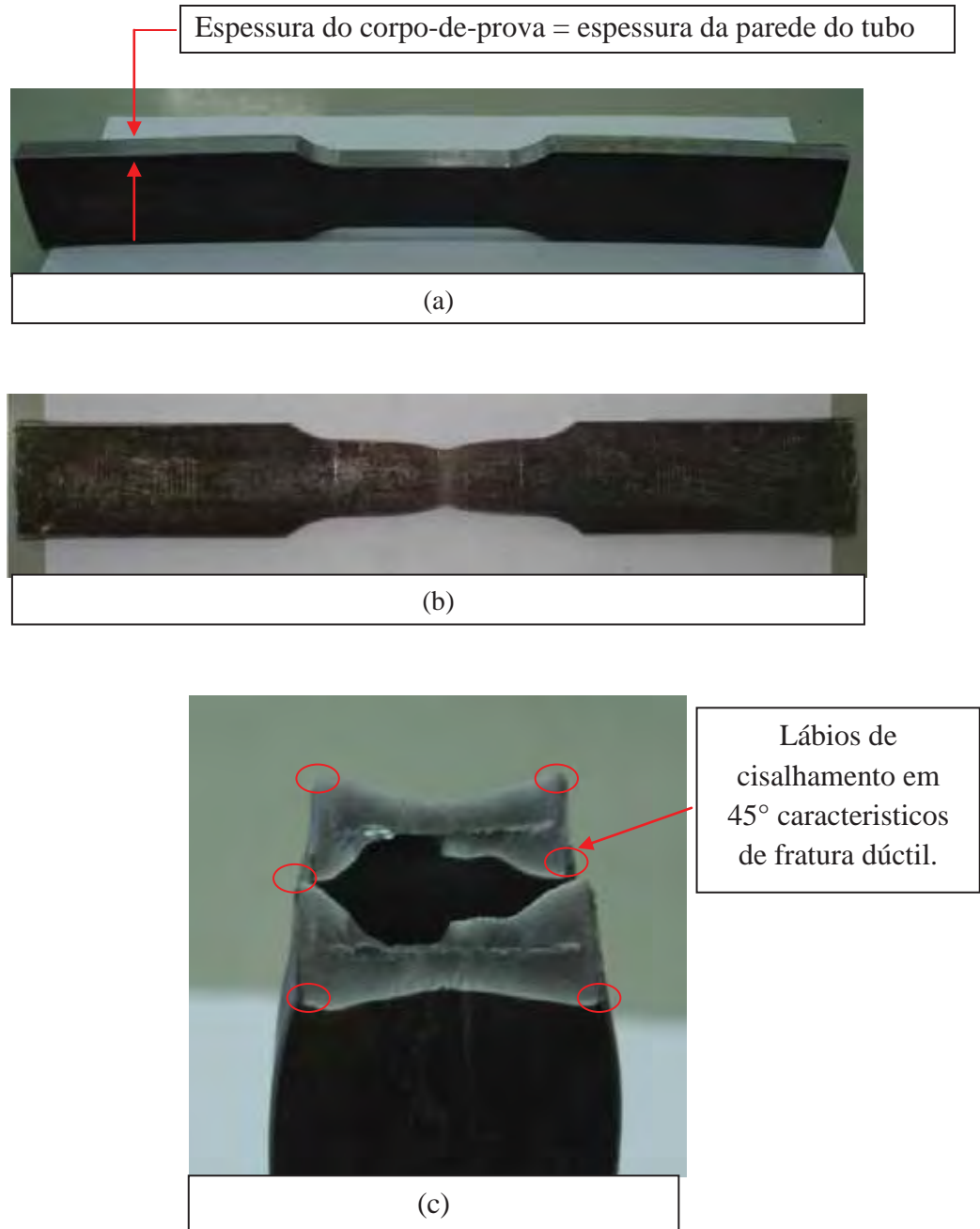


Figura 52 - Corpo-de-prova retirado diretamente da parede do tubo, antes do ensaio; (b) Corpo-de-prova após a execução do ensaio de tração; (c) superfície de fratura do corpo-de-prova já ensaio.

Conforme pode ser visto na Figura 52 (b), a partir de uma análise visual simples, pode-se observar que a fratura do corpo-de-prova de tração deu-se de maneira dúctil do tipo taçacone. Outra característica importante desse comportamento dúctil são os lábios de

cisalhamento em 45° formados nas extremidades da fratura, conforme destacados na Figura 52 (c).

Deve-se salientar que, após a execução do ensaio de tração, o espécime presente na Figura 52 (b) encontra-se fraturado em duas partes, porém para efeito ilustrativo aproximaram-se as duas partes para uma análise comparativa, antes e após o ensaio. A Figura 53 representa graficamente o comportamento da curva Carga [N] x Deformação [mm] do corpo-de-prova da Figura 52.

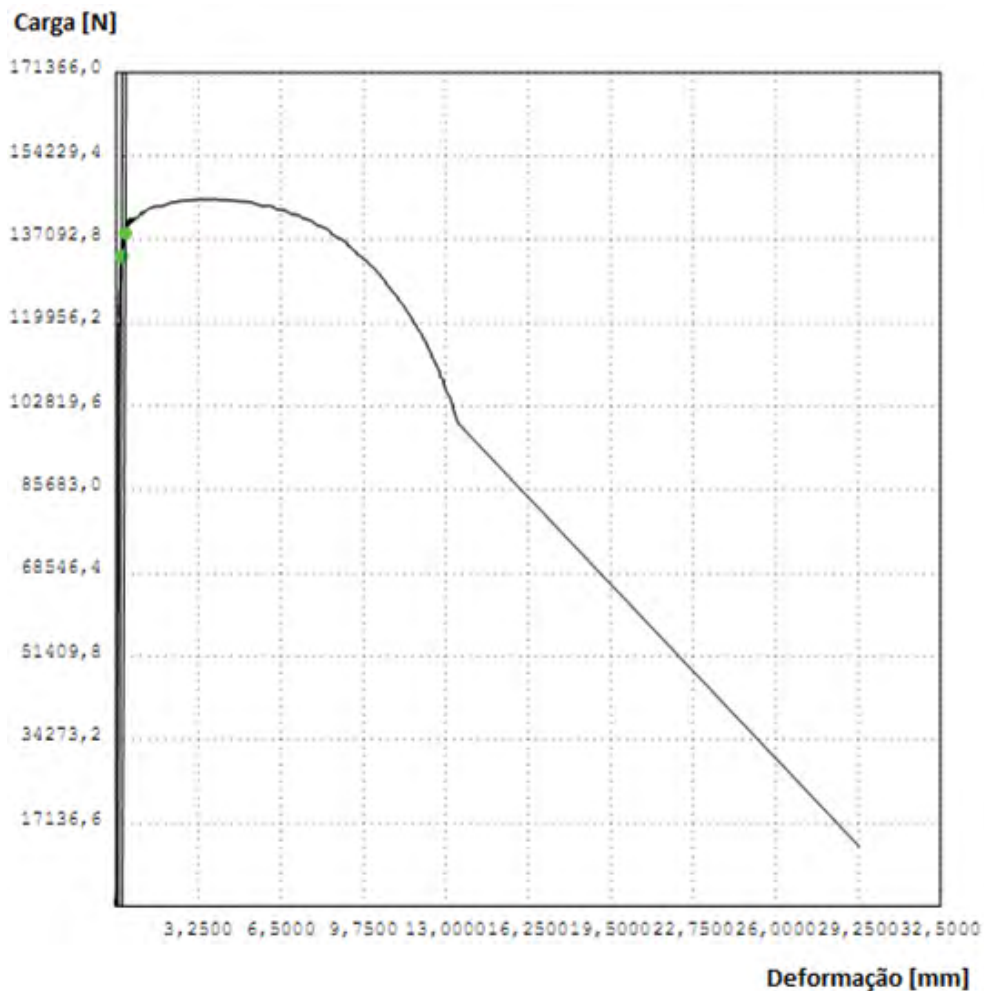


Figura 53 - Curva carga-deformação obtida a partir do ensaio de tração.

A Tabela 8 mostra o resumo dos resultados obtidos no ensaio de tração da amostra ilustrada na Figura 52. Essa amostra bem como as demais, foram todas retiradas diretamente da parede do tubo longitudinalmente em relação à direção de laminação da chapa e à 90° da linha de solda, conforme exigência das normas API e DNV.

Tabela 8 - Relatório do ensaio de tração do corpo-de-prova.

Parâmetros de Ensaio	Sistema Internacional de Unidades	Unidades Inglesas
Limite de Escoamento	561 MPa	81.402 psi
Limite de Resistência	589 MPa	85.496 psi
Alongamento Total	31,6%	31,6%
Diâmetro Externo	168,30 mm	6,626 in
Espessura da Parede	9,49 mm	0,374 in
Largura	25,98 mm	1,023 in
Área	246,55 mm ²	0,382 in ²
Carga Máxima	145.337 N	32.672,5 lb
Deformação Residual	0,5%	0,5%
Módulo de Elasticidade	235.793 N	34.198.326 psi
Carga em Baixa Tensão	138.378 N	31108,1 lb
Comprimento Inicial do C.D.P.	50,00 mm	1,969 in ²
Comprimento final do C.D.P.	66,85 mm	2,632 in
Resíduo em 0,2%	542 MPa	78.630 psi

A partir dos resultados obtidos dos espécimes retirados paralelamente a direção de laminação do material, foi realizada uma comparação com os valores especificados pela norma API e DNV sendo que, para ambas as normas os valores especificados são praticamente os mesmos. De acordo com os requerimentos da norma API 5L, os valores mínimos da tensão de escoamento (LE) e tensão limite de resistência à tração (LR) são, respectivamente, LE = 482 [MPa] no SI (Sistema Internacional de Unidades) ou 70 [*ksi*] em unidades inglesas e LR = 565 [MPa] ou 80 [*ksi*]. As Figuras 54 e 55 mostram, respectivamente, a partir de histogramas levantados por Cordeiro et al. (2009), os resultados da tensão limite de escoamento e tensão limite de resistência à tração obtidos nos ensaios.

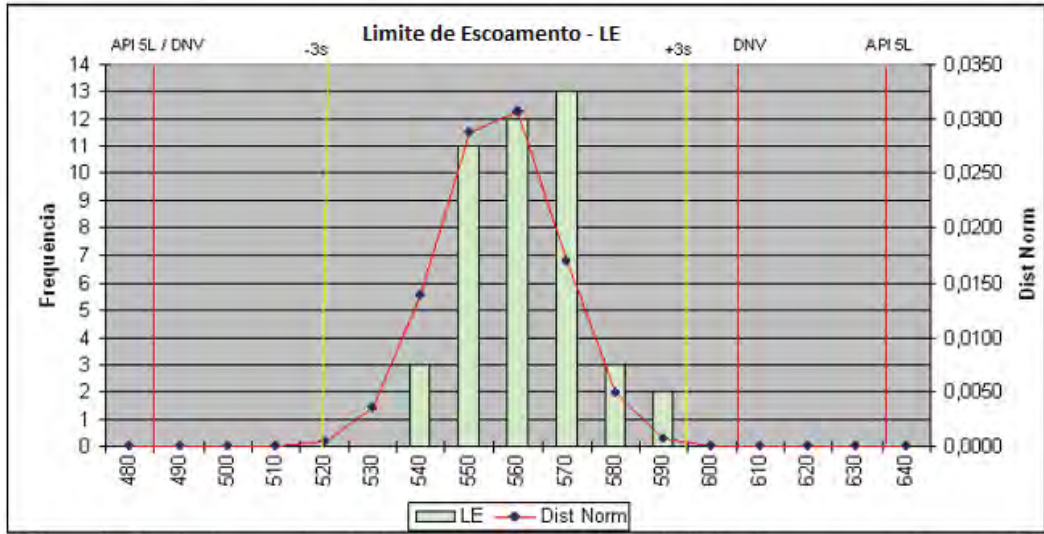


Figura 54 - Histograma representativo do ensaio de tração longitudinal mostrando os valores do limite de escoamento do aço API 5L X70 (CORDEIRO et al., 2009).

