

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

RESISTÊNCIA À FADIGA DE JUNTA CIRCUNFERENCIAL DE UM TUBO API
5L X 70 EM CONTATO COM ETANOL.

Vinícius Giorgetti

São Carlos
2016

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**RESISTÊNCIA À FADIGA DE JUNTA CIRCUNFERENCIAL DE UM TUBO API
5L X 70 EM CONTATO COM ETANOL.**

Vinícius Giorgetti

Tese apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais como requisito parcial à
obtenção do título de DOUTOR EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Vitor Luiz Sordi

São Carlos
2016

DEDICATÓRIA

À minha família (pais e irmãs), por todo companheirismo, apoio e incentivo de sempre.

VITAE DO CANDIDATO

Engenheiro Perito da Alfândega da Receita Federal no Aeroporto de Viracopos (2016), Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos (2010), Engenheiro na Petrobras Transportes SA (Transpetro) (2007), Bacharel em Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos (2006).



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Tese de Doutorado do candidato Vinicius Giorgetti, realizada em 19/09/2016:

Prof. Dr. Vitor Luiz Sordi
UFSCar

Prof. Dr. Claudemiro Bolfarini
UFSCar

Prof. Dr. Sebastião Elias Kuri
UFSCar

Dr. Eduardo Hippert Junior
Petrobras

Prof. Dr. Waldek Wladimir Bose Filho
USP

AGRADECIMENTOS

À Deus, por me conceder saúde e força para poder seguir em frente.

Em especial ao Prof. Dr. Vitor Luiz Sordi pela oportunidade que me foi dada, pela inestimável orientação, discussão e amizade conquistadas durante a elaboração, tornando possível o desenvolvimento e conclusão deste trabalho.

Aos meus pais, José Tadeu Giorgetti e Conceição Aparecida Cardoso de Moraes Giorgetti, pelo conforto, carinho, companheirismo, apoio e incentivo concedidos durante toda minha vida.

Às minhas irmãs, pelo companheirismo, amizade e parceria de sempre.

À minha amiga e companheira, Caroline Abdalhah Barudy e a minha amada filha Alice Abdalhah Barudy Giorgetti (6 meses de vida) que além do incentivo constante, sempre compreenderam minhas privações necessárias à conclusão deste trabalho.

Aos demais professores do departamento de materiais da PPGCEM-DEMa.

Ao laboratório de ensaios mecânicos da Universidade Federal de São Carlos (UFSCAR), pela colaboração com os testes de propagação de resistência a fratura.

Ao Consultor PETROBRAS, Eduardo Wlaudemir Laurino (Dudu), pelo forte incentivo dado para seguimento de meus estudos, pela grande confiança em meu trabalho e principalmente pelo meu ótimo direcionamento em minha carreira profissional e acadêmica além da eterna amizade criada desde 2008.

À TRANSPETRO, pela oportunidade proveniente do projeto e pelo suporte necessário para o desenvolvimento do mesmo.

À TODOS que de alguma maneira contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

A construção de dutos utilizados no transporte de combustíveis e derivados de petróleo e gás envolve a soldagem em campo dos tubos que, quando em operação, serão submetidos a esforços mecânicos repetitivos e a meios agressivos, dependendo do produto transportado e das condições de instalação do sistema. Em 2014 iniciou-se no Brasil a construção de um duto de longa distância que fará o transporte de etanol, uma alternativa de fonte renovável de energia com alto potencial brasileiro de produção. O processo de soldagem em campo gera pontos de concentração de tensões e regiões mais susceptíveis a defeitos e à formação de trincas, cujo processo de propagação pode ser afetado pelo contato com o etanol. Neste trabalho uma junta de solda circunferencial de um duto de aço API 5L X70 foi avaliada por meio de ensaios de dureza, tração e impacto; a microestrutura foi observada por microscopia ótica nas distintas regiões da junta e as superfícies fraturadas foram analisadas ao MEV. O efeito da Corrosão sob Tensão (CST), na solda e na zona termicamente afetada (ZTA), foi avaliado em ambiente contendo etanol simulado (SFGE), por meio de ensaios em baixa taxa de deformação (BTD) e de propagação de trinca em fadiga. O material de base do tubo foi classificado dentro das especificações da norma API 5L e a região da solda apresentou distribuição de dureza e microestruturas compatíveis com as encontradas na literatura. A análise da fratura do metal de solda em ensaios de tração e de impacto indicou que as descontinuidades da solda, ainda que qualificada, interferem significativamente no mecanismo de fratura, tendendo à fragilização, especialmente no impacto. Ensaios de baixa taxa de deformação (BTD), com corpos de prova entalhados em contato com o etanol, indicaram perda de ductilidade e fratura mista com evidência de CST na solda e ZTA. Ensaios de propagação de trinca por fadiga em etanol mostraram efeitos da interação corrosão-fadiga dependentes do tempo que podem resultar em períodos de aceleração ou desaceleração no crescimento da trinca, com predominância da aceleração na região da solda e da desaceleração na ZTA.

Palavras-chave: Duto; API 5L X70; Solda; Trinca; Fadiga; Etanol.

FATIGUE STRENGTH OF AN API 5L X70 CIRCUMFERENTIAL WELDED JOINT IN AN ETHANOL ENVIRONMENT

ABSTRACT

Circumferential field-welding joints of oil pipelines are susceptible to defects that may lead to failures when in operation. The type of product to be transported is an important factor in the evaluation of environment-induced cracking, especially of welded joints, where fatigue cracks may originate at points of high stress concentration. In Brazil, the construction of a long distance pipeline has been started in 2014, to transport sugarcane ethanol, which is currently widely mixed with motor fuels. In this work a circumferential joint of an API 5L X70 line pipe was evaluated by hardness, tensile and impact tests; the microstructure was observed by optical microscopy in the different regions of the welded joint and the fractured surfaces were analyzed by SEM. The material of the tube was classified according to API 5L specifications and the welded regions showed hardness distribution and microstructures in agreement with the literature. The fracture surface of the welding metal after tensile and impact tests indicated that the presence of welding discontinuities may affect strongly the fracture behavior, leading to embrittlement, especially under impact testing. The susceptibility of welded joints to stress corrosion cracking (SCC) in a simulated fuel-grade ethanol (SFGE) environment was evaluated by slow strain rate (SSR) and fatigue crack growth (FCG) tests. The tests were designed to promote crack propagation through the heat-affected zone (HAZ) or through the weld metal (WM) of a circumferential weld on an API X70 steel pipe. The SSR tests in SFGE showed reduction of elongation to failure and mixed fracture, with clear signs of SCC in both the regions of the weld. The FCG tests demonstrated that the time-dependence of corrosion fatigue interactions may involve alternating periods of increasing and decreasing crack growth rates throughout the test. Acceleration of crack propagation due to SCC predominated in the WM and deceleration predominated in the HAZ.

Keywords: Pipeline; API 5L X70; Weld; Crack; Fatigue; Ethanol.

PUBLICAÇÕES

1. Giorgetti. V., Sordi, V. L., Stress corrosion cracking and fatigue crack growth of an API 5L X70 welded joint in an ethanol environment, submitted International Journal of Pressure Vessel Piping (ISSN 0308-0161).
2. Giorgetti V., Sordi, V. L., Caracterização de uma junta circunferencial de um duto de aço API 5L X70, submetido para a revista Soldagem e Inspeção (ISSN 1980-6973).

ÍNDICE DE ASSUNTOS

FOLHA DE APROVAÇÃO.....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES	ix
SUMÁRIO.....	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xv
ÍNDICE DE FIGURAS	xxvii
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	ixx
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS.....	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 Etanol e o Sistema de Escoamento por dutos no Brasil	5
3.2 Aços API para dutos	7
3.2.1 Requisitos para juntas soldadas conforme Norma API 1104.....	9
3.2.2 Metais de adição com propriedades mecânicas diferentes às do metal de base.....	11
3.2.3 Temperatura de preaquecimento.....	11
3.2.4 Propriedades mecânicas das soldas em aço.....	14
3.3 Avaliação da corrosão sob tensão em baixa taxa de deformação	14
3.4 Fundamentos teóricos da fadiga.....	15
3.5 Curva S-N	21
3.6 Mecânica da fratura aplicada à fadiga	23
3.7 Corrosão sob tensão e propagação de trincas de aços API em meio etanol.....	31
4 METODOLOGIA.....	47
4.1 Material	48
4.2 Composição química.....	49
4.3 Caracterização mecânica do tubo.....	50
4.3.1 Ensaio de tração.....	50

4.3.2	Ensaio de impacto Charpy “V”	52
4.3.3	Caracterização metalográfica do tubo.....	53
4.4	Soldagem do tubo e caracterização da solda e sua ZTA.	55
4.5	Ensaio de Corrosão sob Tensão (CST) – Técnica SSRT – Baixa taxa de deformação (BTD)	58
4.5.1	Equipamento, célula e condições de ensaio	61
4.5.2	Avaliação Microscópica da Fratura no MEV.....	62
4.6	Ensaio de fadiga	63
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	69
5.1	Composição química e análise do Carbono Equivalente (CE)	69
5.2	Elaboração da solução de etanol.	69
5.3	Caracterização metalográfica do material	71
5.3.1	Macrografia	71
5.3.2	Micrografia	72
5.4	Caracterização da região da solda.....	75
5.4.1	Micrografia	75
5.4.2	Dureza.....	77
5.4.3	Microdureza	80
5.5	Ensaio de Tração.....	81
5.5.1	Exames fractográficos das amostras dos ensaios de tração	83
5.6	Ensaio de Impacto – Charpy V	91
5.7	Avaliação da corrosão sob tensão em baixa taxa de deformação	95
5.7.1	Fractografia dos ensaios de CST	100
5.7.1.1	Exames fractográficos do CP1 solda ar.....	101
5.7.1.2	Exames fractográficos CP4 ZTA Ar.....	104
5.7.1.3	Exames fractográficos CP2 Solda Etanol	106
5.7.1.4	Exames fractográficos CP5 ZTA etanol.....	111
5.8	Ensaio de propagação de trinca por fadiga	117
5.8.1	ΔK_{lim} – Threshold	117
5.8.2	Curvas da/dN x ΔK dos ensaios realizados ao ar	119
5.8.2.1	Ensaio da solda ao ar.....	119
5.8.2.2	Ensaio da ZTA ao ar.....	126

5.8.3	Curvas da/dN x ΔK dos ensaios realizados em etanol	130
5.8.3.1	Ensaio da solda em etanol	130
5.8.3.2	Ensaio da ZTA em etanol	134
5.8.4	Constantes C e m para os ensaios de fadiga realizado.....	139
5.8.5	Comparação de resultados entre os ensaios de fadiga	141
5.8.5.1	Comparação dos resultados no mesmo meio.	141
5.8.5.2	Comparação dos resultados com o entalhe no mesmo local. .	143
5.8.6	Fractografia.....	147
5.8.6.1	Fractografia do CP1 TH SOLDA-AR	148
5.8.6.2	Fractografia do CP2 SOLDA-AR.....	153
5.8.6.3	Exames fractográficos CP3 ZTA-AR.....	156
5.8.6.4	Exames fractográficos CP4 SOLDA-ETANOL	160
5.8.6.5	Exames fractográficos CP5 ZTA-ETANOL.....	165
6	CONCLUSÕES	171
7	Sugestões para trabalhos futuros	175
8	REFERÊNCIAS	177

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1 - Características dos aços API 5L com nível de especificação PSL2. [20].....	8
Tabela 4.1 - Quantidade e tipos de corpos de provas retirados do tubo.....	49
Tabela 4.2 - Composição química dos aços API 5L X70.	50
Tabela 4.3 - Corpos de provas a serem utilizados no ensaio de Charpy V.....	53
Tabela 4.4 - Matriz de ensaios de CST em BTD.....	61
Tabela 4.5 - Matriz de ensaios de fadiga.	66
Tabela 5.1 - Composição química do material do tubo.	69
Tabela 5.2 - Composição da solução de etanol a qual contém 1% (v/v) de água.	70
Tabela 5.3 - Resultado da dureza Vickers HV 10.	79
Tabela 5.4 - Resultados do ensaio de tração.....	82
Tabela 5.5 - Resultado do ensaio de Charpy V.....	91
Tabela 5.6 - Corpos de prova para o ensaio de fadiga.	120
Tabela 5.7 - Corpos de prova para o ensaio de fadiga.	126
Tabela 5.8 - Corpos de prova para o ensaio de fadiga.	131
Tabela 5.9 - Corpos de prova para o ensaio de fadiga.	134
Tabela 5.10 - Constantes C e m para os corpos de prova em diferentes condições.....	140
Tabela 5.11 - Coeficiente da Equação de Paris e Erdogan para API 5L X70. [76].....	140
Tabela 5.12 - Coeficiente da Equação de Paris e Erdogan para API 5L X65. [38].....	141
Tabela 5.14 - Identificação das regiões avaliadas.	147
Tabela 5.15 - Identificação dos corpos de prova para análise da superfície após o ensaio de fadiga.....	148

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 3.1 - Sistema logístico de transporte do etanol. (site: www.logum.com.br , acesso em 18/08/2016).....	6
Figura 3.2 – Desfile de 3 tubos para posterior execução de sua soldagem.....	7
Figura 3.3 – Execução da soldagem circunferencial de um tubo (a), solda circunferencial de um duto realizada (b).	7
Figura 3.4 - Tipos de defeitos existentes em soldas. Fonte Petrobras.....	10
Figura 3.5 - Solda com falta de fusão na lateral do chanfro (a), falta de fusão no passe de raiz (b) e solda com presença de escórias (c). Fonte Petrobras.	10
Figura 3.6 - Representação da superfície de fratura de um duto submetido à fadiga. Fonte: Petrobras.....	16
Figura 3.7 - Ciclo de tensões alternadas presentes no processo de fadiga.	16
Figura 3.8 - Nucleação das trincas de fadiga mediante formação de intrusões e extrusões. [33].....	18
Figura 3.9 - Modos de carregamentos nas superfícies da trinca.....	19
Figura 3.10 - Mecanismo de propagação da trinca de fadiga mediante embotamento e afilamento da trinca.	20
Figura 3.11 - Mecanismos de propagação da trinca por deslizamento reverso por BROEK (1986) [33].	21
Figura 3.12 - Amplitude de tensão (σ_a) em função do logaritmo do número de ciclos (N) até a falha para (I) um material que apresenta o limite de fadiga e (II) para um material que não apresenta o limite de fadiga.	22
Figura 3.13 - Efeito da tensão média (σ_m) na resistência à fadiga de um material.	22
Figura 3.14 - Mecanismos da Engenharia de Fratura.	24
Figura 3.15 - Relação entre Resistência dos Materiais X Mecânica da Fratura.	24
Figura 3.16 - Escoamento linear (a), Escoamento Elasto-Plástico (b), Escoamento Plástico (c) e Escoamento generalizado	25
Figura 3.17 - Concentração de tensão (a), Fator de intensidade de tensão (K) (b).....	26

Figura 3.18 - Definição prática do fator K.	27
Figura 3.19 - Evolução da trinca de fadiga durante carregamento cíclico aplicado.	28
Figura 3.20 - Representação esquemática em escala logarítmica da relação entre a taxa de propagação da trinca de fadiga (da/dN) e amplitude do fator de intensidade de tensão (ΔK).	29
Figura 3.21 - Características das amostras de etanol. [18]	32
Figura 3.22 - Gráfico Força x alongamento do corpo de prova baseline com etanol. [18].....	32
Figura 3.23 - Gráfico Força x alongamento do corpo de prova baseline com diferentes blends de etanol com contaminantes. [18].....	33
Figura 3.24 - Gráfico Força x alongamento do corpo de prova baseline com diferentes blends de etanol. [18].....	33
Figura 3.25 - Gráfico Força x alongamento do corpo de prova baseline com diferentes tipos de inibidores. [18].....	34
Figura 3.26 - Gráfico Força x alongamento do corpo de prova baseline com diferentes tipos de origem do etanol. [18].....	34
Figura 3.27 - Características dos tipos de etanol utilizados nos ensaios com baixa taxa de deformação. [18]	36
Figura 3.28 - Gráfico Força x alongamento para ensaios de tração com baixa taxa de deformação, em meios de etanol modificado. [18]	36
Figura 3.29 - Potencial de corrosão para diferentes condições de ensaio. [18]	37
Figura 3.30 - Características de cada ensaio para avaliação do potencial de corrosão. [18].....	38
Figura 3.31 - Taxa de propagação de trinca X quantidade de NaCl. [18].....	38
Figura 3.32 - Taxa de propagação de trinca X concentração de água. [18]	39
Figura 3.33 - Comparação das curvas tensão x deformação em etanol simulado e ao ar. [47]	40
Figura 3.34 - Comparação das curvas tensão x deformação em etanol de milho e ao ar. [47]	40
Figura 3.35 - Comparação das curvas tensão x deformação em etanol de cana e ao ar. [47]	40

Figura 3.36 - Taxa de crescimento de trinca dos aços em ar (linha contínua) e em etanol simulado (linha pontilhada). [51].....	42
Figura 4.1 - Fluxograma das atividades experimentais.....	47
Figura 4.2 - Tubo utilizado para retirada dos corpos de prova.....	48
Figura 4.3 - Locais de extração do corpo de prova para ensaio de tração.	51
Figura 4.4 - Croqui do corpo de prova para os ensaios de tração.	51
Figura 4.5 - Croqui do corpo de prova para ensaio de Charpy “V”- tipo A.	52
Figura 4.6 - Local de retirado do corpo de prova para avaliação macrografica.	53
Figura 4.7 - Aspecto geral do corpo de prova na condição inicial antes da macrografia.	54
Figura 4.8 - Especificação do procedimento de soldagem utilizado na soldagem do tubo.	56
Figura 4.9 - Ilustração do chanfro meio-V e respectivas dimensões.....	57
Figura 4.10 - Ilustração do perfil de solda adotado no procedimento de soldagem do tubo API 5L X70.....	57
Figura 4.11 - Perfil de dureza Vickers para chanfro V. Neste trabalho se utilizou chanfro em meio V.	58
Figura 4.12 - Verificação das medidas do entalhe no projetor de perfil.	59
Figura 4.13 - Desenho esquemático evidenciando o tipo de entalhe utilizado nos corpos de prova. Fonte: Southwest Research Institute.	60
Figura 4.14 - Corpo de prova representativo dos utilizados nos ensaios de CST.	60
Figura 4.15 - Vista geral da montagem dos ensaios na máquina de tração INSTRON 3382 com detalhes dos corpos de prova (cp) ao ar e das células de teste: 1. ao ar, 2. meio API com etanol.	62
Figura 4.16 – Local de extração dos corpos de prova para o ensaio de fadiga.	63
Figura 4.17 - Extração do corpo de prova do tipo NQ para os ensaios de fadiga.	64
Figura 4.18 - Croqui do corpo de prova para os ensaios de propagação de trinca com as medidas indicadas em milímetro (mm).	64

Figura 4.19 - Posição do entalhe nas duas regiões da junta e esquema do entalhe.....	66
Figura 4.20 - Região linear da ZTA para propagação de trinca.....	67
Figura 4.21 - Máquina INSTRON 8801 (a), dispositivo de 3 pontos para o ensaio de fadiga (b) e o destaque do corpo de prova com o clipe gage instalado para monitoração da propagação da trinca (c).	67
Figura 4.22 - Cuba para armazenamento do etanol (a), detalhe do corpo de prova instalado com a inversão do dispositivo de 3 pontos (b) e sistema de teste já que o etanol armazenado (c).	68
Figura 5.1 - Elevação da umidade do etanol no tempo de exposição. [62]	70
Figura 5.2 - Macroestrutura característica do corpo de prova lado anterior evidenciando três regiões: metal de base, a zona termicamente afetada (ZTA) e a solda. Ataque com iodo.	71
Figura 5.3 - Macroestrutura característica do corpo de prova lado posterior evidenciando três regiões: metal de base, a zona termicamente afetada (ZTA) e a solda. Ataque com iodo.	72
Figura 5.4 - Microestrutura característica nas posições D, T e L em diferentes aumentos.....	73
Figura 5.5 - Detalhes da microestrutura perlítica da posição D, T e L.....	74
Figura 5.6 – Locais de análise microestrutural da região da solda e sua ZTA.	75
Figura 5.7 - Microestrutura da região da solda e sua ZTA conforme posição 1, 2 3 e 4.	76
Figura 5.8 - Resultados dos ensaios de dureza Rockwell B.....	78
Figura 5.9 - Perfil de dureza Vickers para chanfro V. [65]	79
Figura 5.10 - Perfil de dureza Vickers para chanfro V.	80
Figura 5.11 - Curva tensão x deformação dos ensaios de tração.	83
Figura 5.12 - Aspecto geral e superfície de fratura do corpo de prova C1 após o ensaio de tração.	83
Figura 5.13 - Detalhes da superfície de fratura do corpo de prova C1 com intensa deformação plástica (redução de área) e a presença de alvéolos.	84
Figura 5.14 - Aspecto geral e superfície de fratura do corpo de prova L1 após o ensaio de tração.	85

Figura 5.15 - Detalhes da superfície de fratura do corpo de prova L1 com a intensa deformação plástica (redução de área) e a presença de alvéolos.	86
Figura 5.16 - Aspecto geral e superfície de fratura do corpo de prova S1 após o ensaio de tração.....	87
Figura 5.17 - Detalhes da superfície de fratura do corpo de prova S1.....	88
Figura 5.18 - Aspecto geral e superfície de fratura do corpo de prova S2 após o ensaio de tração.....	89
Figura 5.19 - Detalhes da superfície de fratura do corpo de prova S2.....	90
Figura 5.20 - Macrografias indicando o caminho de propagação de fratura em ensaios de impacto Charpy para corpos de prova com entalhe no MS (CP4, CP5 e CP6).....	93
Figura 5.21 - Macrografias indicando o caminho de propagação de fratura em ensaios de impacto Charpy para corpos de prova com entalhe na ZTA (CP7, CP8 e CP9).....	93
Figura 5.22 - Imagens MEV da superfície de fratura no MB (CP1). A fratura progride da direita para a esquerda.	94
Figura 5.23 - Imagens MEV da superfície de fratura para corpos de prova Charpy com entalhe no MS. Direção da fratura: da direita para esquerda.	94
Figura 5.24 - Imagens MEV da superfície de fratura dos corpos de prova Charpy com entalhe na ZTA: a) CP7; b) CP8; c) CP9. Direção da fratura: da direita para esquerda.	95
Figura 5.25 - Gráfico carga X deformação comparativo dos ensaios da solda ao ar e etanol.....	96
Figura 5.26 - Gráfico carga X deformação comparativo dos ensaios da ZTA ao ar e etanol.....	97
Figura 5.27 - Gráfico carga x deformação comparativo dos ensaios da solda e ZTA ao ar e etanol.	98
Figura 5.28 – Gráfico tensão X deformação para corpos de prova expostos ao ar e etanol com raio de 0,075 mm conforme norma Nace TM 0111 [47].	99
Figura 5.29 - Vista geral dos corpos de prova após a realização do ensaio de BTB. (A) CP1 Solda Ar. (B) CP4 ZTA Ar. (C) CP2 Solda Etanol e (D) CP5 ZTA Etanol.....	101

Figura 5.30 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 Solda Ar. Note a presença de descontinuidades decorrentes do processo de soldagem.	102
Figura 5.31 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 Solda Ar. Note a presença de descontinuidades decorrentes do processo de soldagem, provavelmente falta de fusão.....	103
Figura 5.32 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 Solda Ar. Note a presença de descontinuidades decorrentes do processo de soldagem, provavelmente inclusões de escória.....	103
Figura 5.33 - Localização e espectro de dispersão de energia obtido para uma região da superfície de fratura. CP1 Solda Ar.	104
Figura 5.34 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 ZTA Ar evidenciando o mecanismo de formação e coalescência de alvéolos, característico de fratura dúctil.....	105
Figura 5.35 - Localização e espectro de dispersão de energia obtido para uma região da superfície de fratura. CP4 ZTA Ar.....	106
Figura 5.36 - Vista geral e detalhes da região de propagação da trinca de corrosão sob tensão. CP2 Solda Etanol. As facetas parecem seguir os planos de clivagem dos grãos.....	108
Figura 5.37 - Vista geral e detalhes da região de propagação instável da trinca. CP2 Solda Etanol evidenciando o mecanismo de coalescência de alvéolos, característico de comportamento dúctil.	109
Figura 5.38 - Localização e espectro da análise por dispersão de energia obtido para uma região de propagação da trinca de corrosão sob tensão. CP2 Solda Etanol.	110
Figura 5.39 - Localização e espectro da análise por dispersão de energia obtido para uma região de propagação instável da trinca (fratura final). CP2 Solda Etanol.	111
Figura 5.40 - Vista geral e detalhes da região de propagação da trinca de corrosão sob tensão na periferia do corpo de prova CP5 ZTA Etanol. Note a formação de facetas e degraus na superfície de fratura.	113

Figura 5.41 - Vista geral e detalhes da região de propagação estável da trinca do corpo de prova CP5 ZTA Etanol evidenciando o mecanismo de formação e coalescência de alvéolos.	114
Figura 5.42 - Espectro da análise por dispersão de energia obtido para uma região de propagação da trinca de corrosão sob tensão. CP5 ZTA Etanol. ..	115
Figura 5.43 - Espectro da análise por dispersão de energia obtido para uma região de propagação instável da trinca (fratura final). CP5 ZTA Etanol.	116
Figura 5.44 - Superfície de fratura do CP de aço API 5L X70 ensaiado ao ar (a), superfície de fratura do CP ensaiado em etanol (b). [47].....	117
Figura 5.45 - Curva obtida a partir do ensaio com ΔK decrescente. Região I.	118
Figura 5.46 - Linha reta ajustada obtida a partir dos últimos pontos entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo da Figura 5.45.....	118
Figura 5.47 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,80 mm no CPth...	119
Figura 5.48 - Propagação da trinca na região da solda.	120
Figura 5.49 - Medição de trinca final por fadiga igual a 10,78 mm no CP1....	121
Figura 5.50 - Curva da/dN x ΔK para o CP1 corrigido.....	121
Figura 5.51 - Medição de pré trinca final por fadiga igual a 3,30 mm no CP2.	122
Figura 5.52 - Medição de trinca final por fadiga igual a 11,80 mm no CP2....	122
Figura 5.53 - Curva da/dN x ΔK para o CP2 corrigido.....	123
Figura 5.54 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,93 mm no CP3....	124
Figura 5.55 - Curva da/dN x ΔK para o CP3 corrigido.....	124
Figura 5.56 - Medição de trinca final por fadiga igual a 11,33 mm no CP4....	125
Figura 5.57 - Curva da/dN x ΔK para o CP4 corrigido.....	125
Figura 5.58 - Curva da/dN x ΔK de todos os CPs.	126
Figura 5.59 - Propagação da trinca na região da ZTA.	127
Figura 5.60 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,17 mm no CP6....	127
Figura 5.61 - Curva da/dN x ΔK para o CP6 corrigido.....	128
Figura 5.62 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,56 mm no CP7....	129
Figura 5.63 - Curva da/dN x ΔK para o CP7 corrigido.....	129
Figura 5.64 - Curva da/dN x ΔK para o CP6 e CP7 e sua média corrigidos. .	130
Figura 5.65 - Propagação da trinca na região da solda.	131
Figura 5.66 - Curva da/dN x ΔK para o CP8 corrigido.....	132

Figura 5.67 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,14 mm no CP9. ...	132
Figura 5.68 - Curva da/dN x ΔK para o CP9 corrigido.	133
Figura 5.69 - Curva da/dN x ΔK para o CP8 e CP9.	134
Figura 5.70 - Propagação da trinca na região da ZTA.	135
Figura 5.71 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,10 mm no CP10. .	135
Figura 5.72 - Curva da/dN x ΔK para o CP10 corrigido.	136
Figura 5.73 - Medição de pré trinca inicial por fadiga igual a 4,83 mm no CP11.	137
Figura 5.74 - Medição de trinca final por fadiga igual a 10,54 mm no CP11. .	137
Figura 5.75 - Curva da/dN x ΔK para o CP11 corrigido.	138
Figura 5.76 - Curva da/dN x ΔK para o CP10 e CP11.	139
Figura 5.77 - Curvas da/dN x ΔK para os ensaios realizados ao ar.	142
Figura 5.78 - Curvas da/dN x ΔK para os ensaios realizados em etanol.	143
Figura 5.79 - Curvas da/dN x ΔK para os ensaios realizados com o entalhe na solda.	144
Figura 5.80 - Curvas da/dN x ΔK para os ensaios realizados com o entalhe na ZTA.	145
Figura 5.81 - Esquemática ilustração apresentando aceleração da taxa de propagação de trinca em ambientes com etanol [51].	147
Figura 5.82 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 TH SOLDA-AR na região F1. Note a presença de estrias de fadiga na imagem de maior aumento.	149
Figura 5.83 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 TH SOLDA-AR na região F2.	150
Figura 5.84 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 TH SOLDA-AR na região F3.	151
Figura 5.85 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 TH SOLDA-AR na região F4.	152
Figura 5.86 - Localização e espectro de dispersão de energia obtido para uma região da superfície de fratura. CP1 TH SOLDA-AR.	153
Figura 5.87 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP2 SOLDA-AR na região F1.	154