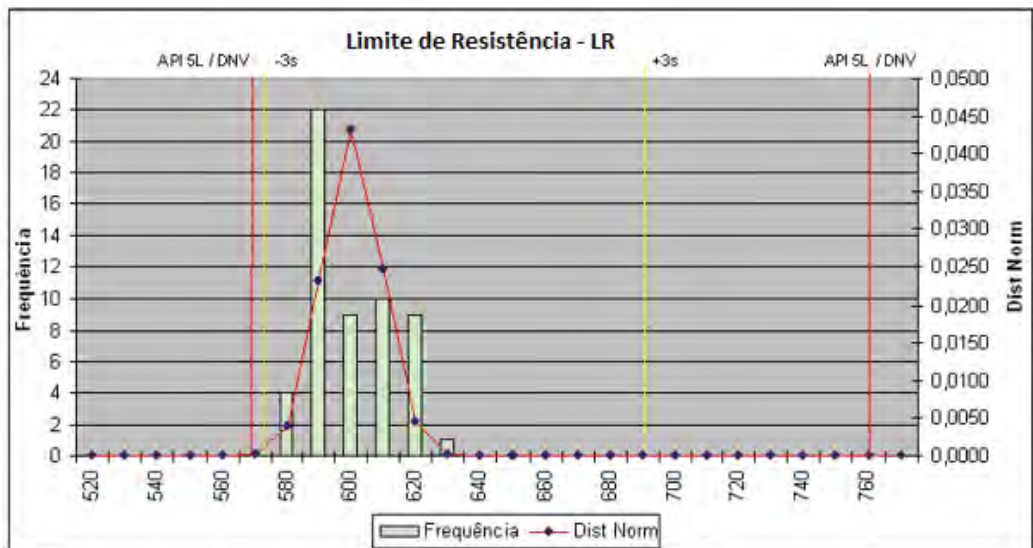


Figura 55 - Histograma representativo do ensaio de tração longitudinal mostrando os valores do limite de resistência à tração do aço API 5L X70 (CORDEIRO et al., 2009).

A partir da análise quantitativa dos histogramas presentes nas Figuras 54 e 55, constata-se que os resultados obtidos foram satisfatórios, uma vez que, tanto a tensão limite de escoamento quanto à tensão de resistência à tração encontram-se dentro dos limites especificados pela norma API 5L 44ª edição para o grau X70 nível PSL2 e, ao mesmo tempo, também atenderam os requisitos da DNV SMYS 485. Com relação à análise qualitativa do processo de fabricação dos tubos *linepipe* feitos a partir do aço API 5LX70, pode-se assim dizer que, o processo estava sob controle estatístico de processo, pois todos os resultados

permaneceram dentro dos limites de controle e de especificação do processo, que por sua vez, condiz com a faixa especificada pelas normas já citadas anteriormente. A partir da aprovação dos valores da tensão de escoamento (σ_{re}) e do limite de resistência a tração (σ_{rt}), os mesmos foram, posteriormente, empregados na determinação do valor de CTOD.

4.5 Ensaio de impacto Charpy

Os ensaios de impacto *Charpy* foram realizados em conformidade com as especificações da norma API 5L 44ª edição, 2008. Foi realizado um total de 81 ensaios de impacto *Charpy*. A Figura 56 mostra o tipo de espécime que foi ensaiado. Esse corpo-de-prova foi retirado de um tubo no qual não houve o tratamento térmico de normalização da solda. No entanto, todos os espécimes ensaiados foram retirados de tubos cuja solda foi tratada termicamente. O fato de registrar um espécime de impacto Charpy retirado de um tubo sem tratamento foi proposital, pois o grande intuito foi deixar bem claro as três regiões distintas da junta soldada na qual foram feitos os entalhes, caracterizando cada classe de corpo-de-prova ensaiado. Vale destacar que, após o tratamento térmico, a linha de solda fica praticamente imperceptível e a ZTA de difícil visualização.

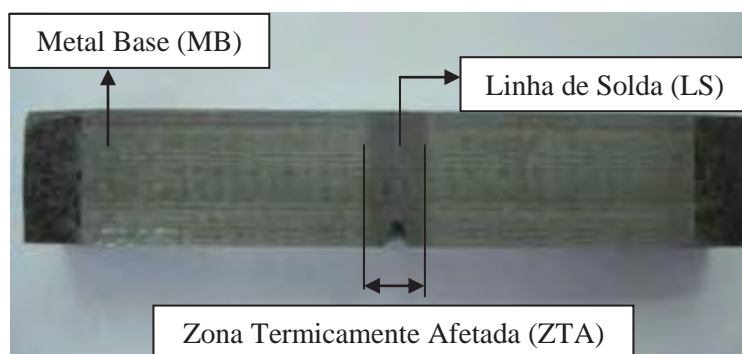


Figura 56 - Modelo representativo dos corpos-de-prova empregados no ensaio de impacto *Charpy*.

Os ensaios foram conduzidos a diferentes temperaturas, como pode ser visto nos resultados relatados na Tabela 9. Conforme mencionado inicialmente no tópico 3.1, em relação ao aço API X70, foram realizadas três corridas pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), desenvolvidas em conjunto com a Apollo Tubulars (CORDEIRO et al., 2009). Sendo assim, foram realizados ensaios de impacto *Charpy* nas três corridas dando uma maior ênfase a temperatura de 0°C. Essa ênfase deve-se valores mínimos exigidos pelas normas API 5L e

DNV-OS-F101 da energia absorvida nessa temperatura que correspondem, respectivamente, à 27 e 40J. A Tabela 9 apresenta os resultados obtidos por Cordeiro et al. (2009).

Tabela 9 - Energia absorvida por impacto *Charpy* do material base, da zona termicamente afetada e da linha de solda em diferentes temperaturas (CORDEIRO et al., 2009).

Temperatura (°C)	Energia Absorvida (J)											
	Transversal MB (J)				Linha de Solda (J)				Zona Termicamente Afetada (J)			
	1	2	3	Média	1	2	3	Média	1	2	3	Média
0	160	197	219	192	184	203	203	197	273	260	252	262
0	180	177	196	184	188	169	196	184	248	254	246	249
0	179	189	198	189	190	204	196	197	268	274	256	266
-20	205	173	195	191	176	195	133	168	272	232	280	261
-30	192	149	197	179	179	184	120	161	255	260	257	257
-40	165	203	149	172	123	139	165	142	243	248	245	245
-50	104	101	121	109	96	83	120	100	248	239	239	242
-60	107	144	120	124	29	27	28	28	176	272	272	240
-70	119	72	83	91	35	22	24	27	171	184	181	179

Logo abaixo na Figura 57 é possível ver algumas amostras já fraturadas após a execução dos ensaios à -20, -30, -40 e -50°C referentes ao metal base.

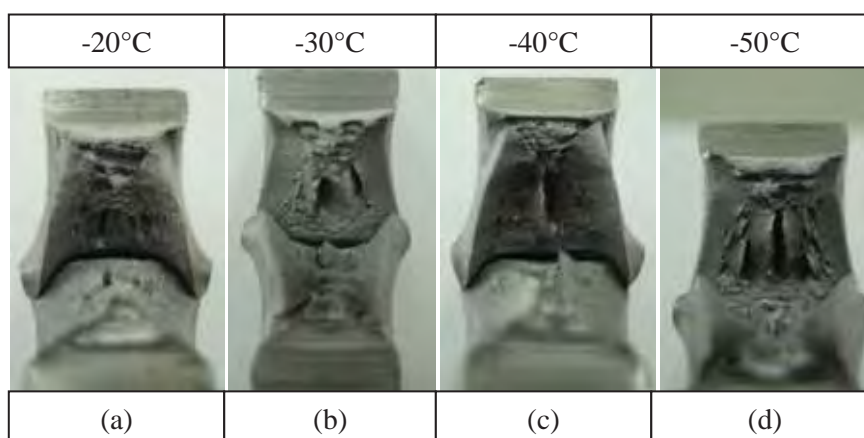


Figura 57 - Superfície de fratura de algumas amostras referentes ao metal base.

Analisando os dados da Tabela 9 percebe-se que quantidade de energia absorvida variou sensivelmente com a temperatura do ensaio, corroborando que tais aços apresentam células unitárias do tipo CCC em sua rede cristalina. Como pode ser observado na Tabela 9, a média da energia absorvida tanto da LS quanto da ZTA nas três corridas a 0°C apresentou um valor superior à média obtida do MB, com principal destaque aos altos valores da ZTA, já que esta região é considerada crítica em termos de integridade estrutural. Já em relação à faixa de temperatura de -20 a -70°C, a média da energia absorvida pela LS foi inferior a média do MB, porém a média da ZTA mostrou-se em um patamar superior ao do MB em todas as temperaturas abaixo de 0°C. De maneira geral, para as três regiões analisadas, todas atenderam as exigências das normas API-5L e DNV-OS-F101.

Com os dados presentes na Tabela 9, foram levantadas três curvas de transição dúctil-frágil do aço API 5L X70 soldado pelo processo *HF/ERW*, representadas através da Figura 58. Para efeito comparativo foi acrescentada as curvas referentes aos valores de tenacidade da região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada (RGGAZTA) do aço API X80 submetido ao processo de soldagem por arco submerso (*SAW*), região esta reconhecidamente crítica em termos de controle da fratura em linhas dutoviárias de transporte de gás e petróleo (*linepipe*). A partir da análise das curvas apresentadas na Figura 58, imediatamente verificam-se os altos valores da energia absorvida pelos aços API 5L grau X70 e X80, enfatizando os valores referentes à ZTA originada através do processo de soldagem *HF/ERW* do aço API X70.

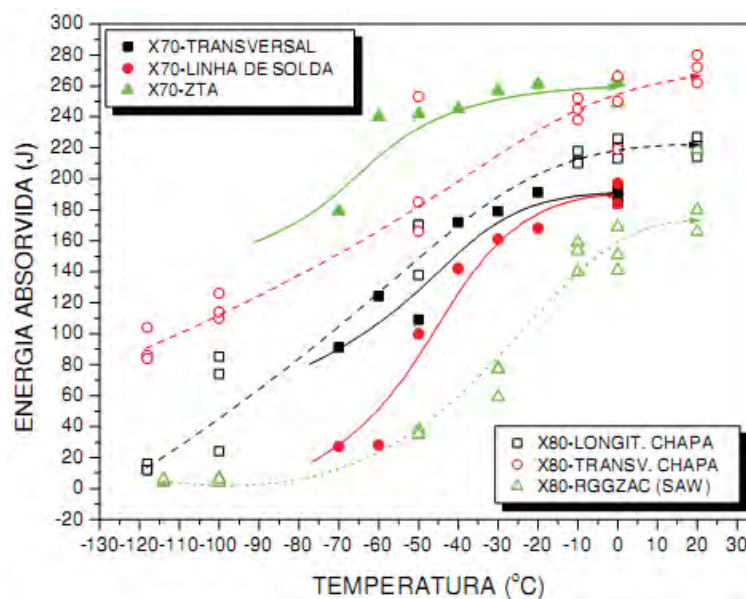


Figura 58 - Curvas de transição dúctil-frágil dos aços API 5L grau X70 e X80 (SOUZA, 2011; CORDEIRO et al, 2009).

Uma justificativa plausível para os elevados valores da energia absorvida na região da ZTA deve-se ao tratamento térmico de normalização realizado na linha de solda. A normalização homogeniza a microestrutura do material ao redor da linha de solda, restaura a textura dos grãos deformados na laminação e reduz o seu tamanho com o resfriamento ao ar durante a conformação do tubo; fatores esses que contribuiriam para o alívio de tensões residuais e no aumento na tenacidade do material. Em contrapartida, observam-se menores valores de energia absorvida na linha de solda do mesmo material. Essa observação justifica a realização da rigorosa análise, proposta neste projeto de pesquisa, quanto à existência de zonas frágeis localizadas (ZFL's) na região da solda, as quais podem conduzir ao processo de fratura frágil do tubo.