Figura 5.88 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP2 SOLDA-AR na região F2.....	155
Figura 5.89 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP2 SOLDA-AR na região F3.....	156
Figura 5.90 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP3 ZTA-AR na região F1.	157
Figura 5.91 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP3 ZTA-AR na região F2.	158
Figura 5.92 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP3 ZTA-AR na região F3.	159
Figura 5.93 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP3 ZTA-AR na região F4.	160
Figura 5.94 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 SOLDA-ETANOL na região F1.....	161
Figura 5.95 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 SOLDA-ETANOL na região F2.....	162
Figura 5.96 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 SOLDA-ETANOL na região F3.....	163
Figura 5.97 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 SOLDA-ETANOL na região F4.....	164
Figura 5.98 - Localização e espectro de dispersão de energia obtido para uma região da superfície de fratura. CP4 SOLDA-ETANOL.....	165
Figura 5.99 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP5 ZTA-ETANOL na região F1.....	166
Figura 5.100 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP5 ZTA-ETANOL na região F2.....	167
Figura 5.101 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP5 ZTA-ETANOL na região F3.....	168
Figura 5.102 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP5 ZTA-ETANOL na região F4.....	169
Figura 5.103 - Localização e espectro de dispersão de energia obtido para uma região da superfície de fratura. CP5 ZTA-ETANOL.	170

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

API – *American Petroleum Institute*;
ASTM – *American Society for Testing and Materials*;
AWS – *American Welding Society*;
CC – Corrente contínua;
CP – Corpo de prova;
CPs – Corpos de prova;
DC – *Direct Current*;
DP – Desvio padrão;
EDX – *Spectroscopy Dispersive Energy*
EP_{90%} – Erro padrão com percentual de confiança de 90%;
EQUITECS – Inovação e Tecnologia em Equipamentos EQUITECS;
HBM – *Hottinger Baldwin Messtechnik*;
IL – Interpolação linear;
ISO – *International Organization for Standardization*;
LF – Linha de fusão
MB – Metal de Base;
MS – Metal de Solda;
PETROBRAS – Petróleo Brasileiro S.A;
PTF – Propagação de Trinca por Fadiga;
QPE – Queda de Potencial Elétrico;
SCRs – *Steel Catenary Risers*;
SEN(B) – *Single Edge Notch Bending Specimen*;
TWI – *The Welding Institute*;
UFSCAR – Universidade Federal de São Carlos;
USP – Universidade de São Paulo;
VFE – Variação da Flexibilidade Elástica;
VIV – Vibrações Induzidas por Vórtices;
ZTA – Zona Termicamente Afetada.
 a – Comprimento de trinca;
 a_0 – Comprimento inicial de trinca;

a/W – Razão entre o comprimento de trinca e a largura do corpo de prova;

A_i – Análise por Imagem;

b_0 – Ligamento remanescente original do corpo de prova;

B – Espessura do corpo de prova;

B_e – Espessura efetiva do corpo de prova;

B_N - Espessura do corpo de prova com entalhes laterais;

B/W – Razão entre a espessura e a largura do corpo de prova;

C – Constante da equação de Paris-Edorgan;

C' – Gradiente K normalizado;

da/dN – Taxa de propagação de trinca por fadiga;

ΔK – Variação do fator de intensidade de tensão;

ΔK_{lim} - Variação limiar do fator de intensidade de tensão;

E – Módulo de elasticidade do material;

E' - Módulo de restrição elástico do material;

F – Força aplicada;

K – Fator de intensidade de tensão;

$K_{m\acute{a}x}$ - Fator de intensidade de tensão máximo;

$K_{m\acute{i}n}$ - Fator de intensidade de tensão mínimo;

L – Comprimento do corpo de prova;

m - Constante da equação de Paris-Erdogan;

P – Carga aplicada;

$q(a/W)$ – função da razão entre o comprimento de trinca e a largura do corpo de prova;

R – Razão de carga, tensão ou de fator de intensidade de tensão;

S – Distância entre as linhas de centro dos dois rolos fixos de flexão três pontos;

LR - Tensão limite de resistência;

LE - Tensão limite de escoamento do material em 0,2%;

U – Deslocamento na direção x ;

ν – Relação de Poisson;

V_i – Queda de potencial elétrico instantânea;

V_o – Queda de potencial elétrico inicial;

V_i/V_0 – Razão entre a queda de potencial elétrico instantânea e a queda de potencial elétrico inicial;

V_m – Deslocamento na “boca” da trinca;

V_m/P - Flexibilidade elástica medida na “boca” da trinca;

W – Largura do corpo de prova.

1 INTRODUÇÃO

A demanda por combustíveis renováveis como o etanol aumentou nos últimos anos devido a preocupação com a segurança energética, ambientais e as questões sócio-econômicas [2]. O etanol é um combustível alternativo particularmente atraente porque pode ser misturado a gasolina já em utilização e uma vez que é oxigenada reduz emissões de partículas pelos motores de combustão [3]. Usinas de produção de etanol bem como as plantações de cana de açúcar estão normalmente localizados em áreas longe dos grandes centros consumidores o que exige que o transporte do etanol seja realizado pelo modal rodoviário e recentemente pelo modal dutoviários para atender estes grandes centros [4]. No entanto, há preocupações em se transportar etanol pelo dutos devido a possibilidade de corrosão e ataque químico. Já se sabe que o etanol causa corrosão sob tensão (CST) em aço utilizados para fabricação de tubulação [1, 5-15]. Sendo assim, mais dados são necessárias para melhorar a segurança do transporte de etanol pelo modal dutoviário principalmente no que diz respeito à avaliação da fadiga através da mecânica da fratura.

A taxa de propagação de trinca em etanolduto de aço API 5L X65 mostrou dependência com a tensão onde a velocidade de propagação da trinca diminui e a densidade de trinca aumenta com a diminuição da taxa de deformação [8]. A desagregação mecânica (induzida por deformação plástica) da películas de superfície produzidas pelo etanol promove o início da CST [9] e o crescimento das trincas é controlada pela competição entre dissolução anódica e repassivação [9,11]. A deformação plástica expõe a superfície metálica que reage com o oxigênio e acelera a taxa de crescimento da trinca. Pelo menos dois estudos avaliaram os fenômenos de fadiga através da mecânica da fratura [11,16].

Sendo assim, nota-se que existe a influência do etanol na fadiga do aço utilizado para fabricação de dutos. Dutos de combustível estão sujeitos flutuações de pressão cíclicas internas. Este cenário de operação configura uma situação onde a integridade do duto deve ser monitorada e sua vida útil prevista com base na variação de pressão, tamanho e taxa de crescimento das

trincas [17]. Deste modo o objetivo deste estudo é avaliar a propagação de trincas de fadiga em etanol no cordão de solda e na zona termicamente afetada da junta circunferencial soldada do aço API 5L X70 utilizado na fabricação de dutos para transporte de etanol. Os ensaios de fadiga serão baseados nos conceitos da Mecânica da Fratura.

2 OBJETIVOS E JUSTIFICATIVAS

O etanol como destaque de uma alternativa de fonte renovável de energia e o potencial brasileiro de produção indica que haverá no futuro maior necessidade de transporte deste produto pelos dutos construídos ou que serão ainda construídos. Deste modo fica evidente a necessidade de se conhecer o efeito do etanol na resistência mecânica do aço quando em contato com o etanol.

O relatório técnico da API 939 [18] evidencia a necessidade de avaliar pela aplicação da mecânica da fratura utilizando carregamentos variáveis simulando carga e descarga para estabelecer o fator de intensidade de tensão e a taxa de crescimento de trinca afim de se evitar a falha do aço. Testes com baixa taxa de deformação é um meio de determinar a susceptibilidade a CST porem não fornecem parâmetros adequados para estimar a evolução da CST em propagação de trincas.

O aço API 5L X70 é utilizado para o transporte de hidrocarbonetos e no Brasil, especificamente é material de um duto que transporta etanol e são relativamente escassos na literatura os estudos levando em consideração a mecânica da fatura de soldas deste material quando submetidos a esforços cíclicos em contato com o etanol. Pretende-se então oferecer alguma contribuição científica para suprir essa lacuna, avaliando tais propriedades, particularmente na zona termicamente afetada (ZTA) e no cordão de solda da solda circunferencial, tal como é efetuado na junção dos dutos de transporte de etanol. O objetivo principal da pesquisa será a avaliação do desempenho desse material sob o aspecto da mecânica da fratura, em condições de carregamento lento ou cíclico em meio etanol, aplicadas no cordão de solda e na ZTA. A solda circunferencial a ser avaliada será idêntica a solda existente na junção das tubulações que formam um duto de transporte de etanol.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Etanol e o Sistema de Escoamento por dutos no Brasil

A grande capacidade brasileira de produção do etanol e o interesse por energia renováveis, faz do etanol um produto ímpar para economia brasileira. Como combustível, o etanol pode ser misturado à gasolina em quantidades específicas sem danos aos motores ou ser usado livre de aditivos. Em seu estado puro, é um combustível altamente ecológico, pois não afeta a camada de ozônio e é obtido a partir de fonte renovável. Atualmente, todos os veículos leves brasileiros rodam com gasolina misturada a etanol anidro. A proporção desta mistura é definida por lei, podendo oscilar entre 20% a 25%, com um ponto percentual para mais ou para menos, sem risco de prejudicar o desempenho dos motores. Os veículos movidos a etanol são equipados com motores de taxa de compressão mais elevada.

Ao longo dos últimos trinta anos, o uso do etanol promoveu uma economia de mais de um bilhão de barris equivalentes de petróleo, o correspondente a 10 meses de produção atuais. O crescimento da produção dos veículos “flex fuel” foi um dos principais indutores para o crescimento do mercado de etanol no Brasil e garantiu uma nova perspectiva para o setor sucro-alcooleiro. Em 2013 iniciou-se no Brasil, a construção de um complexo logístico para o escoamento do etanol do interior do país para os grandes centros urbanos e para as cidades litorâneas afim de exportar o etanol. São mais de 1300 km de extensão de duto com capacidade de transporte de mais de 20 bilhões de litros de etanol por ano que passa por 45 municípios brasileiros, Figura 3.1. O etanol será captado em terminais e transportados por dutos e pela Hidrovia Tiête-Paraná através de barcaças. Atualmente (set/2016) tem-se já construído cerca de 600 km de extensão de etanolduto ligando a cidade de Uberlândia, passando por Uberada, Ribeirão Preto e Paulínia. A partir de Paulínia o etanol será transportado até o litoral paulista em dutos construídos na década de 80 adaptados para passagem de etanol. Neste trecho, dutos novos poderão ser

construídos dependendo do investimento e demanda do setor para este tipo de transporte.



Figura 3.1 - Sistema logístico de transporte do etanol. (site: www.logum.com.br, acesso em 18/08/2016).

O material utilizado para a construção destes 1300 km de dutos é o aço API 5L X70. A cada 12 metros de tubulação é feita uma soldagem de campo para união dos tubos e formação do duto como um todo. A Figura 3.2 apresenta o desfile de 3 tubos e Figura 3.3 apresenta a soldagem e a solda circunferencial de um duto realizada.



Figura 3.2 – Desfile de 3 tubos para posterior execução de sua soldagem.



Figura 3.3 – Execução da soldagem circunferencial de um tubo (a), solda circunferencial de um duto realizada (b).

3.2 Aços API para dutos

O aumento significativo na demanda mundial de dutos para transporte de petróleo e seus derivados é responsável pela busca incessante de aços com propriedades mecânicas elevadas, principalmente por operarem sob pressão interna e cíclica.

Os aços microligados são aços constituídos por baixos teores de carbono e elementos de liga tais como nióbio (Nb), titânio (Ti) e vanádio (V), resultando

nos chamados aços de alta resistência e baixa liga, conhecidos como ARBL. O desenvolvimento ininterrupto de aços microligados da classe API de graus mais elevados possibilitou a obtenção de aços com características de boa soldabilidade, resistência mecânica e tenacidade elevadas [19], tornando-os aptos para a fabricação de dutos.

A API (*American Petroleum Institute*) classifica os aços empregados na fabricação de dutos em função de sua composição química e resistência mecânica, seguindo a norma API-5L [20]. De acordo com a norma, os algarismos identificam o aço em função do limite de escoamento mínimo aceito, em *ksi (lb/in²)*. A Tabela 3.1 apresentada a composição química e os limites mínimos e máximos de limite de escoamento e resistência de alguns aços API.

Tabela 3.1 - Características dos aços API 5L com nível de especificação PSL2. [20]

Grau	C	Mn	P	S	Outros	LE [MPa]		LR [MPa]	
	%máx	%máx	%máx	%máx		mín	máx	mín	máx
Tubos com Costura									
B	0,22	1,20	0,025	0,015	Nb+V+Ti < 0,15%	241	448	414	758
X42	0,22	1,30	0,025	0,015		290	469	414	758
X46	0,22	1,40	0,025	0,015		317	524	434	758
X52	0,22	1,40	0,025	0,015		359	531	455	758
X56	0,22	1,40	0,025	0,015		386	544	490	758
X60	0,22	1,40	0,025	0,015		414	565	517	758
X65	0,22	1,45	0,025	0,015		448	600	531	758
X70	0,22	1,65	0,025	0,015		483	621	565	758
X80	0,22	1,85	0,025	0,015		552	690	621	827

Fonte: API (2012).

Nota-se que a composição química não varia entre o grau B até o X60 apresentando a partir do X60 apenas variação na quantidade máxima de Mn para aços de grau acima de X60. O fator determinante para classificação de um aço é o valor mínimo e máximo de seu limite de escoamento e de

resistência. Em negrito é demonstrado os valores do aço API 5L X70, aço de estudo neste trabalho.