4.6 Ensaio de CTOD

Conforme recomendação das normas API-5L e DNV-OS-F101, a espessura de cada amostra ensaiada representou a espessura real da parede do tubo empregado na condução e distribuição de petróleo e gás. Todos os espécimes foram confeccionados obedecendo às especificações das normas BS7448 (1991) e ASTM E1820-08. Deve-se destacar que tais normas exigem praticamente os mesmos parâmetros de ensaio, diferenciando-se apenas na equação para a determinação do valor de CTOD.

O objetivo dessa metodologia foi determinar os valores críticos de CTOD que podem ser usados como medidas da tenacidade à fratura do material em estudo e, ao mesmo tempo, verificar se tais valores calculados pelas duas normas tendem a convergir para um valor comum.

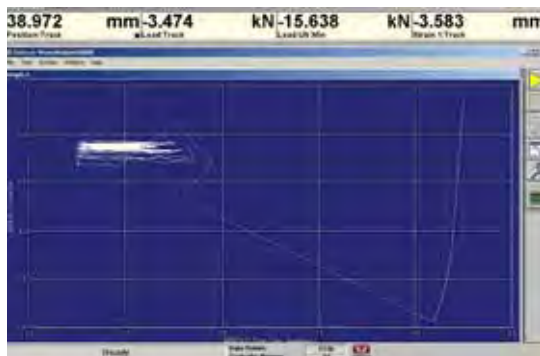
Ao todo foram realizados 12 ensaios de CTOD, sendo um grupo de 6 amostras referentes ao metal base (MB) e a outra metade à linha de solda (LS). Para cada grupo, foram conduzidos 2 ensaios para cada uma das três temperaturas adotadas, sendo elas: -100, -80 e -50°C. A determinação dos valores de CTOD pelas normas BS7448 (1991) e ASTM E1820-08 deu-se a partir, respectivamente, das equações 3 e 6. Como citado inicialmente, as normas BS e ASTM diferem-se na escolha dos parâmetros adotados para a determinação do valor de CTOD. Para tal, as curvas Carga *versus* CMOD auxiliaram os cálculos de CTOD fornecendo o CMOD (V_p) conhecido como parcela plástica do deslocamento e a Área (A_p) sob a curva Carga *vs.* CMOD, parâmetros esses adotados, respectivamente, pelas normas BS e ASTM.

Os resultados referentes ao metal base e linha de solda foram dispostos separadamente e nos seus respectivos tópicos, resultados de CTOD para MB e resultados de CTOD para LS.

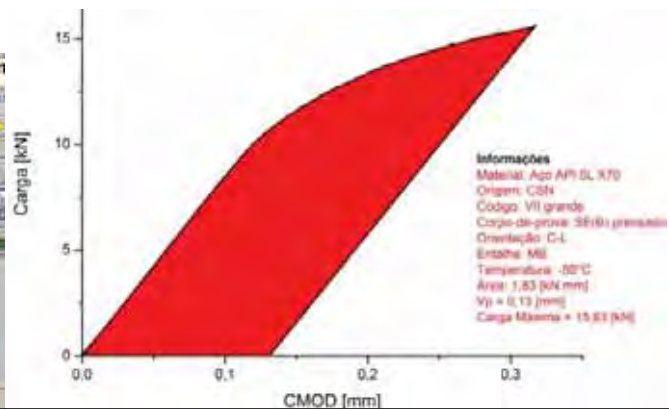
4.6.1 Resultados de CTOD para MB

A partir dos dados gerados pela máquina foi possível levantar a curva característica Carga [kN] *versus* CMOD [mm] para cada corpo-de-prova. A partir dessa curva determinou-se a carga máxima suportada pelo corpo-de-prova momentos antes da fratura (F) e o correspondente deslocamento da abertura da “boca” da trinca (V_p). A integral da área sob a curva Carga *vs* CMOD forneceu a área (A_p). Os valores de F e V_p foram empregados na determinação do cálculo do CTOD pela norma BS 7448(1991), enquanto que, os valores de F e A_p foram usados para o cálculo do CTOD através da norma ASTM E1820-08.

As principais informações e a identificação de cada ensaio foram relatadas na própria curva a partir de uma legenda. O gráfico fornecido pela máquina e a curva Carga *vs.* CMOD foram dispostos, logo abaixo, juntamente com a imagem da superfície de fratura.



(a)



(b)

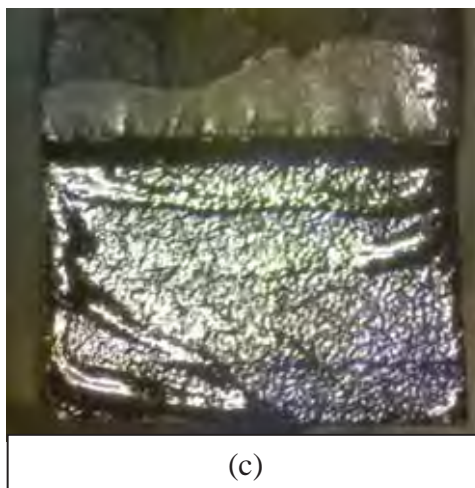


Figura 59 - Ensaio de CTOD do metal base VII a -50°C : (a) gráfico Carga [kN] versus Deformação [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] versus CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.

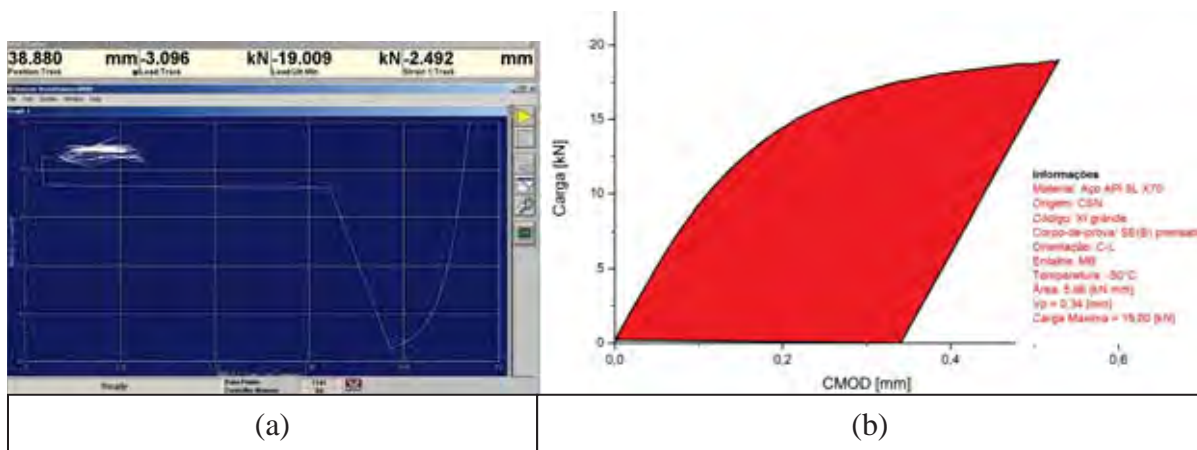


Figura 60 - Ensaio de CTOD do metal base XI a -50°C : (a) gráfico Carga [kN] versus Deformação [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] versus CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.

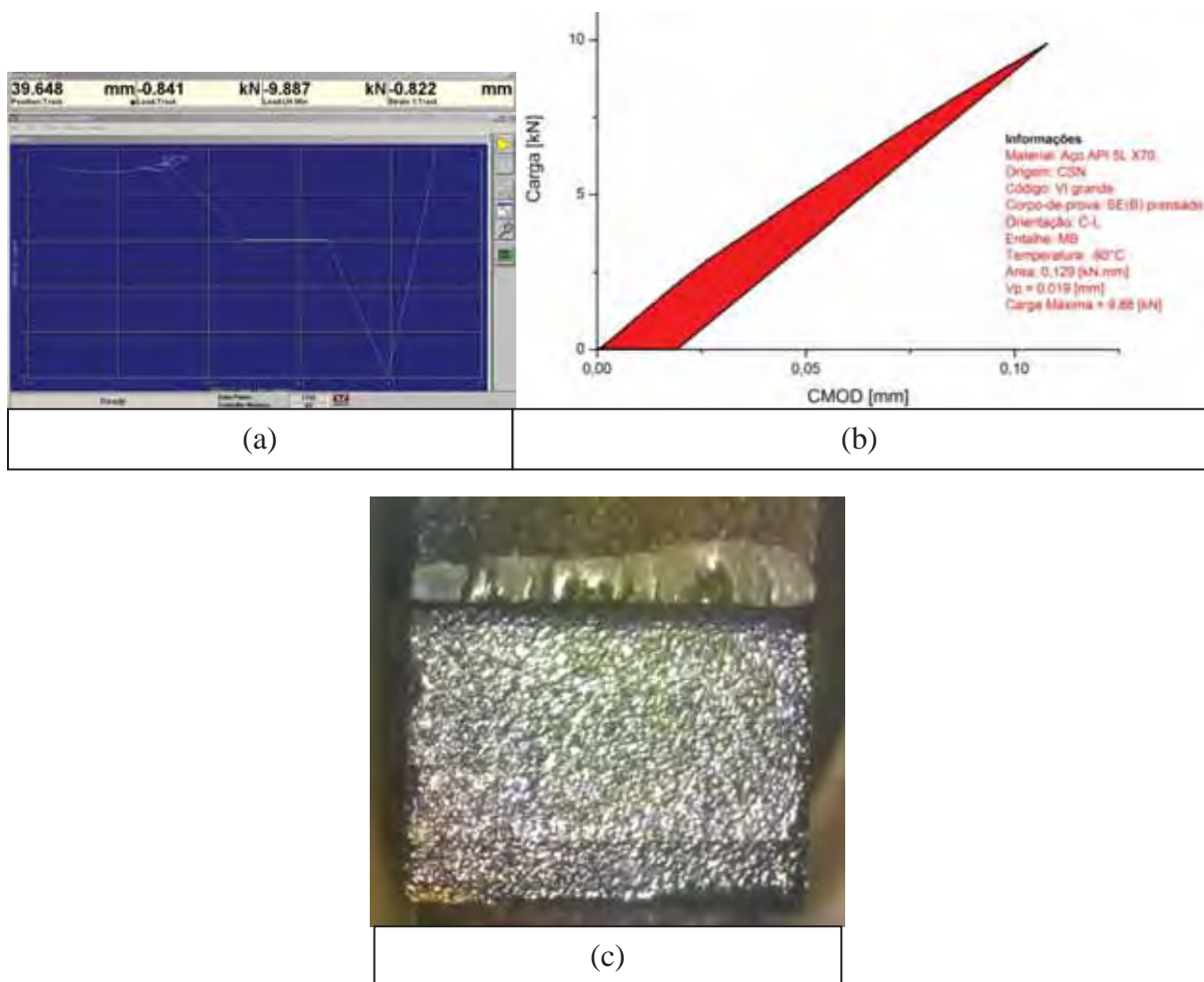
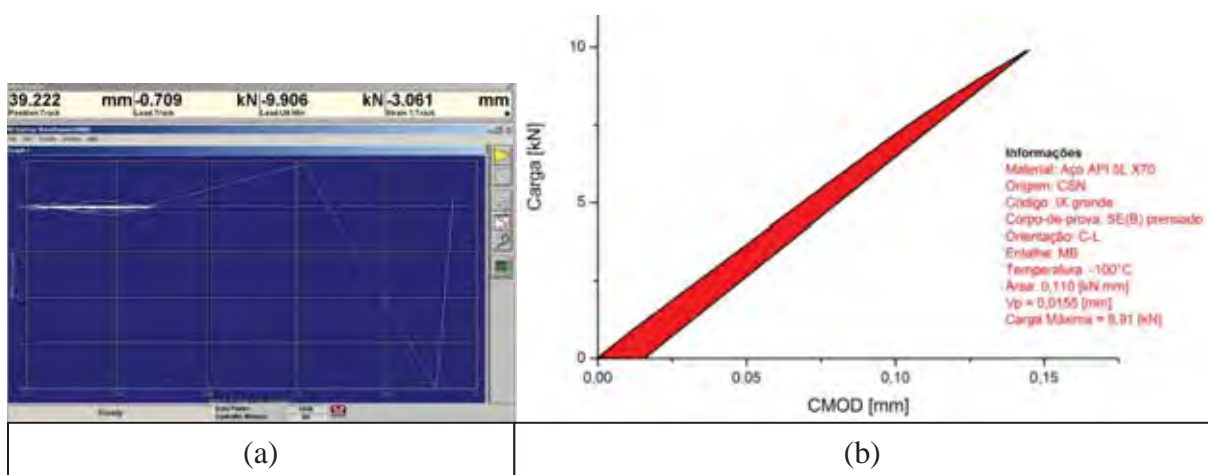
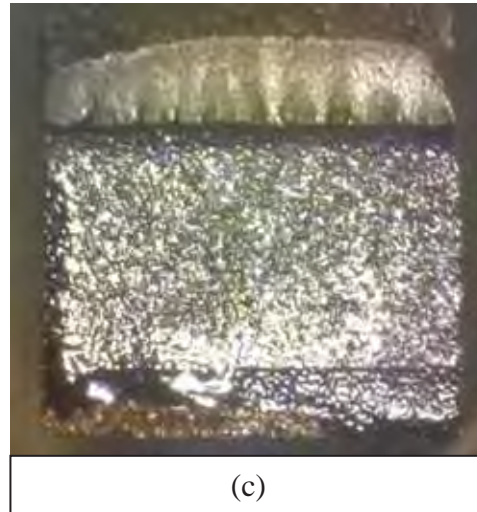


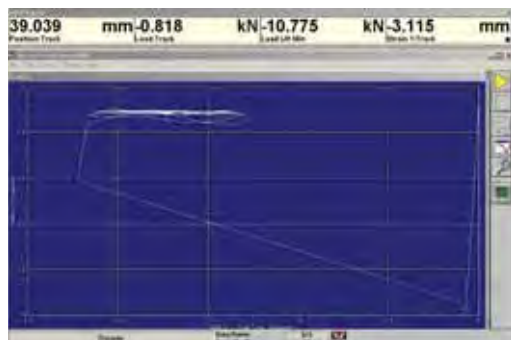
Figura 61 - Ensaio de CTOD do metal base VI a -80°C: (a) gráfico Carga [kN] versus Deformação [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] versus CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.



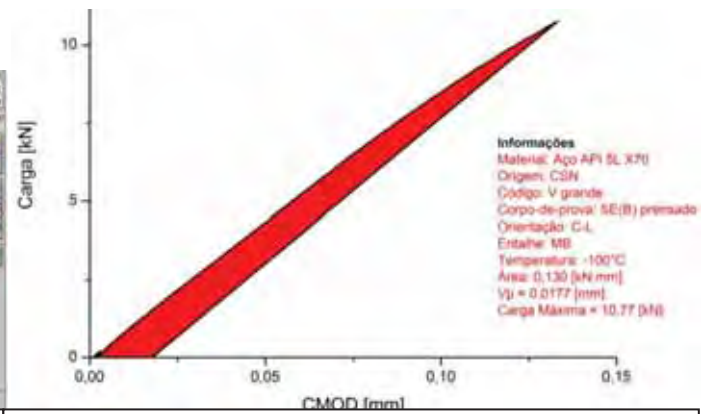


(c)

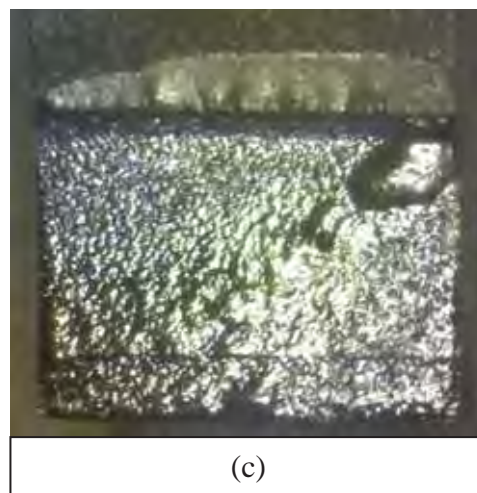
Figura 62 - Ensaio de CTOD do metal base IX a -100°C : (a) gráfico Carga [kN] versus Deformação [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] versus CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.



(a)



(b)



(c)

Figura 63 - Ensaio de CTOD do metal base V a -100°C : (a) gráfico Carga [kN] versus Deformação [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] versus CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.

A partir do comportamento da curva Carga vs. CMOD foi possível analisar qualitativamente a tenacidade do material, uma vez que, o formato e o tamanho da área sob a curva pode ser um indicativo da quantidade de energia absorvida ao longo da propagação da trinca. As curvas referentes às amostras ensaiadas a -50°C , Figuras 59 (b) e 60 (b), apresentaram uma considerável plasticidade quando comparadas às curvas obtidas a -80 e -100°C representadas, respectivamente, pelas Figuras 61 (b), 62 (b) e 63 (b). Tal fato pode ser evidenciado pelo maior deslocamento da abertura boca da trinca, que por sua vez, é acompanhado por uma maior carga. As duas curvas das Figuras 59 (b) e 60 (b) apresentaram uma “suavidade” ao longo da propagação da trinca, o que indica um considerável crescimento estável da trinca ($\Delta a > 0,2$ mm) antes da propagação instável. O comportamento mais tenaz da curva obtida a -50°C em relação às obtidas a -80 e 100°C era de se esperar, pois como relatado no ensaio de impacto Charpy, a temperatura de -50°C ficou situada na faixa de transição dúctil-frágil, enquanto que, a partir de -70°C o material apresentou um comportamento predominantemente frágil. Após os ensaios, alguns corpos-de-prova foram induzidos a separação total para posterior mensuração da pré-trinca de fadiga em projetor de perfil. A partir da análise da superfície de fratura, foi possível mensurar o tamanho médio inicial da trinca. As Tabelas 10 e 11 apresentam os valores de CTOD de alguns corpos-de-prova determinados, respectivamente, pelas normas BS7448-Parte 1 (1991) e ASTM E1820-08.

Tabela 10 - Valores de CTOD, referentes ao metal base, obtidos pela norma BS 7448 (1991).

CTOD MB - NORMA BS 7448 - PARTE I (1991)									
Código	Temperatura [°C]	Vp [mm]	Carga Máxima [kN]	a0 [mm]	a0/W	CTOD elástico	CTOD plástico	CTOD [mm]	TIPO
VII	-50	0,13	15,63	9,47	0,43	0,024	0,04	0,065	δ_u
VI	-80	0,019	9,88	9,39	0,43	0,010	0,006	0,015	δ_c
IX	-100	0,0155	9,91	10,174	0,47	0,012	0,004	0,016	δ_c

Tabela 11 - Valores de CTOD, referentes ao metal base, obtidos pela norma ASTM E1820-08.

CTOD MB - NORMA ASTM E1820-08									
Código	Temperatura [°C]	Área [kN. mm]	Carga Máxima [kN]	a0 [mm]	a0/W	CTOD elástico	CTOD plástico	CTOD [mm]	TIPO
VII	-50	1,83	15,63	9,47	0,43	0,006	0,03	0,035	δ_u
VI	-80	0,129	9,88	9,39	0,43	0,006	0,002	0,008	δ_c
IX	-100	0,11	9,91	10,174	0,47	0,014	0,002	0,016	δ_c

Observação:

i) A correção dos limites de escoamento para a determinação dos valores de CTOD pela norma ASTM E1820-08 deu-se a partir da mesma equação estabelecida pela norma BS 7448 (1991) para a correção do limite de escoamento;

Após a avaliação e qualificação da pré-trinca de fadiga, pôde-se perceber que somente o ensaio realizado a -100°C atendeu a condição dos intervalos $0,45 \leq (a_0/W) \leq 0,55$ e $0,45 \leq (a_0/W) \leq 0,70$ imposta, respectivamente, pelas normas BS7448(1991) e ASTM E1820-08. Analisando as imagens das superfícies de fratura, Figuras 59 (c), 61 (c) e 62 (c) percebe-se que, somente a superfície da Figura 62 (c) apresentou uma pré-trinca de fadiga uniforme. Sendo assim, os valores de CTOD obtidos para -50 e -80°C não poderão ser usados como referência para o valor crítico da tenacidade à fratura do metal base. Já o valor de CTOD da amostra ensaiada a -100°C apresentou um valor crítico de $0,016$ mm. Como pode ser observado nas Tabelas 10 e 11, o valor crítico de CTOD ($\delta_c = 0,016$ mm) é composto em grande parte pela correspondente elástica, em contrapartida, a sua componente plástica representa apenas 12,5% do valor total. Fato esse que é justificado pelo frágil comportamento registrado na curva Carga vs. CMOD, conforme Figura 62 (b). O fato que mais chama a atenção nessa análise é que, os valores de CTOD crítico calculados pelas duas normas abordadas nesse tópico, convergiram para o valor comum de $0,0016$ mm. Já em relação aos valores de CTOD referentes às temperaturas de -50°C e -80°C , essa constatação não foi verificada. Uma possível explicação para essa não convergência deve-se ao fato das pré-trincas de fadiga daquelas amostras não terem obedecido aos critérios de validação da pré-trinca de fadiga, tornando essa última análise não confiável. A recomendação seria realizar um número de ensaios CTOD o suficiente para se obter ao menos 3 valores de CTOD válidos para cada temperatura e, a partir de então, verificar se tais valores irão convergir para um valor comum, como no caso do ensaio válido para a temperatura de -100°C .

4.6.2 Resultados de CTOD para LS

A partir dos dados gerados pela máquina foi possível levantar a curva característica Carga [kN] versus CMOD [mm] para cada corpo-de-prova. A partir dessa curva determinou-se a carga máxima suportada pelo corpo-de-prova momentos antes da fratura (F) e o correspondente deslocamento da abertura da “boca” da trinca (V_p). A integral da área sob a

curva Carga *vs.* CMOD forneceu a área (A_p). Os valores de F e V_p foram empregados na determinação do cálculo do CTOD pela norma BS 7448(1991), enquanto que, os valores de F e A_p foram usados para o cálculo do CTOD através da norma ASTM E1820-08.

As principais informações e a identificação de cada ensaio foram relatadas na própria curva a partir de uma legenda. O gráfico fornecido pela máquina e a curva Carga *vs.* CMOD foram dispostos, logo abaixo, juntamente com a imagem da superfície de fratura.