3.2.1 Requisitos para juntas soldadas conforme Norma API 1104

A norma API 5L (2012), Specification for Line Pipe [20], aplica-se para materiais de tubos fabricados sem costura e soldados. O propósito desta norma é fornecer padrões ou referências para o uso apropriado das tubulações transportadoras de gás, etanol, água e petróleo, em indústrias de petróleo e gás natural. Os graus cobertos por esta especificação incluídos até a edição de 2012 são os do tipo A25, A, B, X42, X46, X52, X60, X65, X70 e X80. Todas as especificações de produto são mencionadas dentro da especificação API 5L, entre outras, as correspondentes ao fabricante do material, dimensões, espessuras, defeitos e critérios de aceitação, assim como práticas de inspeção e ensaios do material.

Os requisitos para as juntas soldadas encontram-se descritos na norma API 1104, “Welding of pipelines and related facilities” [21]. O propósito desta norma é apresentar métodos para a produção de soldas de alta qualidade através do uso de operários de soldagem qualificados, procedimentos de solda, materiais e equipamentos aprovados.

Também são apresentados métodos de inspeção para assegurar a análise apropriada da qualidade da solda através do uso de técnicos, equipamentos e métodos aprovados, os chamados Ensaio Não Destrutivos (ENDs). A norma API 1104 [21] aplica para soldas em construção e em serviço e cobre os processos e técnicas de soldagem a serem utilizados e os procedimentos para ensaio das juntas em tubos ao carbono e baixa liga usados para o transporte do petróleo, seus derivados e etanol. Isto para identificar possíveis defeitos que venham a causar fratura na região da solda. A Figura 3.4 apresenta os tipos comuns de defeitos encontradas na região da solda.

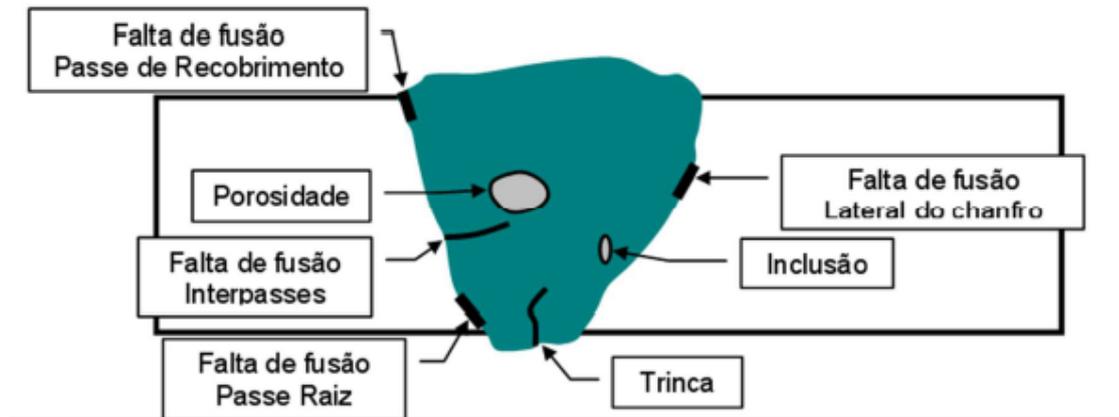


Figura 3.4 - Tipos de defeitos existentes em soldas. Fonte Petrobras.

A Figura 3.5 apresenta 3 tipos característicos de defeitos.

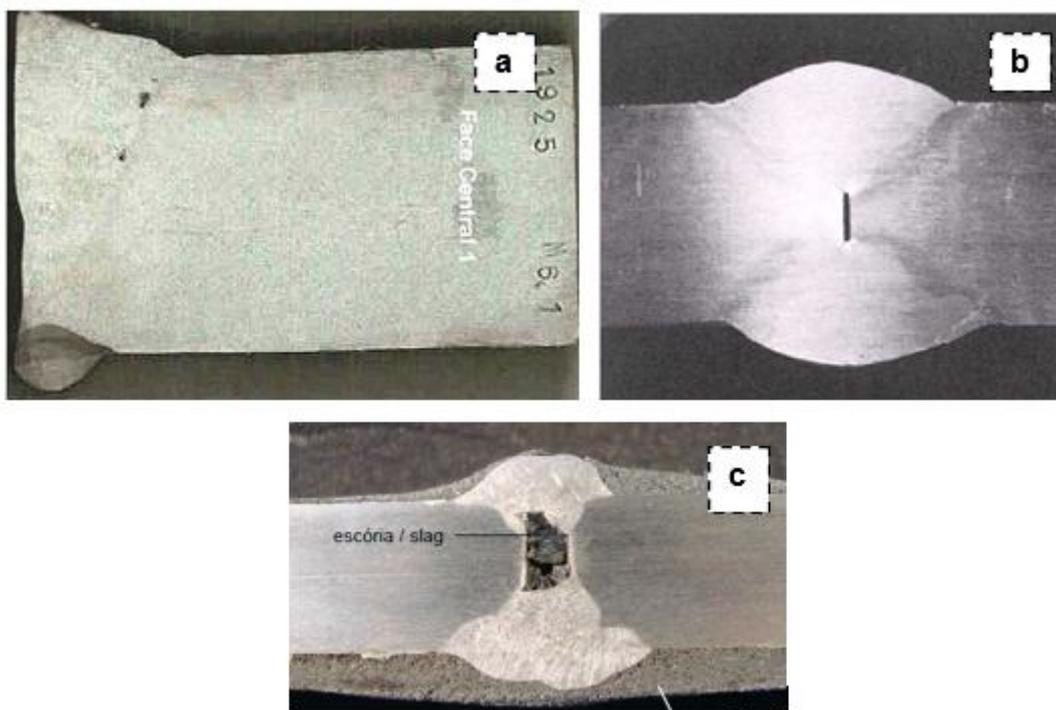


Figura 3.5 - Solda com falta de fusão na lateral do chanfro (a), falta de fusão no passe de raiz (b) e solda com presença de escórias (c). Fonte Petrobras.

3.2.2 Metais de adição com propriedades mecânicas diferentes às do metal de base

As juntas soldadas são por natureza regiões heterogêneas, apresentando variações de microestrutura e propriedades mecânicas no cordão de solda (CS) e na ZTA. O fenômeno de diluição no cordão de solda e os complexos ciclos térmicos induzidos na ZTA motivam este comportamento.

O desempenho das juntas depende do nível de equivalência entre as propriedades mecânicas do metal de base e do metal de adição. LOUREIRO (2002) [22], afirma que é usual classificar as soldas, se seu limite de escoamento ou de resistência do metal de adição é, superior (overmatched), igual (evenmatched) ou inferior (undermatched), ao limite de escoamento ou de resistência do metal de base.

A norma AWS D1.1 (2010) [23], oferece uma guia para elaboração de procedimentos de soldagem, considerando a combinação de metais de base e metais de adição, com relação a propriedades diferentes de limite de resistência ou de escoamento dos mesmos.

3.2.3 Temperatura de preaquecimento

Do ponto de vista prático, a maior parte das soldas produzidas requer ou pode-se beneficiar da aplicação de calor antes e durante o processo de soldagem. Com o aumento dos requisitos para as propriedades mecânicas dos aços modernos, também a necessidade do controle de temperaturas no processo de soldagem aumentou. Melhor controle do aquecimento inclui, não somente controle da aplicação física do calor e temperatura empregada, mas também seleção adequada do pré e pós-aquecimento para os metais.

Assim, com o aumento da temperatura no metal, mudanças importantes acontecem. Primeiro, o metal incrementa seu volume e mudanças microestruturais são manifestas nas diferentes direções cristalográficas. A expansão térmica é retribuída por uma mesma quantidade de contração térmica até o resfriamento, na mesma faixa de temperatura. Desta forma, se o

material não é aquecido uniformemente, como no caso da soldagem, deformações inelásticas podem acontecer resultando em distorções até alcançar o resfriamento.

No caso do preaquecimento, o metal é expandido e como a solda está se solidificando, a diferença de temperatura entre o metal de solda e o metal de base é menor, reduzindo assim a quantidade de deformações e esforços residuais que puderam se apresentar na junta soldada.

O preaquecimento do material busca principalmente minimizar sua susceptibilidade à aparição de trincas a frio, porém esse procedimento afeta a microestrutura resultante da junta soldada e conseqüentemente suas propriedades mecânicas. Ele afeta a estrutura do material por meio da taxa de resfriamento entre as temperaturas de 800 e 500 graus Celsius (ΔT_{8-5}) e tem uma forte influência sobre o tempo disponível para difusão do hidrogênio da junta soldada, na faixa de temperatura de 300 até 100 graus Celsius (ΔT_{3-1}).

Como especificado pela API 1104 [21], a temperatura de preaquecimento depende de vários fatores: composição química e propriedades físicas do metal de base, energia de soldagem, tipo de eletrodo e espessura do metal de base. Para calcular a temperatura de preaquecimento é preciso obter o valor do Carbono Equivalente (CE).

O carbono equivalente é um indicador do potencial do aço para apresentar trincas na solda devido à ação do hidrogênio como formador de trincas. Um nível baixo de CE dá menos oportunidade para a aparição de trincas na solda. O carbono é uma componente chave em todos os aços, e sua quantidade, afeta principalmente a resistência e a ductilidade do aço, dependendo do grau e do método de fabricação.

DAVIDSON (1995, p. 40) [24], diz que desde a publicação da primeira fórmula para calcular o CE, por parte de Dearden & O'Neill em 1940, um grande número de fórmulas similares tem sido publicado. Essas fórmulas têm evoluído, sendo utilizadas na prática como um indicador da soldabilidade do material ou como indicador do nível de endurecimento da ZTA na junta. A maioria delas são estabelecidas através de relações empíricas e têm validade limitada

dependendo da composição química, sendo aplicáveis somente à classe de aço para a qual foram desenvolvidas.

DIXON & HAKANSSON (1995, p. 123-s) [25], comentam que o problema das fórmulas estabelecidas para calcular o CE é que a maioria delas foi desenvolvida entre os anos de 1950 até 1980, e por tanto, são referidas aos aços desenvolvidos nessa época. A maioria das fórmulas não considera, por exemplo, a influência de pequenas quantidades de elementos de liga como Nb, B e N, utilizados nas composições dos aços modernos.

Para os aços de classificação API, duas são as fórmulas sugeridas para o cálculo da temperatura de preaquecimento, segundo a especificação da norma API 5L (2012). Uma das fórmulas empíricas mais comuns empregadas para determinar a soldabilidade de um aço e o potencial de trincar por hidrogênio é a do carbono equivalente (CE), determinada pelo *International Institute of Welding* (IIW) [21] como:

$$CE_{iiw} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Cu + \%Ni}{15} \quad (3.1)$$

Esta equação 3.1 é válida para aços com alto conteúdo de carbono, superior a 0,12%.

Basicamente quanto maior for o teor de carbono do material de base, maior será a temperatura de pré-aquecimento requerida.

Um método simples para determinar a necessidade de pré-aquecimento de uma solda é o do carbono equivalente (Ceq). A temperabilidade de um aço está relacionada ao seu teor de carbono acrescido dos teores de certos elementos de liga.

Quanto maior for o carbono equivalente maior será a temperatura de pré-aquecimento requerida.

Aços API normalmente apresentam boa soldabilidade quando o teor de carbono é menor que 0,20% e carbono equivalente (CEIIW) inferior a 0,44 %, entretanto, podem ser suscetíveis a trinca induzida pelo hidrogênio (trinca a

frio), especialmente quando a composição química é enriquecida em elementos de liga e/ou na soldagem de chapas grossas. O preaquecimento pode ser necessário para reduzir a velocidade de resfriamento e favorecer a liberação do hidrogênio, uma vez que em alguns casos é inevitável a formação de microestruturas suscetíveis à trinca a frio.

3.2.4 Propriedades mecânicas das soldas em aço

As soldas ou elemento estrutural devem possuir propriedades mecânicas bem determinadas. Essas características, em geral, são especificadas por normas ou códigos para um dado projeto e normalmente avaliadas pela execução de testes através de corpos de prova, também regulamentados por normas.

Segundo Marques Modenesi e Bracarense [26], entre as propriedades mecânicas que devem ser avaliadas para uma junta incluem-se:

- Resistência à tração;
- Dureza e a sua distribuição;
- Tenacidade;
- Resistência à fadiga;
- Trincamento por corrosão sob tensão.

Para os propósitos deste trabalho, a propriedade avaliada foi a resistência à fadiga de uma solda circunferencial de um duto em contato com o etanol.

3.3 Avaliação da corrosão sob tensão em baixa taxa de deformação

O *Slow Strain Rate Testing (SSRT)* é utilizado para avaliação de uma larga faixa de materiais metálicos em meios de teste aquosos ou não, em diferentes faixas de temperatura e pressão. A técnica SSRT emprega uma lenta taxa de deformação (quando comparada com testes convencionais) em corpos de

prova de tração. Estas taxas são compreendidas no intervalo de $2,5 \times 10^{-9}$ e $2,5 \times 10^{-7}$ m/s.

A taxa constante de deformação, combinada com meios agressivos / corrosivos, tem como principal objetivo acelerar a iniciação de propagação de trinca devido a corrosão sob tensão (CST) e assim poder responder se o material x meio corrosivo é susceptível a CST.

O benefício dos testes de SSRT, além da rápida resposta (cerca de 96 horas), é o monitoramento contínuo dos parâmetros de ensaio como carga, deslocamento e tempo, sendo que ao fim do ensaio com a fratura do corpo de prova, os parâmetros de ductilidade: alongamento e redução de área podem ser quantificados. Estes resultados usualmente são comparados com testes realizados em meio inerte (ar).

Os resultados obtidos no meio de ensaio são comparados com os resultados obtidos em um meio inerte (ar) para quantificar a resistência ou a susceptibilidade do material à formação de trinca por corrosão sob tensão.

A Norma NACE TM 0111-2011 - "Slow Strain Rate Test Method for Evaluation of Ethanol Stress Corrosion Cracking in Carbon Steels" [28] estabelece um método de ensaio para separar as ligas resistentes à corrosão para determinação da resistência à formação de trinca por corrosão sob tensão. O fato deste método ser de avaliação por etapas implica que experimentos posteriores ou adicionais poderão ser exigidos antes da decisão de seleção dos materiais.

3.4 Fundamentos teóricos da fadiga

O processo de fadiga consiste basicamente em três etapas: nucleação da trinca, propagação da trinca e colapso da estrutura.

A iniciação das trincas de fadiga está ligada ao acúmulo de deformação plástica, em geral na superfície do material, mediante deslizamento dos planos cristalográficos. As trincas podem ocorrer em defeitos ou inclusões no material, ou seja, em pontos de concentração de tensões, em locais não homogêneos e pontos de variação abrupta da geometria da estrutura. Na segunda etapa, as

trincas geralmente se propagam perpendicularmente à direção das tensões principais trativas de modo estável, até certa extensão, geralmente com o desenvolvimento das chamadas “estrias”. O último estágio do processo de fadiga se caracteriza pela propagação da trinca de modo instável, resultando no colapso mecânico da estrutura ao superar um determinado tamanho crítico.

Recentemente houve um caso de rompimento de um gasoduto onde se pode verifica a sua superfície de fratura na Figura 3.6.



Figura 3.6 - Representação da superfície de fratura de um duto submetido à fadiga. Fonte: Petrobras.

A tensão imposta no material, sua amplitude e intervalo que são definidas conforme as equações 3.18 a 3.20.

A Figura 3.7 apresenta um típico ciclo de tensão aplicado nos ensaios de fadiga.

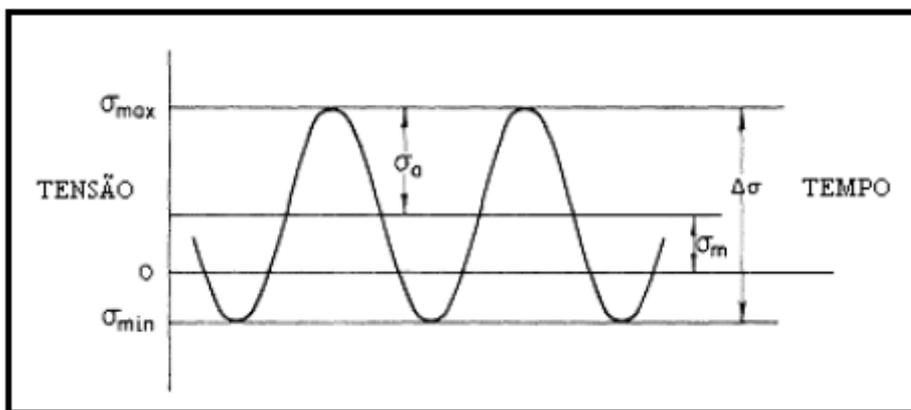


Figura 3.7 - Ciclo de tensões alternadas presentes no processo de fadiga.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (3.18)$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \quad (3.19)$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (3.20)$$

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad (3.21)$$

Onde:

σ_m : tensão média;

σ_a : amplitude de tensão;

$\Delta\sigma$: intervalo de tensão.

Encontram-se na literatura muitos estudos sobre trincas de fadiga. Segundo MORETO (2012) [30], o processo de iniciação da fadiga do material é “quase essencialmente” superficial, raramente com ocorrência no interior do mesmo. O autor também menciona que essa etapa de nucleação “é aquela que consome a maior parte da vida da estrutura ou do elemento mecânico”. Evidências experimentais revelam que as trincas de fadiga se iniciam numa região extremamente pequena (menor que $0,5\mu\text{m}$) (LIN *et al.*, 1986) [31]. De acordo com BHAT e FINE (2001) [32], existem várias teorias que explicam o processo de nucleação das trincas de fadiga baseadas em modelos computacionais além de modelos de discordâncias e deslizamento.

Preferencialmente, as trincas de fadiga são nucleadas na superfície do material devido à deformação plástica ser mais facilitada nessa região. Quando se aplica tensão alternada, o deslizamento das discordâncias nos planos de escorregamento é responsável pela criação das bandas de deslizamento

persistentes que, empilhadas formam as extrusões e intrusões (concentradores de tensões), tornando-os sítios para a nucleação das trincas de fadiga. Um modelo de extrusões e intrusões é apresentado na Figura 3.8.

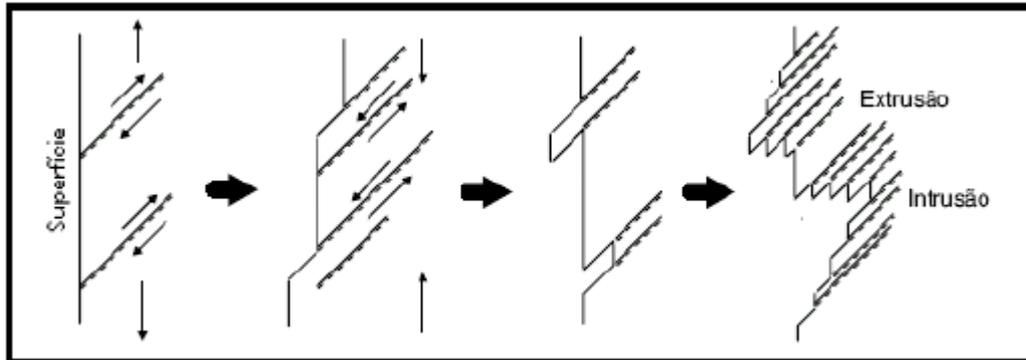


Figura 3.8 - Nucleação das trincas de fadiga mediante formação de intrusões e extrusões. [33]

Outros modelos sobre a nucleação das trincas de fadiga podem ser encontrados na literatura. LIN *et al.* (1986) [31], mostram que a etapa de nucleação da trinca é precedida pelo acúmulo de dipolos de discordâncias ao longo das bandas de deslizamento. Neste caso, a trinca de fadiga inicia-se quando a soma dos deslocamentos das discordâncias acumuladas excede o deslocamento teórico para causar fratura num material perfeito.

Em outro trabalho realizado por ZHANG *et al.* (1999) [34] em aço de baixo teor de carbono, os resultados indicaram que os sítios mais favoráveis para a nucleação de trincas de fadiga são os contornos de grão. Sendo estes favoravelmente orientados, a nucleação da trinca ocorre paralelamente ao eixo de carregamento, podendo também, formar ângulos entre 45 – 90°. Exames microscópicos revelaram outros sítios de nucleação de trincas, tais como bandas de deslizamento e superfícies rugosas produzidas por deformações cíclicas.

Em relação ao estágio de propagação da trinca, existem três modos de uma carga operar sobre a mesma, determinando em tipos de carregamentos diferentes nas superfícies da trinca.

A maioria das trincas resulta do modo I de carregamento. Outros dois modos não ocorrem individualmente, mas podem ocorrer em combinação com o modo I, ou seja, I – II, I – III ou I – II – III. Os três modos de carregamento são apresentados na Figura 3.9.

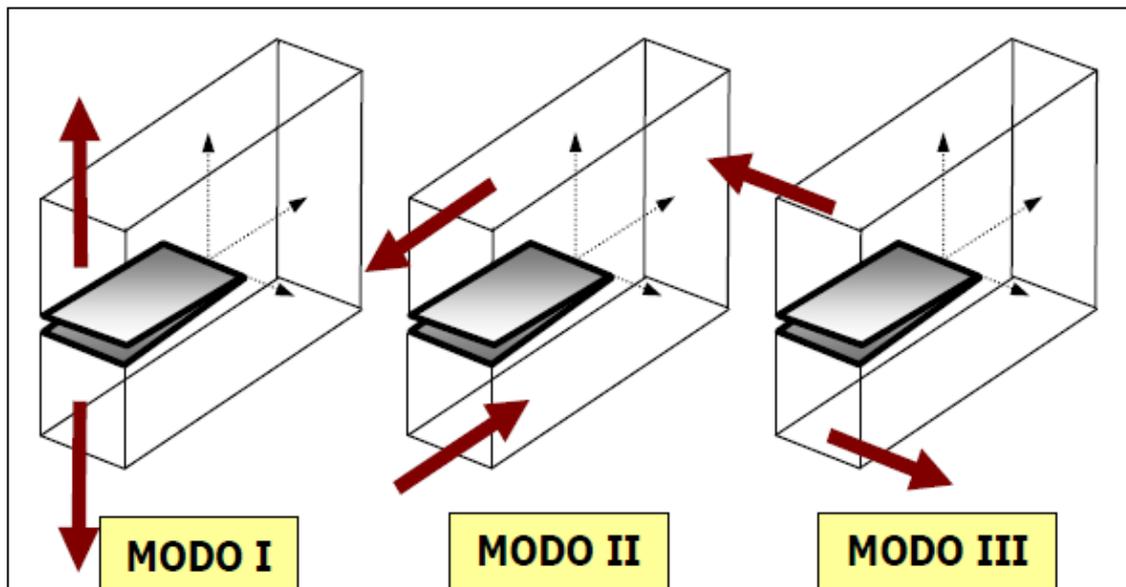


Figura 3.9 - Modos de carregamentos nas superfícies da trinca.

Na literatura, são encontradas teorias que procuram explicar os mecanismos de propagação das trincas de fadiga. LAIRD (1979) [35] propôs que a propagação da trinca dar-se-á por processos sucessivos de embotamento plástico e afilamento da própria trinca (Figura 3.10).

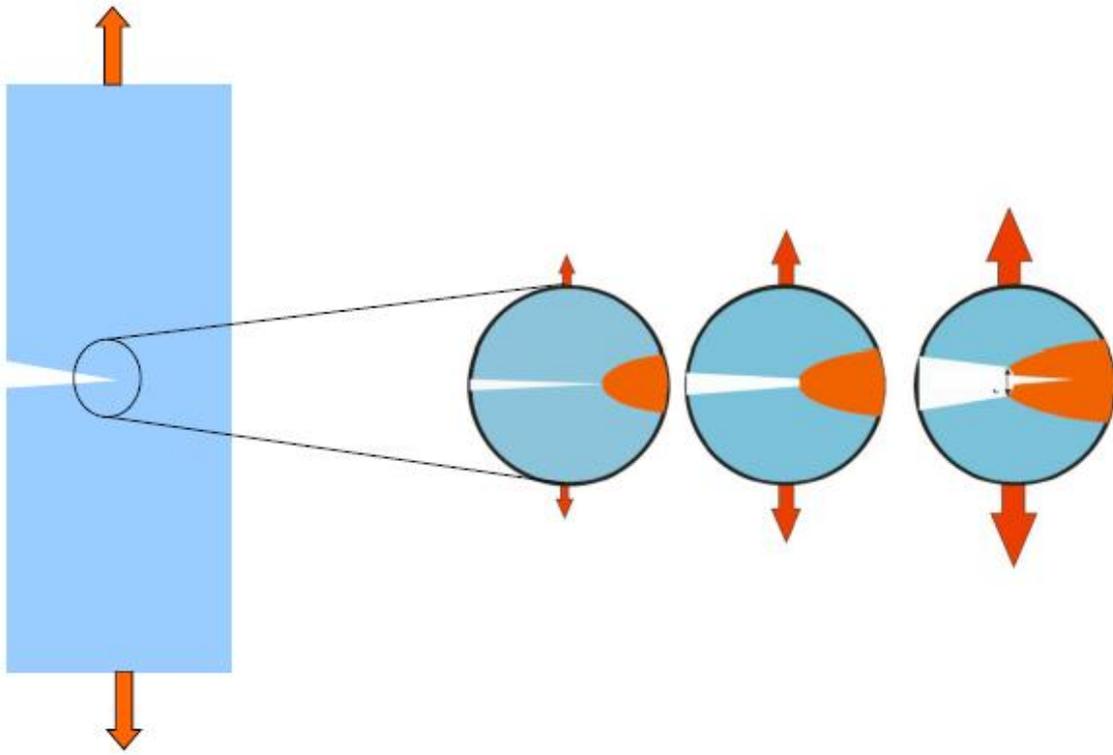


Figura 3.10 - Mecanismo de propagação da trinca de fadiga mediante embotamento e afilamento da trinca.

No início do carregamento cíclico a ponta da trinca apresenta a forma de um entalhe duplo. À medida que se aplica uma pequena tensão trativa, o pequeno entalhe duplo na ponta da trinca concentra o deslizamento ao longo dos planos que fazem 45° com o plano da trinca. Na máxima tensão trativa aplicada, a trinca se embota. Quando a carga muda para compressão, as direções da deformação cisalhante na ponta da trinca são invertidas, até a formação da nova superfície de trinca afilada com entalhe duplo. A partir daí, a ponta da trinca avança para um novo ciclo de tensões mediante aplicação de uma tração pequena.

Em outro mecanismo, segundo BROEK (1986) [36], a trinca de fadiga cresce por um processo de deslizamento reverso mostrado na Figura 3.11.

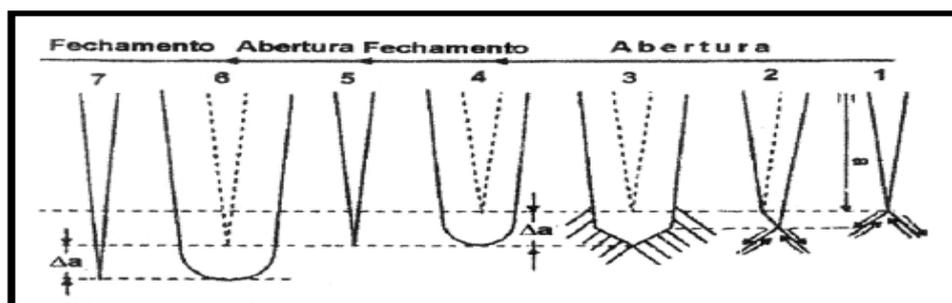


Figura 3.11 - Mecanismos de propagação da trinca por deslizamento reverso por BROEK (1986) [33].

Nesse caso, a trinca submetida a um campo de tensões pode deslizar ao longo do plano de deslizamento (direção de maior tensão cisalhante). Em seguida, o aumento da tensão atuante promoverá a ativação de outros planos de deslizamento, devido ao encruamento, acarretando a propagação da trinca em um tamanho Δa . No descarregamento, a trinca volta a ser aguda, mas a deformação plástica sofrida é irreversível. A partir daí o ciclo recomeça novamente.