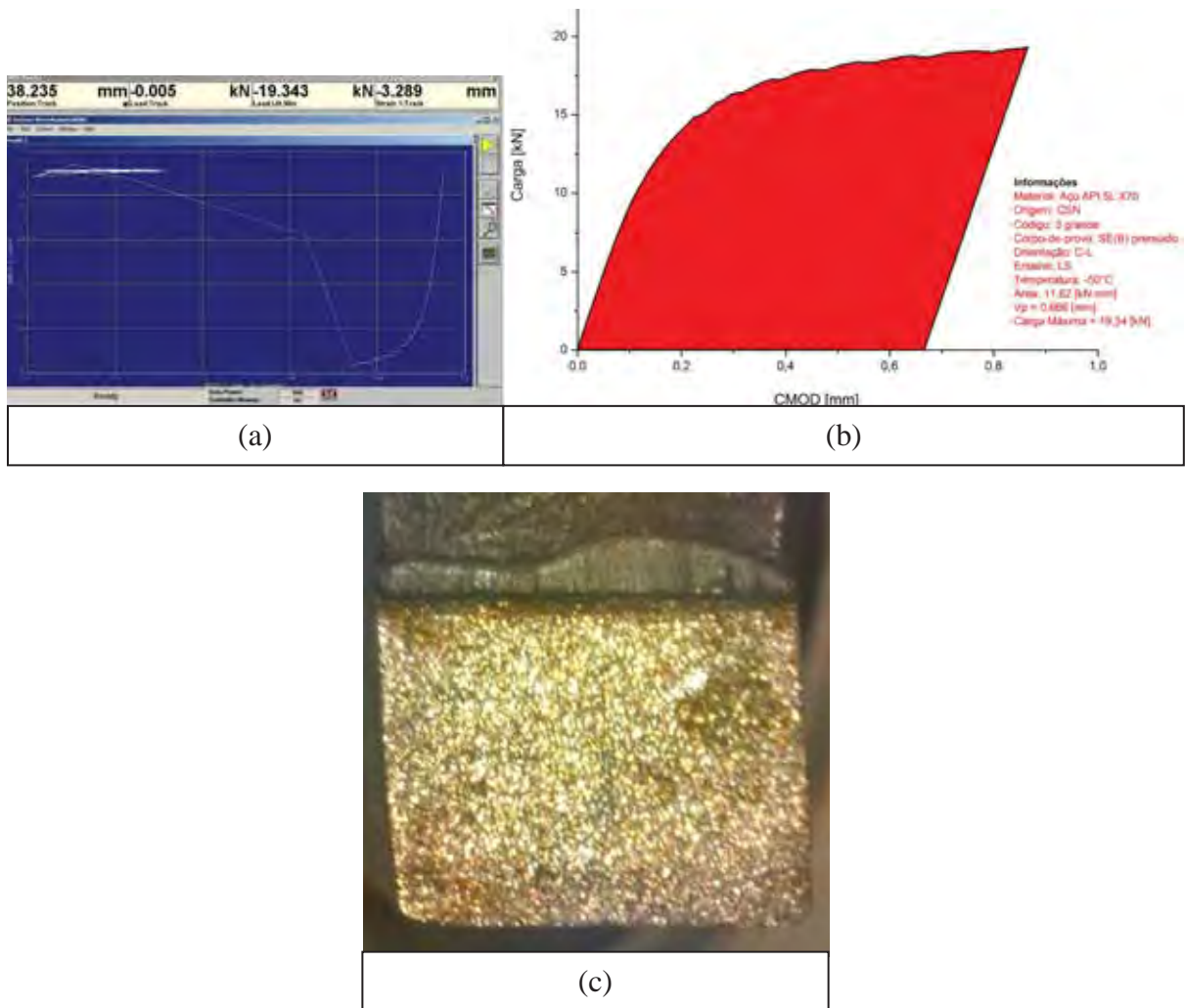
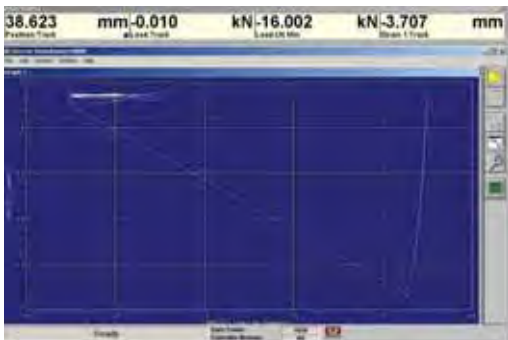
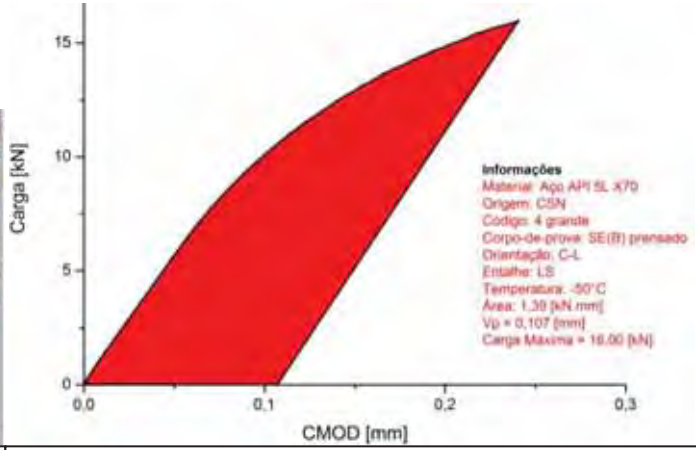


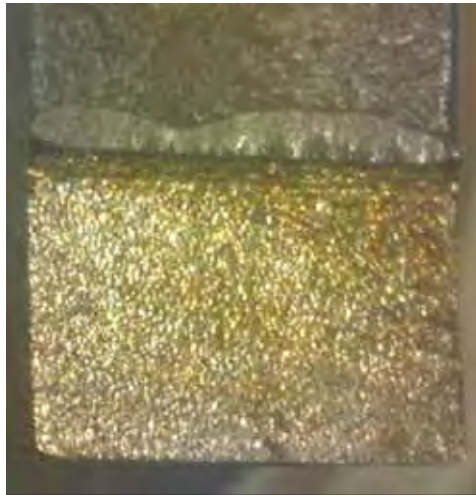
Figura 64 - Ensaio de CTOD da linha de solda 3 a -50°C : (a) gráfico Carga [kN] *versus* Deformação [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] *versus* CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.



(a)

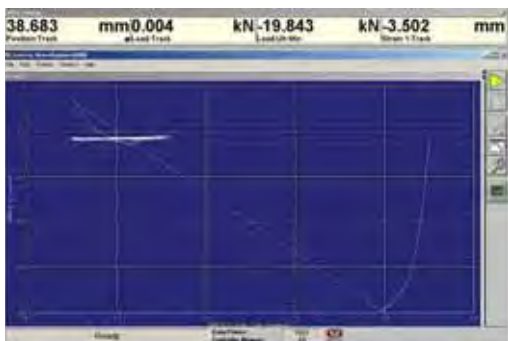


(b)

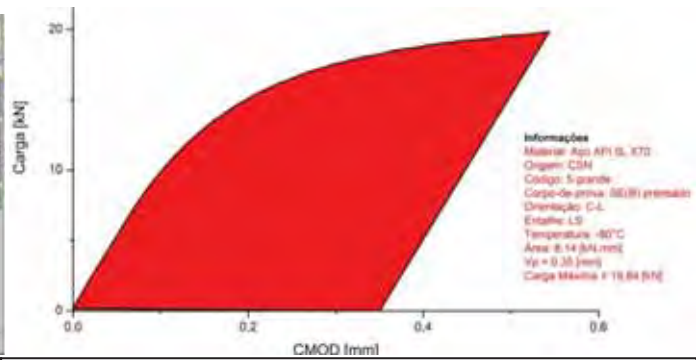


(c)

Figura 65 - Ensaio de CTOD da linha de solda 4 a -50°C: (a) gráfico Carga [kN] versus CMOD [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] versus CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.



(a)



(b)

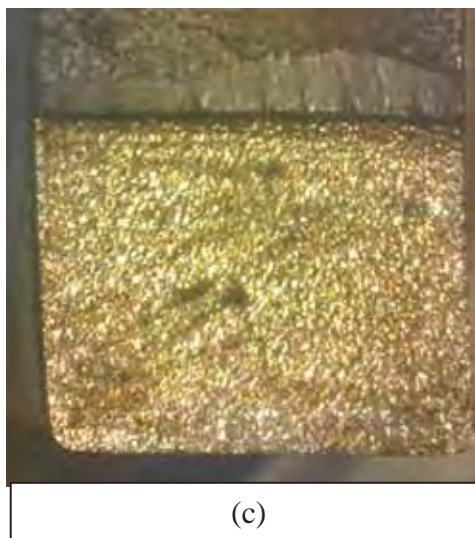


Figura 66 - Ensaio de CTOD da linha de solda 5 a -80°C : (a) gráfico Carga [kN] versus CMOD [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] versus CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.

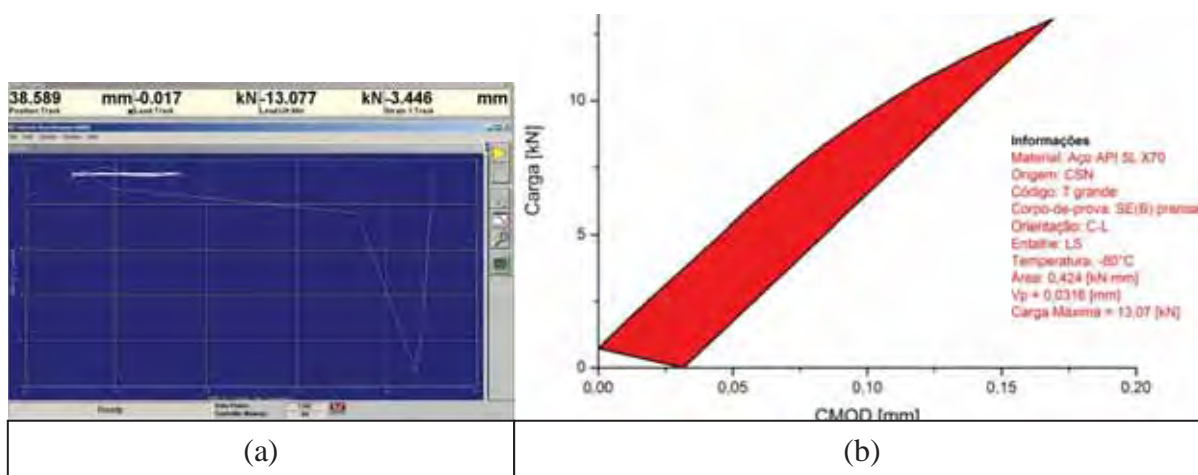


Figura 67 - Ensaio de CTOD da linha de solda 7 a -80°C : (a) gráfico Carga [kN] versus CMOD [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] versus CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.

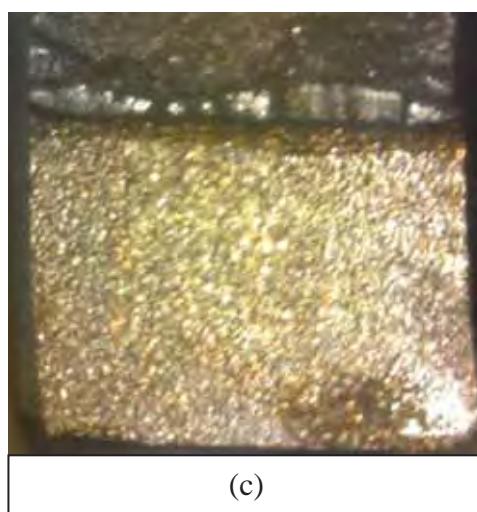
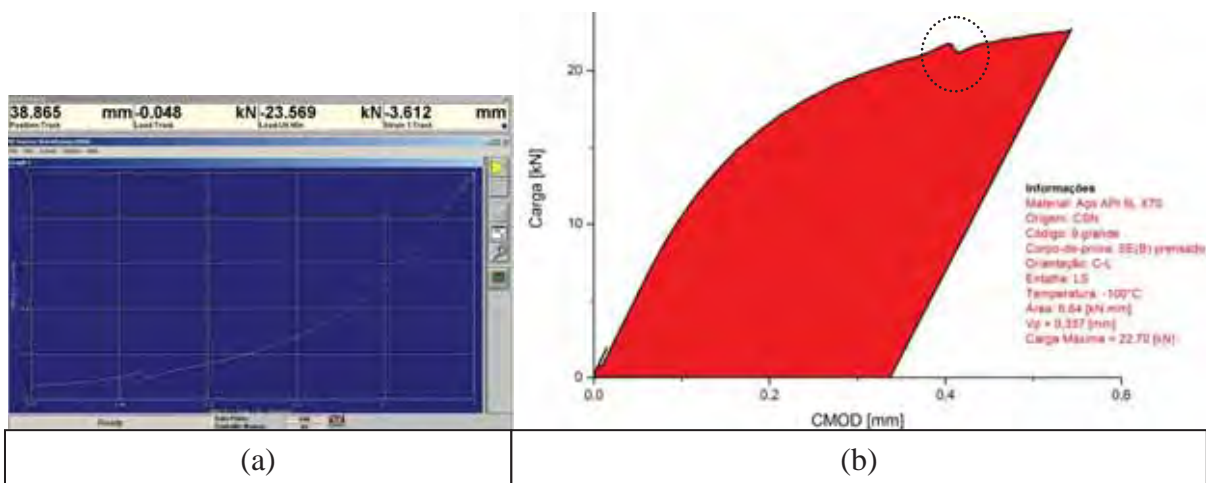


Figura 68 - Ensaio de CTOD da linha de solda 9 a -100°C : (a) gráfico Carga [kN] versus CMOD [mm] fornecido pela máquina; (b) curva Carga [kN] versus CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.