3.5 Curva S-N

São observados dois tipos de comportamento para a curva de Wöhler, representados na Figura 3.12. Em alguns materiais ferrosos e ligas de titânio, a curva tende a uma horizontal para um determinado número de ciclos, caracterizando o limite de fadiga. O limite de fadiga corresponde a uma determinada amplitude de tensão abaixo da qual espera-se que uma estrutura suporte infinitos ciclos de carregamento sem ocorrer rompimento por fadiga. Já os materiais não-ferrosos, como o magnésio e o alumínio não apresentam o limite de fadiga. De acordo com DIETER (1976) [37], para esses materiais, as propriedades de fadiga são especificadas como resistência à fadiga para um número arbitrário de ciclos, por exemplo, 10^8 ciclos.

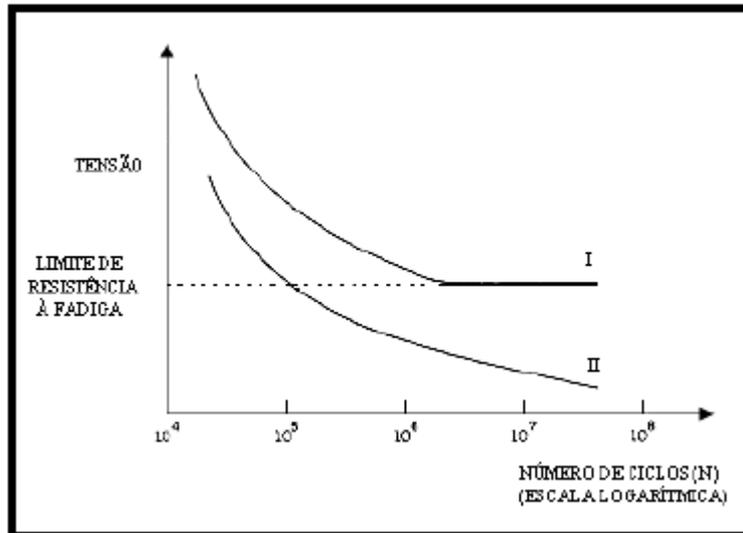


Figura 3.12 - Amplitude de tensão (σ) em função do logaritmo do número de ciclos (N) até a falha para (I) um material que apresenta o limite de fadiga e (II) para um material que não apresenta o limite de fadiga.

O limite de fadiga do material sofre uma grande influência da tensão média, pois para uma dada amplitude de tensão, o aumento da tensão média diminuirá a vida em fadiga do material, já que será necessária uma menor quantidade de ciclos para ele falhar. Esse comportamento é verificado nas curvas S-N de Wöhler, apresentadas esquematicamente na Figura 3.13.

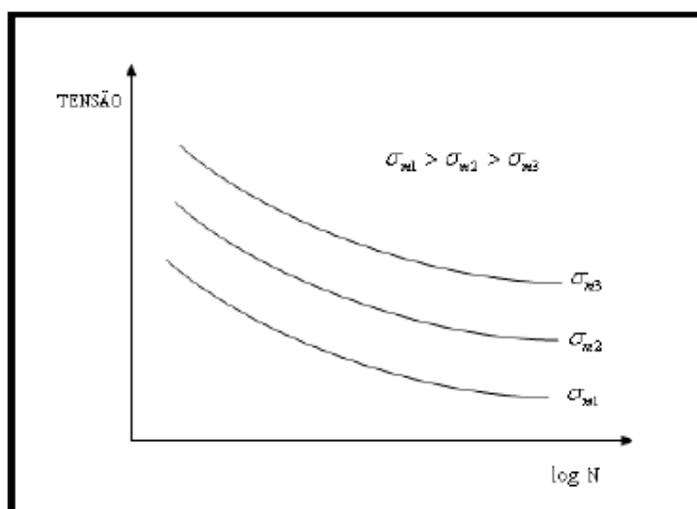


Figura 3.13 - Efeito da tensão média (σ_m) na resistência à fadiga de um material.

A utilização da abordagem tradicional das curvas de Wöhler apresenta algumas limitações. Segundo DE MARCO FILHO (2002) [38], a curva S-N de Wöhler apresenta limitações no tratamento dos dados já que não são evidenciadas as etapas de iniciação e propagação das trincas, acarretando dificuldades na avaliação do comportamento de estruturas que apresentam entalhes agudos ou trincas. MACHADO (2002) [39] propõe que as curvas S-N não são apropriadas para descrever o estado físico da estrutura para um dado tempo t . O autor menciona que é necessário um modelo que permita a avaliação da evolução de uma trinca ao longo do tempo.

O modelo que adquire importância crescente no estudo da vida em fadiga de um material está baseado na Mecânica da Fratura, cuja metodologia de análise permite:

- Acompanhar o crescimento da trinca e mecanismos de propagação atuantes;
- Avaliação rigorosa das variáveis envolvidas;
- Determinar a criticidade do defeito e a necessidade de reparo imediato da estrutura;
- Estimar o tamanho crítico de defeito possibilitando um acompanhamento em operação do equipamento ao longo de tempo.
- Indicação das prováveis causas e pontos de falha em estruturas
- Projetar componentes críticos permitindo adequar o nível de tensões atuantes no comportamento do material;
- Calcular a vida residual de uma estrutura trincada entre outros.

3.6 Mecânica da fratura aplicada à fadiga

A Mecânica da Fratura é a área da mecânica dos sólidos que estuda o comportamento estrutural de componentes “trincados” e tem como objetivo geral descrever o processo de fratura permitindo por exemplo a previsão de falhas, estabelecimento de critérios alternativos de projetos e caracterização de

propriedades mecânicas à fratura dos materiais. Parte-se do estudo em nível atômico dos materiais para avaliação da integridade de grandes equipamentos e estruturas conforme desenho esquemático apresentado na Figura 3.14.

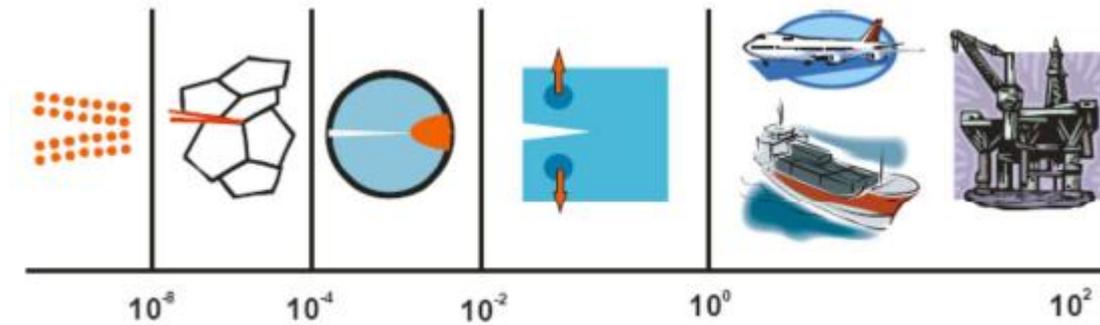


Figura 3.14 - Mecanismos da Engenharia de Fratura.

A Mecânica da Fratura relaciona-se com a Resistência dos Materiais através da severidade da carga, resistência da estrutura e a ocorrência da falha conforme esquema apresentado na Figura 3.15

Resistência dos Materiais	Mecânica da Fratura
<p>Carregamento Atuante</p> <p>Resistência dos Materiais</p> <p>Propriedade de Seção Propriedade Mecânica</p>	<p>Tensões Trativas</p> <p>Mecânica da Fratura</p> <p>Concentrador de Tensões Propriedades de Tenacidade</p>
Severidade da carga	
Tensão ou deformação na estrutura	Intensidade de tensões na proximidade do defeito
Resistência da estrutura	
Propriedade mecânica do material	Tenacidade à fratura do material
Equação que defina a falha	
Falha ocorre quando a tensão atuante alcança a tensão de escoamento.	Falha ocorre quando a intensidade de tensões na ponta do defeito alcança a tenacidade à fratura do material.

Figura 3.15 - Relação entre Resistência dos Materiais X Mecânica da Fratura.

Podemos também dividir a Mecânica da Fratura em 4 subdivisões conforme Figura 3.16.

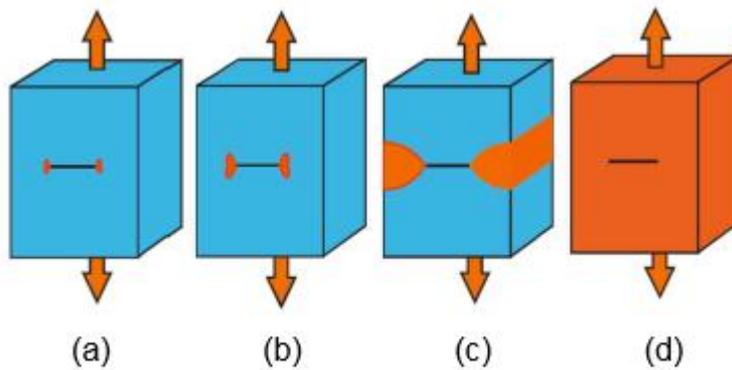


Figura 3.16 - Escoamento linear (a), Escoamento Elasto-Plástico (b), Escoamento Plástico (c) e Escoamento generalizado

(a): Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) - O escoamento está limitado a uma pequena região na proximidade da ponta de trinca. Falha caracterizada por fratura frágil, com rápida propagação instável da trinca.

(b): Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) - Ocorrência de uma zona plastificada se desenvolvendo na ponta da trinca. O escoamento e contido, não alcançando a borda da chapa. A falha pode ocorrer por propagação instável da trinca ou por rasgamento estável seguido de propagação instável;

(c): Escoamento da seção remanescente - A região plastificada alcança as bordas da chapa não sendo contida apenas as vizinhanças do defeito. A falha pode se dar por propagação instável, por rasgamento estável seguido por instabilidade ou por colapso plástico da seção remanescente;

(d): Escoamento generalizado - A tensão uniforme e maior que o valor do escoamento do material plastificando toda a estrutura. A falha se dá por colapso plástico ou rasgamento instável da trinca.

Neste trabalho enfocaremos a Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) pois serão conduzidos ensaios seguindo seus conceitos.

Na MFLE a introdução do conceito do fator de intensidade de tensões (K) é de extrema importância, pois descreve o campo de tensões na ponta da trinca. É definido de acordo com a equação 3.22.

$$K = C\sigma (\pi a)^{1/2} \quad (3.22)$$

Onde:

K : fator de intensidade de tensões (MPa m);

$C = f(a/W)$ é o fator geométrico da trinca;

σ : tensão uniaxial atuante perpendicular ao plano da trinca (MPa);

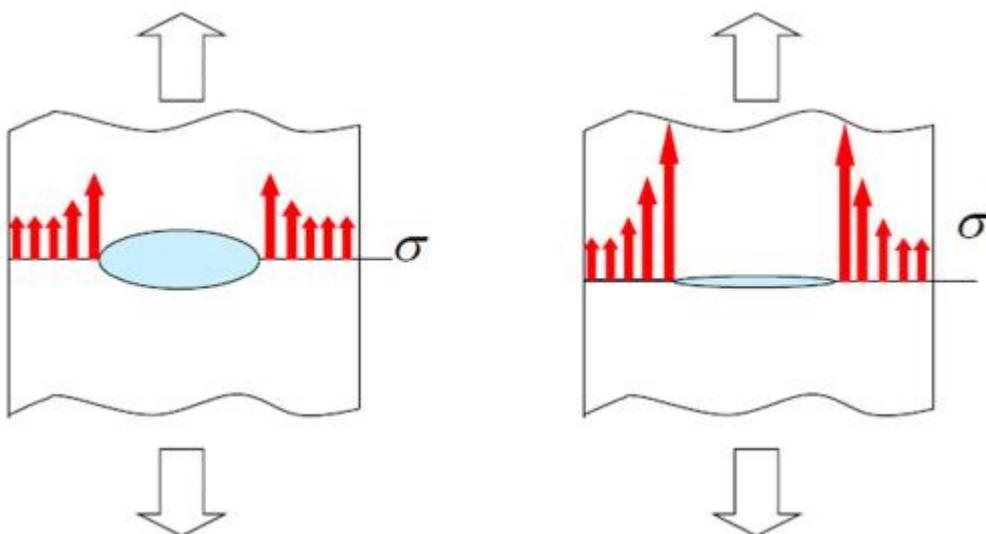
a : comprimento da trinca;

W : largura do corpo de prova.

A Figura 3.17 exemplifica o conceito de concentradores de tensão.

(a) Uma tensão sobre um material com presença de um vazio, haverá uma concentração de tensão nas bordas deste vazio.

(b) Se este vazio for achatado no formato de uma trinca, haverá então um fato de intensidade de tensão (K).



(a)

(b)

Figura 3.17 - Concentração de tensão (a), Fator de intensidade de tensão (K) (b).

Durante os ciclos de fadiga, para carregamento de amplitude constante, a variação do carregamento aplicado é responsável pela alternância na tensão entre um valor mínimo e um valor máximo, ou seja, submetendo a estrutura a uma variação de tensão constante $\Delta\sigma$, que em um corpo trincado, corresponde à variação entre um K_{\min} e um K_{\max} . A diferença entre K_{\max} e K_{\min} é denominada amplitude do fator de intensidade de tensões (equação 3.23). Portanto:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = \Delta\sigma C (\pi a)^{1/2} \quad (3.23)$$

Podemos ainda de um modo mais prático entendermos que o ΔK é a força motriz para a propagação da trinca conforme croqui da Figura 3.18.

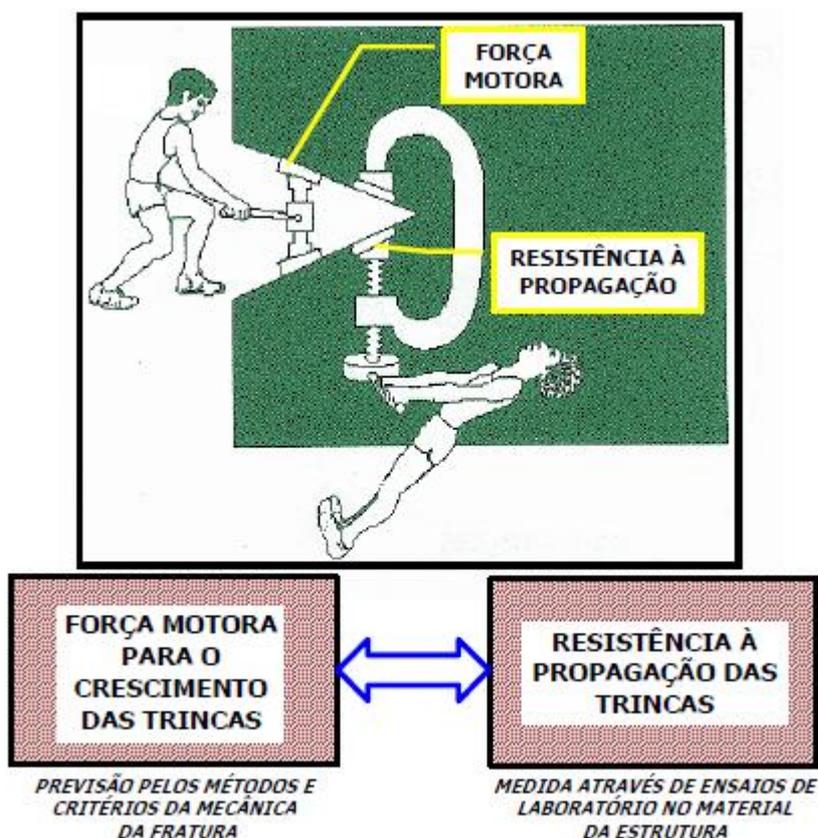


Figura 3.18 - Definição prática do fator K.

Sendo assim é necessário estudar qual é a consequência para cada ciclo de ΔK imposto no material e conseqüentemente na trinca. A teoria proposta por PARIS e ERDOGAN [40] explica esta relação. Eles observaram que o crescimento da trinca por ciclo de carregamento era função de ΔK atuando na ponta da trinca. A partir daí, utilizou-se o fator de intensidade de tensões (ΔK) para descrever a propagação das trincas de fadiga.

Portanto, para cada ciclo de ΔK , ou seja, para cada N , temos uma medida de tamanho de trinca. A Figura 3.19 representa a curva do comprimento de trinca com o número de ciclos de ΔK (N). A medida que se aumenta a quantidade de ciclos (N) maior é o tamanho da trinca. S é a intensidade da variação de K . Quanto maior for seu valor, maior será o tamanho da trinca.

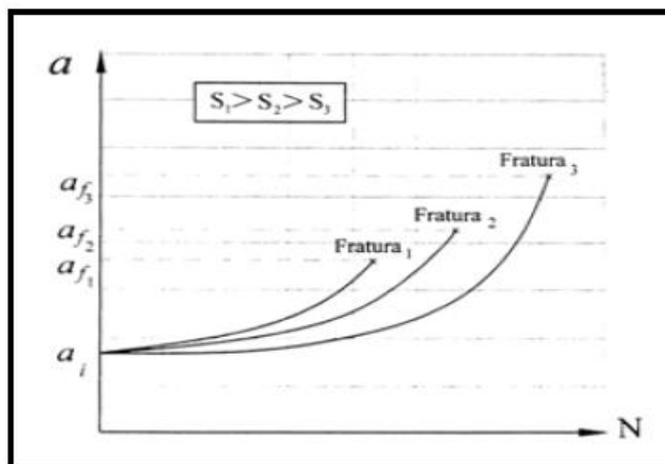


Figura 3.19 - Evolução da trinca de fadiga durante carregamento cíclico aplicado.

Aplicando a derivada em cada ponto da curva a vs. N (Figura 3.19), encontra-se a taxa de propagação das trincas de fadiga (da/dN).

O valor da taxa de propagação da trinca aumenta juntamente com o tamanho da trinca, pois o valor do fator de intensidade de tensões (K) aumenta com o valor de a . Com esta relação de taxa de propagação de trinca e ΔK tem-se o gráfico da/dN vs. ΔK em escala logarítmica (Figura 3.20).

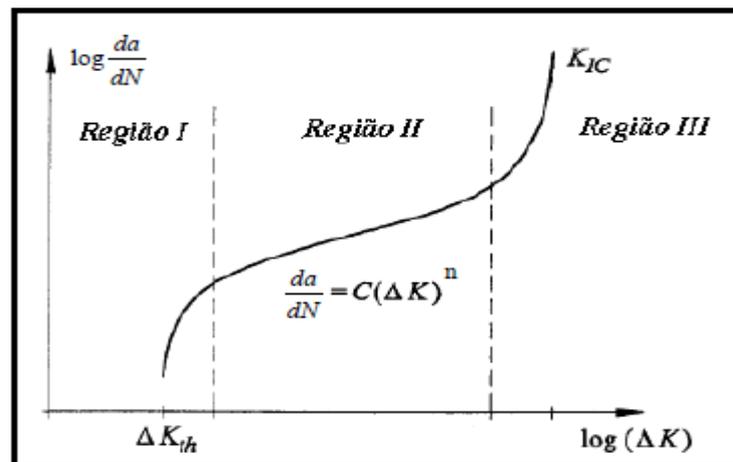


Figura 3.20 - Representação esquemática em escala logarítmica da relação entre a taxa de propagação da trinca de fadiga (da/dN) e amplitude do fator de intensidade de tensão (ΔK).

A curva apresentada tem uma forma sigmoideal, destacando-se três regiões bem distintas. A região I apresenta o valor de ΔK_{lim} (threshold), abaixo do qual não há propagação da trinca de fadiga. É uma região bastante sensível à microestrutura do material (morfologia, dispersão de partículas de segunda fase, tamanho de grão e inclusões), razão de tensões e ao meio ambiente (BRAZ) [41].

LAWSON *et al.* [42] mencionam a existência de critérios de carregamento definindo a existência de dois tipos de limite. O limite de propagação da trinca de fadiga é aquele no qual as trincas de fadiga não crescem significativamente, enquanto o limite de fadiga é aquele em que as trincas não são formadas.

A região II é aquela de maior interesse nos estudos de fadiga. Nessa região, o gráfico mostra uma relação linear entre $\log (da/dN)$ e $\log (\Delta K)$, que pode ser expressa pela equação de Paris, equação 3.24.

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^n \quad (3.24)$$

Onde:

da

----- : taxa de crescimento da trinca de fadiga;

dN

C e n: constantes que dependem da tensão média e das condições ambientais. Matematicamente, são os coeficientes linear e angular da reta, respectivamente.

A taxa de propagação da trinca de fadiga no estágio II é menos sensível à microestrutura, à razão de tensões e ao meio ambiente (BRAZ) [41]. É nessa fase que se observam as estrias de fadiga, as marcas de praia.

A equação de Paris é a mais utilizada no estudo de propagação das trincas de fadiga devido a sua simplicidade matemática. No entanto, apresenta algumas deficiências. Não é reconhecido o efeito de ΔK_{th} , nem da tenacidade à fratura na taxa de propagação da trinca (MEGGIOLARO e DE CASTRO [43], além de não conseguir descrever a influência de fatores como tensão média, temperatura e meio ambiente, entre outros, na vida do elemento (DE MARCO FILHO) [38]. Segundo FERNANDES [44], a lei de Paris pode ser conservativa caso as trincas iniciais forem pequenas ou induzirem valores próximos ao limite e, não conservativa, em valores altos de ΔK . Há equações desenvolvidas por outros autores que incorporam parâmetros como ΔK_{th} , KIC, R, entre outros. Nesse sentido, FERNANDES [44] apresenta em seu trabalho várias equações que representam modelos de propagação de trincas por fadiga.

Dentre essas equações, destaca-se a de Forman (equação 3.25), que pode ser utilizada no estudo das regiões II e III e do efeito de R na taxa de propagação da trinca.

da $C (\Delta K_I)^n$

$$----- = ----- \quad (3.25)$$

$$dN \quad (1 - R)K_c - \Delta K_I$$

A região III apresenta uma taxa de propagação da trinca muito elevada e vida em propagação pequena, apresentando pequena contribuição para a vida do material. É uma região de superposição de mecanismos de estrias e fratura monotônica (BRAZ) [41]. Reflete a proximidade da propagação instável da

trinca quando o valor de $K_{m\acute{a}x}$ atinge sua tenacidade à fratura (MEGGIOLARO e DE CASTRO) [43].

3.7 Corrosão sob tensão e propagação de trincas de aços API em meio etanol.

Corrosão sob tensão (CST) de aço em contato com o etanol tem sido observado em terminais, nos tanques de armazenamento e carregamento e em outros equipamentos metálicos. Com isto a API e a Renewable Fuels Association (RFA) concentraram esforços e financiaram um programa de pesquisa para examinar os fatores que podem levar a CST de aço em contato com etanol e obter uma maior compreensão da extensão da CST em equipamentos metálicos. Este programa foi realizado simultaneamente pelo Southwest Research Institute (SwRI), CC Technologies e Honeywell Process Systems. Relatórios separados sobre os resultados destes estudos são fornecidos em partes de um documento intitulado Relatório Técnico API 939D [18]. Neste capítulo se descreve uma síntese das conclusões destes estudos. Um dos estudos considerou diferentes amostras de etanol, e realizando ensaios em baixa taxa de deformação (velocidade de tracionamento da ordem de 1×10^{-5} mm/s) do aço ASTM A36 em contato com esses combustíveis. As Figura 3.21, Figura 3.22, Figura 3.23, Figura 3.24, Figura 3.25 e Figura 3.26 são representações dos resultados obtidos.

Ethanol Sample Description	SwRI ID Number	pHe value	Acidity, mg KOH/g	Ethanol Content, Vol %	Methanol Content, Vol %	Water Content, ppm	Specific Gravity	Inorganic Chloride Content, ppm
Reagent Grade EtOH	—	6.72	0.0141	~100	—*	545	0.79	<1
Contaminants + 10 % Unleaded Gas	—	6.06	—*	~90	0.5	11,900	—*	—*
Contaminants + 15 % Unleaded Gas	—	6.43	—*	~85	0.5	12,900	—*	—*
E-85 Sample 1	12	7.83	0.1943	82.16	<0.1	5,132	0.7785	<1
E-85 Sample 2	57	5.72	0.0646	79.76	<0.1	18,346	0.7894	<1
E-85 Sample 3	87	8.49	0.0392	88.08	<0.5	3,010	0.7853	<1
High Potential EtOH Sample	116	2.7	0.0211	99.51	<0.1	1,514	0.7969	<1
Wet Milling Virgin EtOH Sample	2	7.37	0.0422	98.99	0.05	7,540	0.7963	<1
Dry Milling Virgin EtOH Sample	3	8.04	0.0176	99.56	<0.01	1,177	0.7937	<1
Sugar Cane Sample 1	120	7.05	0.0207	95.15	<0.01	69,648	0.8139	<1
Sugar Cane Sample 2	125	8.57	0.0106	99.73	<0.5	1,650	0.7943	<1

Figura 3.21 - Características das amostras de etanol. [18]

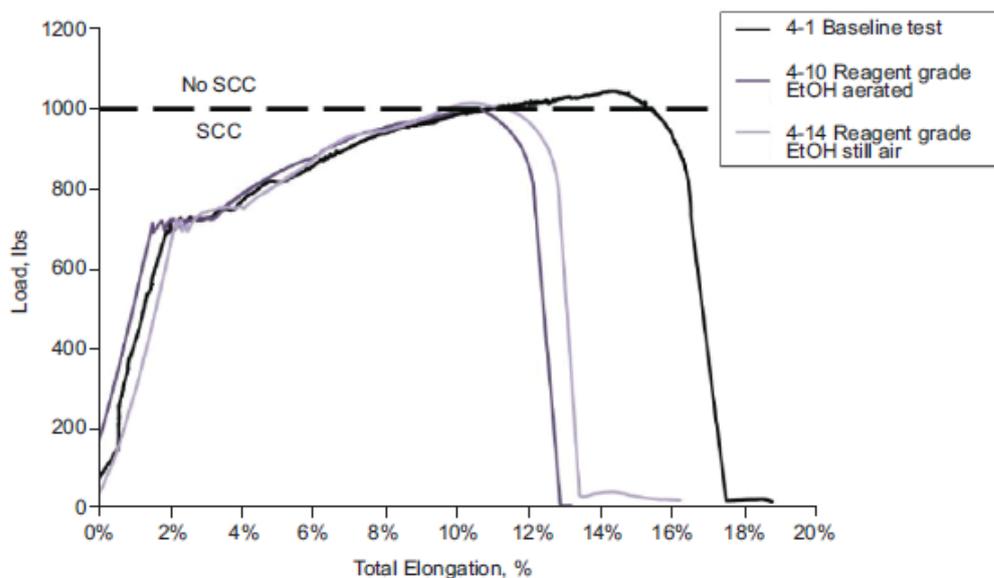


Figura 3.22 - Gráfico Força x alongamento do corpo de prova baseline com etanol. [18]

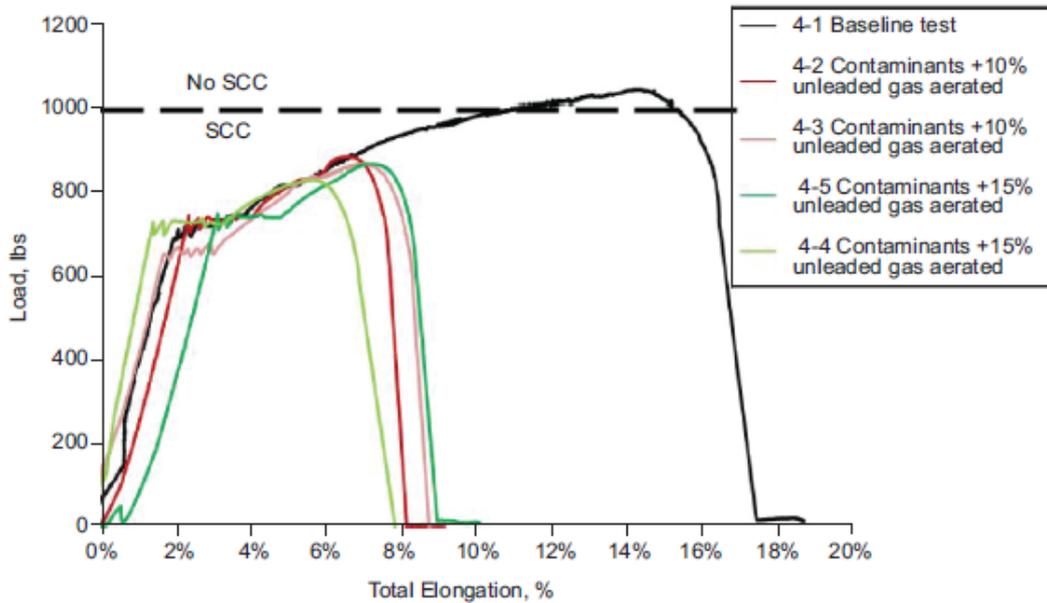


Figura 3.23 - Gráfico Força x alongamento do corpo de prova baseline com diferentes blends de etanol com contaminantes. [18]