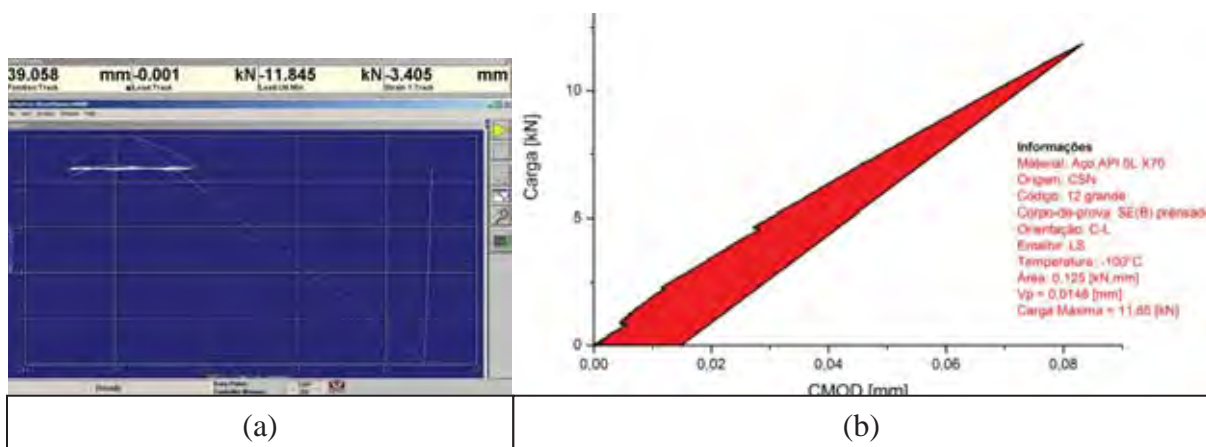




Figura 69 - Ensaio de CTOD da linha de solda 12 a -100°C : (a) gráfico Carga [kN] *versus* CMOD [mm] fornecido pela máquina (b) curva Carga [kN] *versus* CMOD [mm]; (c) superfície de fratura.

Fazendo uma análise comparativa entre as curvas Carga *vs* CMOD referentes à linha de solda, de maneira geral, percebe-se que houve uma grande variedade, para uma mesma temperatura, nos valores de carga máxima (F), CMOD (V_p) e, conseqüentemente, da área sob a curva (A_p). Um exemplo foram as curvas Carga *vs*. CMOD das Figura 68 (b) e 69 (b). Analisando essas curvas referentes a temperatura de -100°C , houve uma grande diferença no que se refere a tenacidade do material.

Um fato que deve ser levado em consideração foi a dificuldade encontrada na identificação da linha de solda, uma vez que, devido à alta frequência da corrente elétrica, a linha de solda tende a ser praticamente imperceptível. Essa constatação gerou uma dificuldade para a confecção do entalhe na região da linha de solda, sendo passível de pequenos desvios, induzindo a confecção do entalhe e, conseqüentemente, da pré-trinca na zona termicamente afetada. Como sugestão para futuros trabalhos, seria interessante realizar o seccionamento das juntas soldadas, mais especificamente na região da linha de solda ao longo de toda a espessura do material, conforme recomendação da norma API RP 2Z (2005). Esse seccionamento irá fornecer o real posicionamento da pré-trinca de fadiga e, dessa maneira, será possível correlacionar o valor de CTOD com a correspondente região na qual se estará analisando.

Após o levantamento da curva Carga *vs*. CMOD para o corpo-de-prova de código 9, conforme observado em destaque por um círculo pontilhado na Figura 68, foi observada uma descontinuidade na curva Carga *vs*. CMOD. Essa descontinuidade é caracterizada por uma

significativa extensão estável da trinca precedida por uma extensão instável da trinca, ou, em termos de carga, quando se observa uma queda repentina de carga superior a 1%.

Conforme a norma BS7448, para quedas repentinas de carga superior a 1%, deve-se obter a carga imediatamente antes da carga defasada. A metodologia empregada para avaliar a significância do *pop-in* presente na curva da Figura 68 está demonstrada logo abaixo na Figura 70.

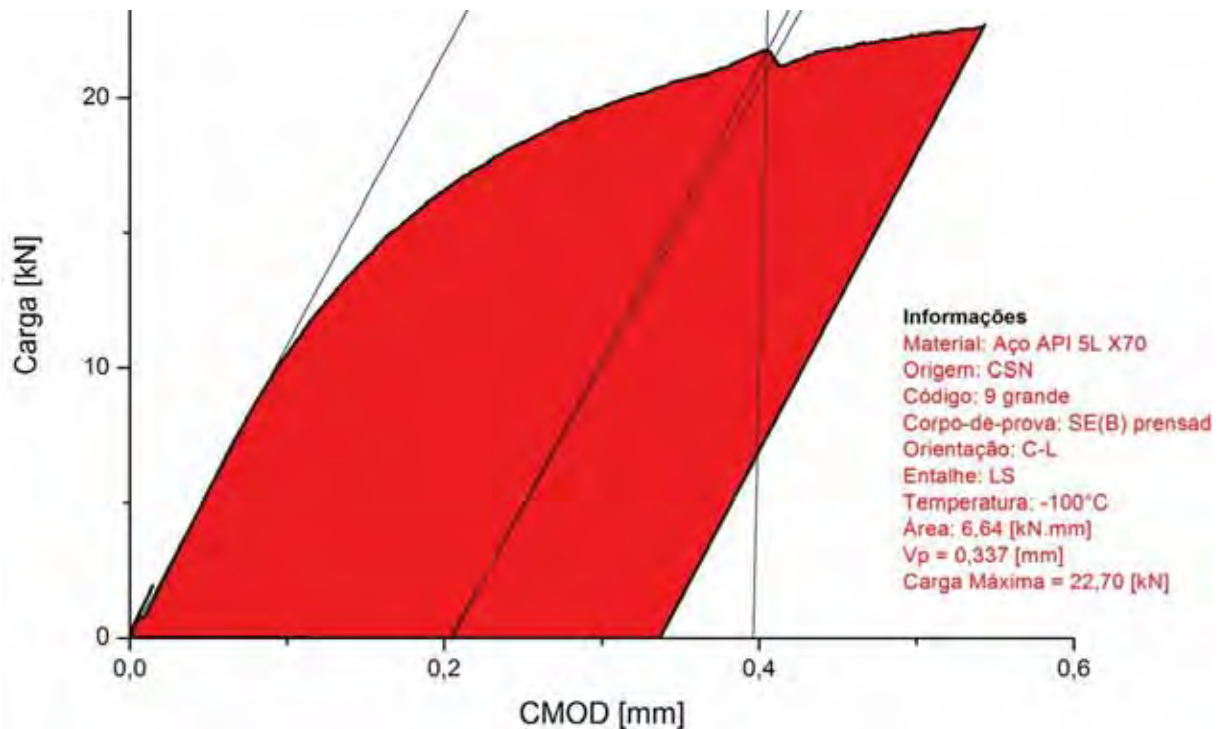


Figura 70 - Avaliação da significância do *pop-in* ocorrido no ensaio de CTOD a -100°C referente à linha de solda.

Feito o procedimento, constatou-se que, realmente, houve a ocorrência do *pop-in*. A partir de então, levantou-se novamente a curva Carga vs. CMOD referente à amostra em análise. Como pode ser visto na Figura 71, houve uma mudança significativa no valor do CMOD, passando de 0,337 [mm] para 0,206 [mm] e, conseqüentemente na área, diminuindo de 6,64 [kN.mm] para 3,738 [kN.mm]. Já a carga diminuiu de aproximadamente 1,00 [kN].

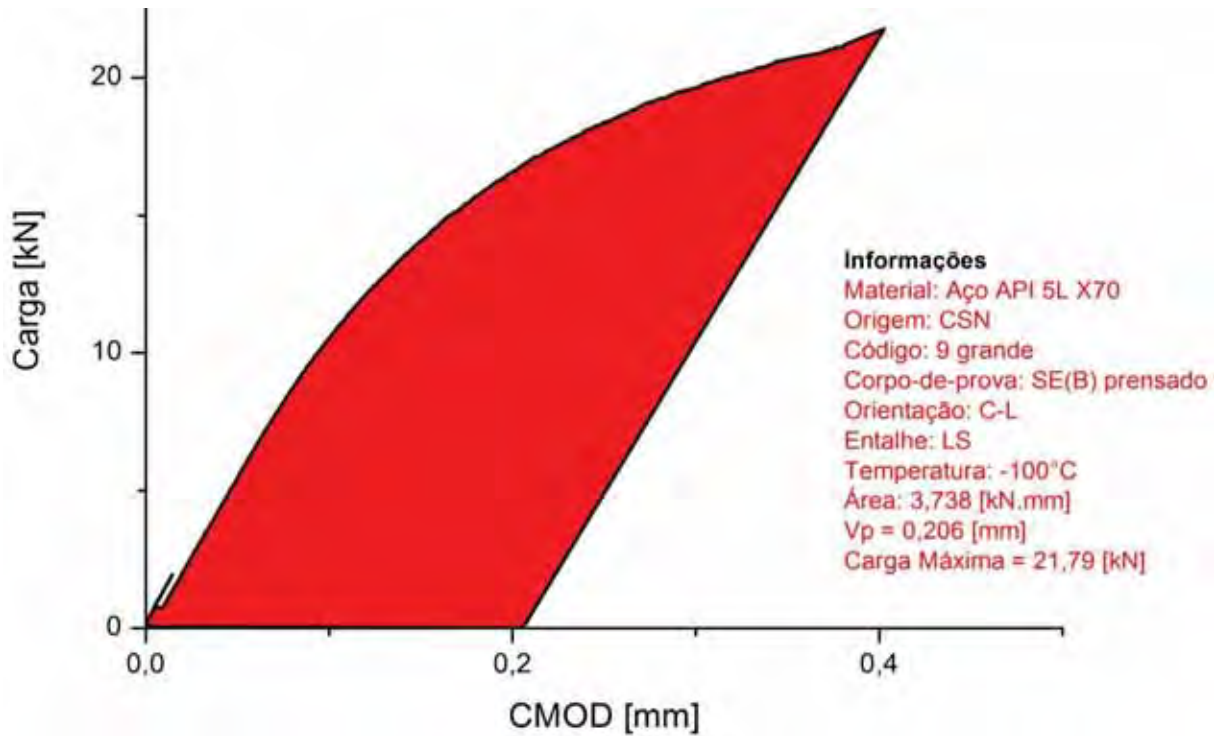


Figura 71 - Curva Carga [kN] versus CMOD [mm] do corpo-de-prova 9 ensaiado a -100°C, após a identificação de *pop-in*.

Como houve uma diminuição nos valores correspondentes aos parâmetros Vp, F e Ap, simultaneamente, haverá uma redução no valor do CTOD. Após os ensaios, alguns corpos-de-prova foram induzidos a separação total para posterior mensuração da pré-trinca de fadiga em projetor de perfil. A partir da análise da superfície de fratura, foi possível mensurar o tamanho médio inicial da trinca. As Tabelas 4.6 e 4.7 apresentam os valores de CTOD de alguns corpos-de-prova determinados, respectivamente, pelas normas BS7448-Parte 1 (1991) e ASTM E1820-08.

Tabela 12 - Valores de CTOD, referentes à linha de solda, obtidos pela norma BS 7448 (1991).

CTOD LS - NORMA BS 7448 - PARTE I (1991)									
Código	Temperatura [°C]	Vp [mm]	Carga Máxima [kN]	a0 [mm]	a0/W	CTOD elástico	CTOD plástico	CTOD [mm]	TIPO
4	-50	0,107	16,00	8,01	0,37	0,020	0,038	0,059	δ_u
5	-80	0,350	19,84	9,00	0,42	0,038	0,112	0,151	δ_u
9	-100	0,337	22,70	8,66	0,39	0,041	0,116	0,157	δ_u
9*	-100	0,206	21,79	8,66	0,39	0,038	0,071	0,109	δ_u

Tabela 13 - Valores de CTOD, referentes à linha de solda, obtidos pela norma ASTM E1820-08.

CTOD LS - NORMA ASTM E1820-08									
Código	Temperatura [°C]	Área [kN. mm]	Carga Máxima [kN]	a0 [mm]	a0/W	CTOD elástico	CTOD plástico	CTOD [mm]	TIPO
4	-50	1,390	16,00	8,01	0,37	0,005	0,023	0,028	δ_u
5	-80	6,140	19,84	9,00	0,42	0,006	0,105	0,110	δ_u
9	-100	6,640	22,70	8,66	0,39	0,050	0,109	0,159	δ_u
9*	-100	3,738	21,79	8,66	0,39	0,046	0,062	0,108	δ_u

Observações:

- i) A correção dos limites de escoamento para a determinação dos valores de CTOD pela norma ASTM E1820-08 deu-se a partir da mesma equação estabelecida pela norma BS 7448 (1991) para a correção do limite de escoamento;
- ii) A amostra de código 9* faz referência a determinação dos novos parâmetros da curva Carga vs CMOD e do valor de CTOD após a consideração da ocorrência do *pop-in*.

Observando os valores da relação a_0/W nas Tabelas 4.7 e 4.9, verifica-se que nenhum ensaio pode ser validado segundo os critérios das normas BS7448 (1991) e ASTM E1820-08. Nesse caso, como o ocorrido com os corpos-de-prova referentes ao metal base, houve a má confecção das pré-trincas, tendo as mesmas comprimentos muito pequenos de tal maneira a invalidar os ensaios.

Para fechar a análise desse estudo, de maneira geral, pôde-se perceber que os corpos-de-prova referentes à linha de solda apresentaram um comportamento mais tenaz aos do metal base. Esse comportamento pode ser melhor compreendido a partir de uma análise comparativa entre os principais parâmetros da curva Carga vs CMOD para cada tipo de amostra e para uma mesma temperatura. As Tabela 14 e 15 apresentam os valores correspondentes à área sob a curva (A_p), o deslocamento da abertura da boca da trinca (V_p) e a máxima carga suportada momentos antes da fratura.

Tabela 14 - Resumo dos principais parâmetros das curvas Carga vs CMOD referentes ao metal base.

API X70 MB VERMELHO GRANDE - ENSAIADO				
Temperatura [°C]	Código	Área [kN.mm]	Vp [mm]	Carga Máxima [kN]
-50	VII	1,83	0,13	15,63
-50	XI	5,66	0,34	19
-80	VI	0,129	0,019	9,88
-100	IX	0,11	0,0155	9,91
-100	V	0,13	0,0177	10,77

Tabela 15 - Resumo dos principais parâmetros das curvas Carga vs CMOD referentes à linha de solda.

API X70 LS VERMELHO GRANDE - ENSAIADO				
Temperatura [°C]	Código	Área [kN.mm]	Vp [mm]	Carga Máxima [kN]
-50	3	11,620	0,666	19,34
-50	4	1,390	0,107	16
-80	5	6,140	0,350	19,84
-80	7	0,424	0,032	13,07
-100	9	6,640	0,337	22,7
-100	9*	3,738	0,206	21,79
-100	12	0,125	0,015	11,85

5. CONCLUSÃO

As juntas soldadas (JS) em tubos de aço empregados na condução e distribuição de petróleo e gás correspondem às regiões mais susceptíveis à falhas, sendo caracterizadas como o elo mais frágil do tubo. O presente estudo avalia experimentalmente a integridade estrutural de juntas soldadas de tubos de aço API 5L X70 empregados em sistemas dutoviários. Dessa forma, esse estudo ganha grande relevância do ponto de vista da segurança operacional. O principal objetivo do estudo foi avaliar quantitativamente e qualitativamente a tenacidade à fratura de juntas soldadas obtidas pelo processo de soldagem por resistência elétrica de alta frequência (*High Frequency/Electric Resistance Welding – HF/ERW*). Nesse estudo avaliaram-se as regiões do metal base (MB) e da linha de solda (LS), ambas as regiões pertencentes à junta soldada.

A partir da realização das análises de caracterização mecânica e microestrutural, verificou-se que o aço API 5L X70 e suas juntas soldadas atenderam à todas as especificações de projeto exigidas pelas principais normas internacionais de petróleo e gás. Além do cumprimento dessas especificações, o estudo contribuiu para a linha de pesquisa relacionada à mecânica da fratura, uma vez que, há poucos estudos dentro dessa linha que aborda a integridade estrutural de juntas soldadas obtidas pelo processo *HF/ERW*.

A investigação dos principais micromecanismos de fratura atuantes durante a propagação da trinca contribuiu para a correlação entre a morfologia da zona de estiramento (ZE) da superfície de fratura com a tenacidade do material. Essa correlação pode ser dada tanto em termos quantitativo representado pelo valor de CTOD quanto pela análise qualitativa representada pelo comportamento da curva Carga *v.s* CMOD. Nesse caso, o corpo-de-prova 9 referente à linha de solda e ensaiado à -100°C apresentou uma ZE mais larga quando comparada com a ZE do corpo-de-prova IX referente ao metal base. Como resultado dessa diferença, houve por parte da amostra 9 uma maior capacidade em dissipar a energia em deformação plástica. Essa constatação pôde ser avaliada qualitativamente e quantitativamente representada, respectivamente, pelo comportamento das curvas das Figuras 62 (b) e 68 (b) e pelos valores de CTOD relatados nas Tabelas 10 à 13.

O ensaio de microdureza mostrou-se satisfatório em relação aos critérios do anexo J para *Offshore* e anexo H para *Sour Service* (máximo de 300 HV10 e 250 HV10, respectivamente) da norma API 5L. Além do atendimento à essas exigências, permitiu, também, concluir que não houve evidência estatística da ocorrência do fenômeno de

encruamento, também conhecido como efeito *Bauschinger*. Essa constatação permite presumir que a metodologia empregada para a avaliação da integridade estrutural de juntas soldadas, a partir de corpos-de-prova do tipo SE(B), simula a real condição de operação dos tubos instalados nos sistema dutoviários. Em outras palavras, como não houve indício de encruamento, conseqüentemente não houve alterações significativas na tenacidade da região da junta soldada, sendo possível afirmar que a tenacidade avaliada em corpos-de-prova SE(B) tende a representar a própria tenacidade do tubo.

O ensaio de impacto Charpy revelou que zona termicamente afetada (ZTA) referente ao aço API 5L X70 apresentou uma excelente tenacidade quando comparada a das regiões do MB (transversal ao sentido de laminação da chapa) e da LS. Fato esse, que pode justificar a grande variação nos valores de CTOD encontrados para os ensaios realizados na linha de solda, uma vez que, a trinca pode ter sido desviada para a região da ZTA. Essa alta tenacidade revelada na ZTA foi muito importante, pois essa região costuma ser a que mais sofre efeitos deletérios provenientes do processo de soldagem. A curva de transição dúctil-frágil revelou que a tenacidade do material sofre total influência da temperatura e, a sua análise, permitiu verificar que o material somente irá apresentar comportamento predominantemente frágil a baixíssimas temperaturas (inferiores à -70°C).

A metodologia empregada para o estudo da integridade estrutural por meio do ensaio de CTOD com amostras extraídas já a partir do produto final mostrou-se adequada para a avaliação. A comparação entre as normas BS744 (1991) e ASTM E1820-08 permitiu concluir que ambas as metodologias convergem para um valor comum. Como exemplo, tem-se o valor do CTOD da amostra IX referente ao metal base e ensaiada a -100°C , sendo $\delta_c=0,016$ [mm] obtido pelas duas normas. Isso mostra que, embora as normas BS744(1991) e ASTM E1820-08 adotam diferentes parâmetros da curva Carga vs. CMOD, os valores de CTOD tendem a convergir para um valor comum.

De maneira geral, o estudo não somente atendeu as expectativas como também permitiu fornecer inúmeras sugestões para novos estudos acerca de juntas soldadas obtidas pelo processo HF/ERW.

6. SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTUROS

Devido a grande complexidade envolvida e a importância do estudo da integridade estrutural de juntas soldadas por meio do ensaio de CTOD, julga-se interessante abordar alguns pontos para futuros estudos. A seguir são listadas algumas sugestões para novos estudos em torno da integridade estrutural de juntas soldadas formadas a partir do processo *HF/ERW*.

- Realizar o estudo da morfologia da zona de estiramento a partir de superfícies fraturadas por CTOD de amostras referentes ao metal base, zona termicamente afetada e linha de solda. O interessante seria quantificar o tamanho da zona de estiramento com o respectivo valor de CTOD, uma vez que, o valor crítico da tenacidade à fratura é totalmente dependente da região da junta soldada na qual se está analisando e da temperatura.
- Devido à excelente tenacidade da ZTA revelada a partir do ensaio de impacto *Charpy*, seria interessante quantificar essa tenacidade em função do parâmetro CTOD. Para isso deve-se realizar ensaios de CTOD para amostras com entalhe na região da ZTA para diferentes temperaturas.
- Para alguns ensaios de CTOD foi percebido pequenos desvios da trinca durante a sua propagação. Seria interessante investigar quais os reais motivos desse desvio.
- Como foi constatado no presente trabalho, para o ensaio válido, os valores de CTOD calculados pelas normas BS7448(1991) ASMT E1820-08 convergiram para um valor comum. Porém, essa constatação foi baseada somente em um único ensaio de CTOD válido. Para maior credibilidade do estudo, julga-se necessário realizar um maior número de ensaios de CTOD para cada condição, tanto em termos de temperatura quanto em termos da região da junta soldada na qual deseja-se estudar. Para um número considerável de ensaios válidos, é possível fazer um tratamento estatístico, assim como o realizado na ensaio de microdureza do presente estudo.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Specification for line pipe steel API5L**, 44th. ed, Washington D.C, 2008.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Specification for line pipe steel API5L**. 42nd. ed. New York: API, 2004.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1820**: Standard test method for measurement of fracture toughness. West Conshohocken, PA, EUA, 2008.

ANDERSON, T. L. Fracture mechanics: fundamentals and applications, 2nd ed., CRC: New York, 1995, 680p.

BATISTA, G. Z. et al. Otimização de parâmetros para o curvamento a quente de tubos X80. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 62º, 2007, Vitória. **Anais...** Espírito Santo: ABM, 2007. p.1182-1194.

BELTRÃO, M. A. N. et al. Influência da razão de tensões (R) na propagação de trincas de fadiga em juntas soldadas longitudinais de aço para dutos API X-70. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 60º, 2005, Belo Horizonte. **Anais...** Minas Gerais: ABM, 2005. p.1930-1938.

BOTT, I. S.; SOUZA, L. F. G.; TEIXEIRA, J. C. C.; RIOS, P. R. High-strength steel development for pipelines: A Brazilian perspective. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 36A, pp.443-454, February, 2005.

BRAZ, M. H. P., **Propriedades em fadiga de soldas de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturas**. 1999. 117 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1999.

BRITISH STANDARD INSTITUTION. **BS7448**: Fracture mechanics toughness tests, 1991.

BRITO, V. L. O., **Estudo da tenacidade da ZAC no aço ASTM A537 C1 e em tubos API 5L X70 soldados com arco submerso**. 1999. 111 f Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Metalurgia Física) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1999.

CALDEIRA, E. A., Lourenço, P. L., Costa, R. O., Bellon, J. C., Carvalho, R. D., Cetlin, P. R. Desenvolvimento de aços atendendo a norma API 5L, no laminador de tiras a quente da Companhia Siderúrgica de Tubarão (CST). In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 60º, 2006, Belo Horizonte. **Anais...** Minas Gerais: ABM, 2005. p.690-699.

CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 5 ed, São Paulo: LTC, 2002, 589p.

CARLETTI, C. B. et al. Análise de falhas em juntas sobrepostas soldadas por resistência. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 60º, 2005, Belo Horizonte. **Anais...** Minas Gerais: ABM, 2005. p.2867-2876.

CARVALHO, P. N. M. R. **Estudo da soldadura em carga de uma tubagem API 5L**. 89 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Ciências e Tecnologia , Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, 2010.

CAVALHEIRO, B.; MATUDA, F.; CONSTANTINO, J. G.; KOJIMA, S. S. Performance de tubo soldado de alta resistência da classe API 5L grau X70 utilizados para pipe lines em aplicação onshore. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 62º, 2007, Vitória. **Anais...** Espírito Santo: ABM, 2007. p.1287-1300.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia mecânica: processos de fabricação e tratamento**. 2.ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986, v.2, 315p.

COHEN, M.; HANSEN, S. S. “**Microstructural Control in Microalloyed Steels,**” MiCon 78: Optimization of Processing, Properties, and Service Performance Through Microstructural Control, ASTM STP 672, Halle Abrams, G. N. Maniar, D. A. Nail, and H. D. Solomon, Eds., American Society for Testing and Materials, 1979, pp.34-52.

CORDEIRO, W. R., MELO, L. C. R., GOMES, I., BONI, L. P., DI SANCTIS, M. A. M. Desenvolvimento de Tubos de Alta Resistência Grau API 5L X70 PSL2 Offshore pelo Processo de Soldagem HFIW (High Frequency Induction Welding). In: 64º Congresso Anual da ABM – Belo Horizonte, MG, 2009, pp. 1-12.

CUNHA, L. J. G. da. **SOLDA: como, quando e por quê**. 2.ed, Porto Alegre: D. C. Luzzatto, 1989, 260p.

DET NORSKE VERITAS. **Submarine Pipelines Systems, Offshore Standards OS-F101**. October, 2010.

DIETER, G. E. **Metalurgia Mecânica**. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Koogan S.A., 1981, 653p.

DINIZ, E. O.; LIMA, R. F.; SANTOS, D. B. Análise da influência do nióbio nas propriedades mecânicas da barra chata temperada e revenida para aplicações em feixes de mola. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 61º, 2006, Rio de Janeiro. **Anais...** Rio de Janeiro: ABM, 2006. p.2611-2619.

ESTEIO. Disponível em <<http://www.esteio.com.br>>. Acessado em 14 set. 2010.

FIGUEIREDO, T. F. P. **Predição de propriedades mecânicas de um aço (ARBL) da classe API 5L laminado à quente utilizando redes neurais artificiais**. 2008. 121 f. Monografia (Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Curso de Engenharia Metalúrgica e de Materiais do Centro Universitário Vila Velha, Centro Universitário Vila Velha, Espírito Santo, 2008.

GALLEGO, J.; KESTENBACH, H-J. Interação entre os mecanismos de endurecimento nos aços microligados. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, XVI, 2004, Porto Alegre.

GDOUTOS, E. E. **Fracture mechanics: An introduction**, Kluwer Academic Publishers (1993), Dordrecht, Boston, London, 328p.

GODOY, J. M. **Estudo da ocorrência de trinca por fadiga em tubos de aço soldados, devido ao transporte**. 2008. 132 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

GORNI, A. A., MEI, P. R. Efeito dos parâmetros da laminação controlada sobre a precipitação do cobre em aço HSLA-80. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 61º, 2006, Rio de Janeiro. **Anais...** Rio de Janeiro: ABM, 2006. p.3074-3081.

GUIMARÃES, V. A. Apostila: Ensaios de Tenacidade à Fratura. Disciplina: MT3056 311T - Propriedades dos Materiais, Departamento de Materiais e Tecnologia – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – Universidade Estadual Paulista, 2008, 49p.

HEIN, L.R.O, **Estudo da zona de estiramento através de técnica de reconstrução tridimensional**. 1996. 113 f. Dissertação (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1996.

HILLENBRAND, H. G.; LIESSEN, A.; BIERMANN, K.; HECKMANN, C. J.; SCHWINN, V. Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportation lines. In: Fourth International Conference on Pipeline Technology. May 9-12, 2004, Ostend, Belgium, 8 p.

INFOMET. Disponível em <<http://www.infomet.com.br>> Acessado em 30 de ago. de 2010.

IRIKURA, S. I. **Estudo da influência da microestrutura no comportamento mecânico de juntas soldadas de um aço estrutural.** 171 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual de São Paulo, Ilha Solteira, 2006.

JÚNIOR, E. H. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J- Δ a para previsão de colapso em dutos.** 2004. 143 f. Dissertação (Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica – Mecânica da Fratura) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

JUTLA, T. Caterpillar Incorporation, Fatigue and fracture control of weldments. Fracture Mechanics, Damage Tolerance, and Life Assessment. **American Society for Metals/ASM**, Metals Park, Ohio, pp. 434-449.

KIM, Y. M.; SHIN, S. Y.; LEE, H.; HWANG, B., LEE, S., KIM, N. J, Effects of molybdenum and vanadium addition on tensile and charpy impact properties of API X70 linepipe steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.38A, n.8, p.1731-1742, August, 2007.

KOU, S. **Welding Metallurgy.** 2nd. ed. USA: John Willey & Sons 2002. 467p.

KRAUSS, G. **Steels: Heat Treatment Processing Principles.** 2nd. ed.. ASM International edition 1990. 497p.

LESLIE, W. C. The Physical Metallurgy of Steels. McGraw-Hill, New York, 1981.

MINAMI, F., HADA, S., RUGGIERI, C., TOYODA, M., Analysis of strength mis-matching of welds on fracture performance of HAZ-notched joint. In: M. Toyoda, Editor, Strength Mismatching and its Control, pp. 77-86, Osaka University, July, 1992.

MOLTUBAKK, T. Strength mismatch effects on the cleavage fracture toughness of the heat affected zone of steel welds. Trondheim, Norway. 1998. 110p. PhD Thesis, Department of Machine Design and Materials Technology Norwegian University of Science and Technology.

NAKASUGI, H.; MATSUDA, H.; TAMAHITO, H. **Steels for Line Pipe and Pipeline Fittings**. Metals Society, v.90, 1973.

NETO, J. R. O. S. et al. Avaliação da confiabilidade dos parâmetros ótimos de soldagem do aço API 5L X60 usando planejamento de experimentos fatorial com dois níveis. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 62º, 2007, Vitória. **Anais...** Espírito Santo: ABM, 2007. p.3964-3972.

OGATA, P. H. et al. Caracterização microestrutural de aço API 5L X65, austenitizado e resfriado a diferentes taxas de resfriamento. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 18, 2008, Porto de Galinha. **CBECIMAT : anais eletrônico. São Paulo : ABM/ABC/ABPol, 2008**. São Paulo. p.6437-6447.

OGATA, P. H., **Caracterização microestrutural do aço para tubo API 5L-X65 em diferentes regiões da chapa como laminadas e após austenitização e resfriamento sob diversas taxas de resfriamento**. 105 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia – Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

ONSØIEN, M. I., M’HAMDI, M. M., AKSELSEN, O. M., Residual stresses in weld thermal cycle simulated specimens of X70 pipeline steel. **Welding Research**, v89, pp. 127-132, June, 2010.

OVERVIEW OF WELD DISCONTINUITIES, 1984, Welding, Brazing and Soldering, **American Society of Metals**, ASM Handbook, Metals Park, Ohio, v. 6, pp. 1073-1080.

PD 6493:1991 (PD-7910:1999). Guidance on methods for assessment the acceptability of flaws in fusion welded structures. British Standards Institution/BSI, 1991.

PEREIRA, C. P. M., **Comportamento à fratura da ZAC de juntas soldadas de aços microligados, utilizados em baixas temperaturas**. Dissertação (Livre-Docência em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1999.

PERINI, F. G. **Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados**. 2008. 83 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais – Processamento e Simulação de Materiais) – Universidade de Caxias do Sul, Caxias do Sul, 2008.

Pipelines International. Disponível em <<http://www.pipelinesinternational.com>>. Acessado em 14 set. 2010.

PORTO, R. et al. Desenvolvimento de aços API na CST-Arcelor Brasil. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 62º, 2007, Vitória. **Anais...** Espírito Santo: ABM, 2007. p.1140-1150.

RAMÍREZ, M. G. et al. Caracterização microestrutural de um aço API 5L-X80 através de microdureza e microscopia ótica e eletrônica. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 62º, 2007, Vitória. **Anais...** Espírito Santo: ABM, 2007. p.3633-3642.

RUGGIERI, C., **Modelagem micromecânica da fratura dúctil e aplicações à integridade estrutural**. 2001. 123 f. Dissertação (Livre-Docência em Engenharia) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

SANTOS, A. A DOS. **Modelamento da transformação de fases de aços de alta resistência e microligados ao Nb durante resfriamento após laminação em tiras a quente**. 2007. 335 f. Dissertação (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Minas – Metalurgia da Transformação) – Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2007.

SANT'ANNA, P. C. **Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65**. 2006. 147f. Dissertação (Doutorado em Engenharia Mecânica – Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

SCHLATTER. Disponível em <<http://www.schlatter-brasil.com.br>>. Acessado em 20 mar. 2011.

SILVA, A. L. V. DA C. E; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. 2.ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2006. 646p.

SILVA, M. C. **Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade a fratura**. 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Naval e Oceânica – Mecânica da Fratura) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2004.

SILVA, M. C. **Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80**. 2009. 113 f. Dissertação (Doutorado em Engenharia Naval e Oceânica – Mecânica da Fratura) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.

SILVA, M. C.; CRAVERO, S.; MAGNABOSCO, R.; RUGGIERI, C. Efeito de delaminações sobre curvas J-R do aço API 5L X80 produzido por laminação controlada – Parte I: investigação experimental. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 60º, 2005, Belo Horizonte. **Anais...** Minas Gerais: ABM, 2005. p.2090-2099.

SILVA, M. C., DONATO, G. H. B., MAGNABOSCO, R., RUGGIERI, C. Efeito de zonas frágeis localizadas sobre a tenacidade à fratura de juntas soldadas de aços API 5L X80. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 64º, 2009, Belo Horizonte. **Anais...** Minas Gerais: ABM, 2009.

SILVA, R. V. **Avaliação da tenacidade à fratura de soldas de alta resistência e baixa liga pelo método da integral J**. 1998. 84 f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 1998.

SOUZA, R. F. C. Análise do aço API X80 para construção de dutos de transporte de petróleo e gás. 2011. Trabalho de Conclusão de Curso. (Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho. 2011, 93p.

SPIVAKOV, V. I. et al. Kinetics of austenite transformation and bainite structure formation during strain-heat hardening of low-perlite steel X70 (X65) (API 5L Gr X-60, API 5L Gr X-70) plates for gas pipelines. © **Metallurgical and Mining Industry**, 2010, Vol. 2, N°1, p. 39-42.

STEEL TUBE INSTITUTE. Disponível em < <http://www.steeltubeinstitute.org>>. Acessado em 21 ago. 2010.

TBG. Disponível em: <<http://www.tbg.com.br>>. Acesso em: 14 set. 2010.

TENARIS CONFAB. Disponível e: <<http://www.tenarisconfab.com.br>>. Acessado em: 21 de ago. 2010.

TOFFOLO, R. V. B. **Estudo comparativo dos aços microligados API-5L-X60 e API-5L-X70, usados para confecção de tubos, quanto à tenacidade à fratura**. 2008. 191 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – REDEMAT – Rede Temática em Engenharia de Materiais – UFOP – CETEC – UEMG, Ouro Preto, 2008.

TORRICO, I. F. A. **Tenacidade à fratura em condições elastoplásticas com corpos de prova não normalizados para aços API 5L**: Análise numérica e experimental. 2006. 160 f. Dissertação (Doutorado em Engenharia Mecânica – Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2006.

TOYODA, M., Fracture toughness evaluation of steel welds (Review Part I and II). Osaka University, Faculty of Engineering, Department of Welding & Production Engineering, Japan, 1989, 157p.

TUBOS COMZE. Disponível em <<http://tubos.comze.com>>. Acessado em 21 ago. 2010.

VALIM, M. T. **Tenacidade a fratura da junta soldada obtida a arco submerso de aço API 5L X80**. 2005. 86 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2005.

VENTRELLA, V.A. Microestrutura e tenacidade do aço API 5LX – grau 70 soldado com arame tubular AWS E-81T1-Ni1 e eletrodo revestido AWS E-8010-G. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 16, 2004, Porto Alegre. **Anais...** Porto Alegre: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 2004. 15p.

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

ZHANG, J. X., SHI, Y. W. The effect of welding mechanical heterogeneity on fracture toughness feature of base metal. **International Journal of Pressure Vessel and Piping**, v. 72, pp. 199-202, 1997.