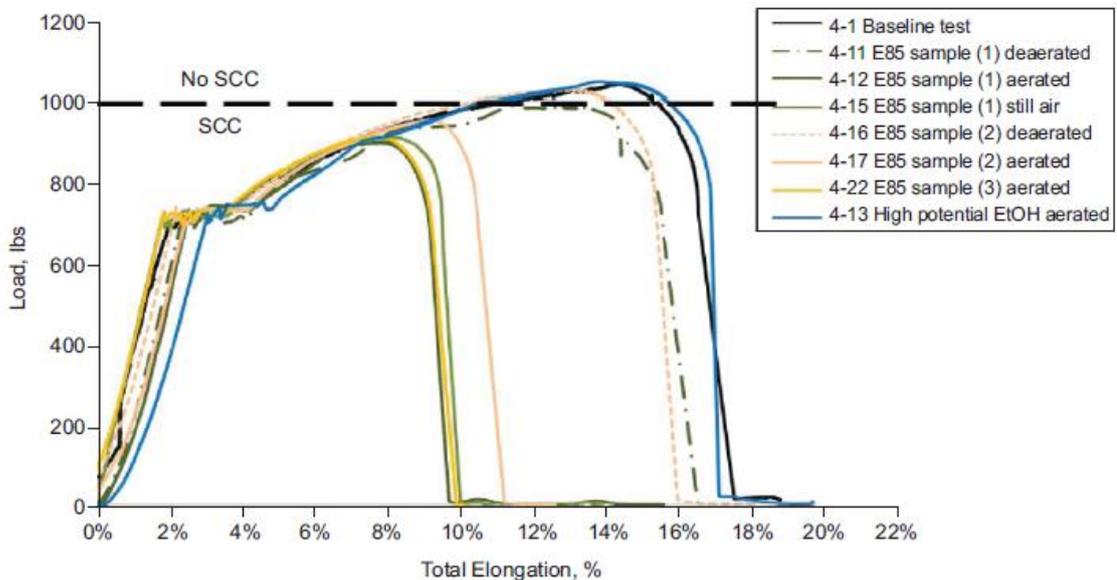


Figura 3.24 - Gráfico Força x alongamento do corpo de prova baseline com diferentes blends de etanol. [18]

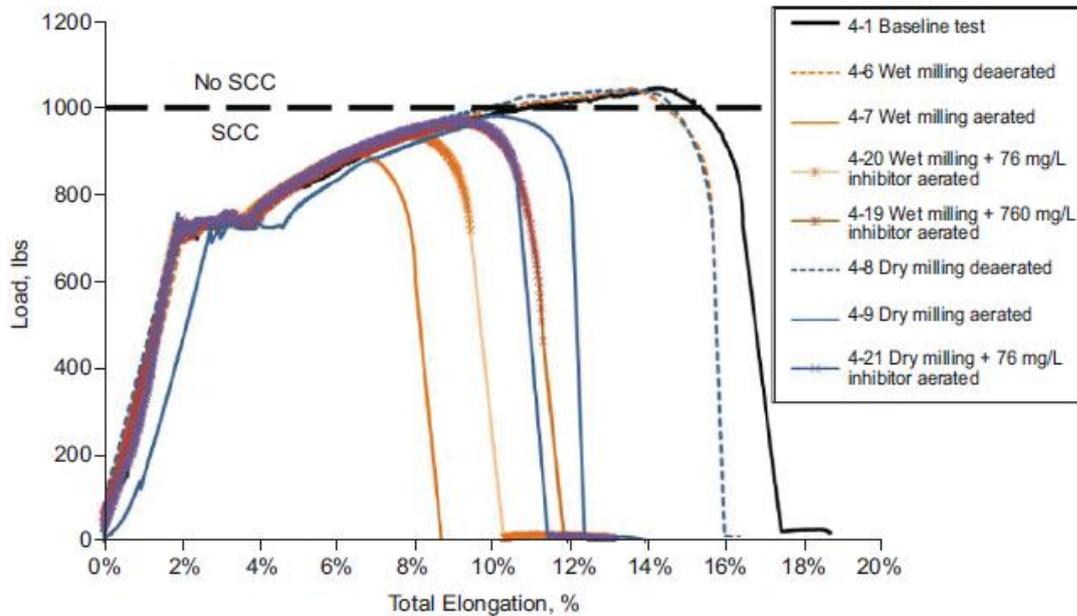


Figura 3.25 - Gráfico Força x alongamento do corpo de prova baseline com diferentes tipos de inibidores. [18]

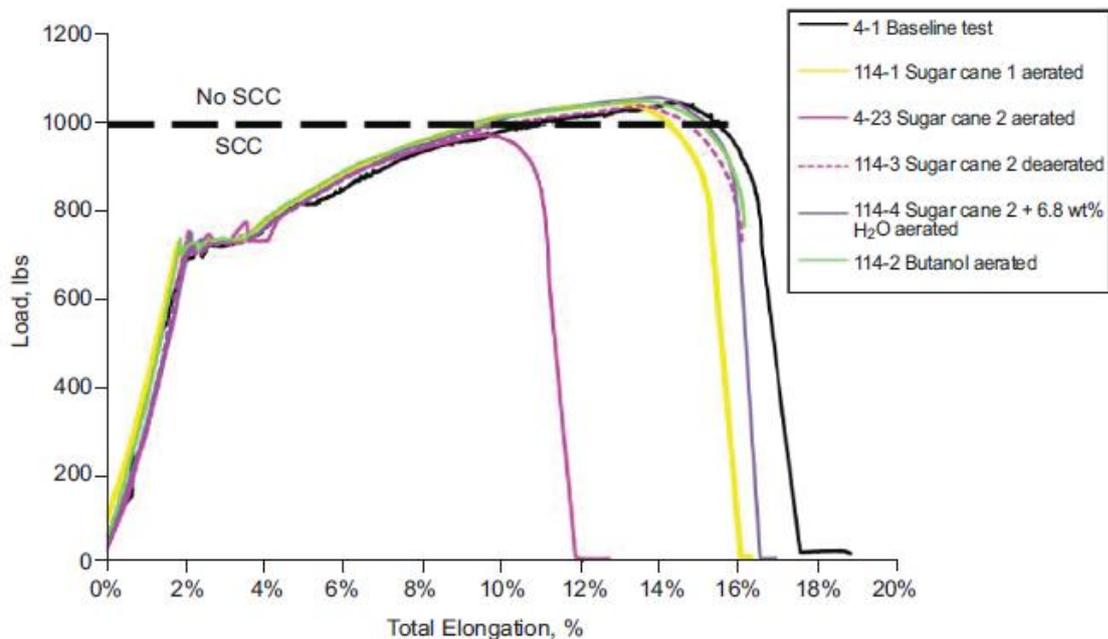


Figura 3.26 - Gráfico Força x alongamento do corpo de prova baseline com diferentes tipos de origem do etanol. [18]

A conclusão é que o etanol especificado pela ASTM D 4806 [45] promove a CST em diferentes níveis para as diferentes condições. Outra conclusão

relevante dos autores foi que, dentro dos limites de especificação, nenhum dos constituintes em etanol parece ter um efeito adverso sobre a CST. Ácido acético e pH ao longo de uma larga faixa não têm efeito sobre a susceptibilidade a CST. Cloreto e metanol parecem aumentar susceptibilidade a CST, mas não são essenciais. A água na faixa de quantidade estudada não afeta susceptibilidade a CST do aço. No entanto, a remoção completa da água não foi investigada, portanto, pode-se apenas especular que o etanol anidro não causaria CST. Portanto, alterar a especificação do etanol combustível atual não parece ser uma solução viável para mitigar a CST. Além de água, que estava presente em todos os corpos de prova estudados, o elemento mais importante que causou CST parece ser o oxigênio dissolvido, pois quando este foi minimizado através de purga de nitrogênio, não ocorreu CST na presença de todos os outros elementos em seus níveis máximos. Quando o oxigênio, na proporção presente no ar ambiente, foi purgado no etanol, a CST ocorreu na ausência de todos os outros elementos. Assim, a CST de aço em álcool combustível é mitigado, limitando estritamente a quantidade de oxigênio.

O conjunto de resultados apresentados na Figura 3.28 mostra a influência destes fatores na susceptibilidade da CST no aço ASTM A 36 [46] em ensaios de tração com baixa taxa de deformação em contato com etanol nas condições especificadas na Figura 3.27.

Test #	Condition	Potential	Water Analysis		Test Type	% EI	%RA	SEM/Microscope observation	Open-circuit Potential; mV vs. Ag/AgCl/EtOH
			Start	Finish					
0	Air				Smooth	32%	56%	No SCC	
1	Pure Ethanol + 0.2 percent volume water	OCP	0.3028	0.28	Smooth	30%	60%	No SCC	
2	Pure Ethanol + 0.5 percent volume water	OCP	0.5792	0.6654	Smooth	29%	59%	Minor secondary cracks	
3	Pure Ethanol + 1 percent volume water	OCP	1.0216	1.1277	Smooth	33%	58%	No SCC	
4	As-received ethanol, User	OCP	0.6434	0.7525	Smooth	31%	60%	Significant SCC	150
5	As-received ethanol, User	+100 mV	0.6434	0.8686	Smooth	32%	59%	Less secondary SCC than Sp. 4	
6	As-received ethanol, RFA	OCP	0.6565	0.8508	Smooth	32%	57%	cracks	400
7	As-received ethanol, RFA	+100mV	0.6565	0.9556	Smooth	32%	53%	No secondary cracks	
8	RFA ethanol, 4.5x10-6 per second	OCP			Smooth	33%	59%	Possible secondary cracks	500
9	RFA ethanol, 4 x10-7 per second	OCP			Smooth	29%	56%	No visible secondary cracks	400
10	Pure Ethanol + 0.2 percent volume water	+100 mV	0.3028	0.3146	Smooth	31%	59%	Possible SCC	
11	Pure Ethanol + 1 percent volume water	+100mV	1.4489	1.242	Smooth	33%	57%	Possible SCC	
12	As-received ethanol, User	air purge	0.6434	0.8629	Smooth	28%	54%	Significant SCC	150:350 at the end
13	RFA	air purge	0.6565	1.0984	Smooth	29%	55%	No SCC	600
15	As-received ethanol, User	air purge			Notched	10%		SCC Rim	350
16	Air				Notched	16%		No SCC	

Figura 3.27 - Características dos tipos de etanol utilizados nos ensaios com baixa taxa de deformação. [18]

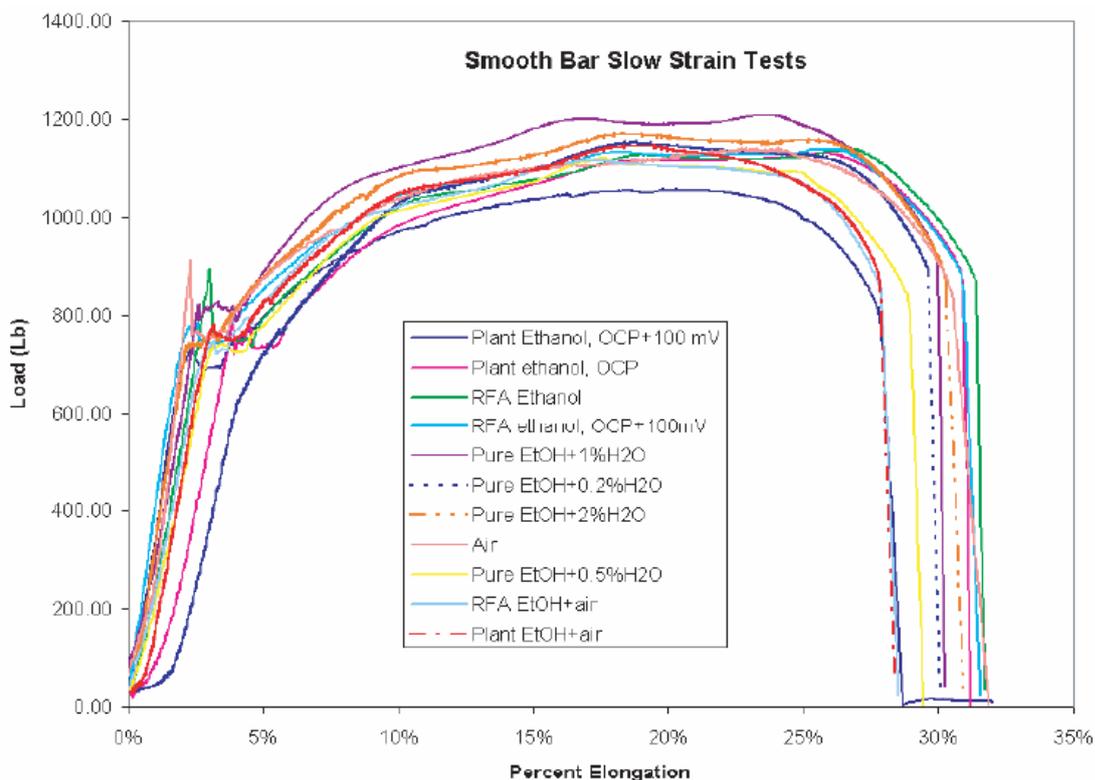


Figura 3.28 - Gráfico Força x alongamento para ensaios de tração com baixa taxa de deformação, em meios de etanol modificado. [18]

A Figura 3.29 representa o resultado do ensaios para a avaliação do potencial de corrosão nas condições apresentadas na Figura 3.30. O potencial de

corrosão é um método simples para monitorar o potencial para a CST de um aço exposto a etanol. Em todos os casos em que foi observada a CST, o potencial de corrosão era acima de 0V em relação ao eletrodo de referência Ag / AgCl EtOH. Quando o potencial foi inferior a este valor, não ocorreu CST independentemente das concentrações dos elementos no etanol . A análise estatística indicou que o oxigênio era o elemento mais importante para o aumento do potencial de corrosão. A ferrugem presente no ferro também aumentou o potencial de corrosão, mas a um nível de significância menor. A presença de metanol aumentou a potencial de corrosão , ao passo que o ácido acético e cloretos diminuíram o potencial de corrosão mas em valores menor que do oxigênio.

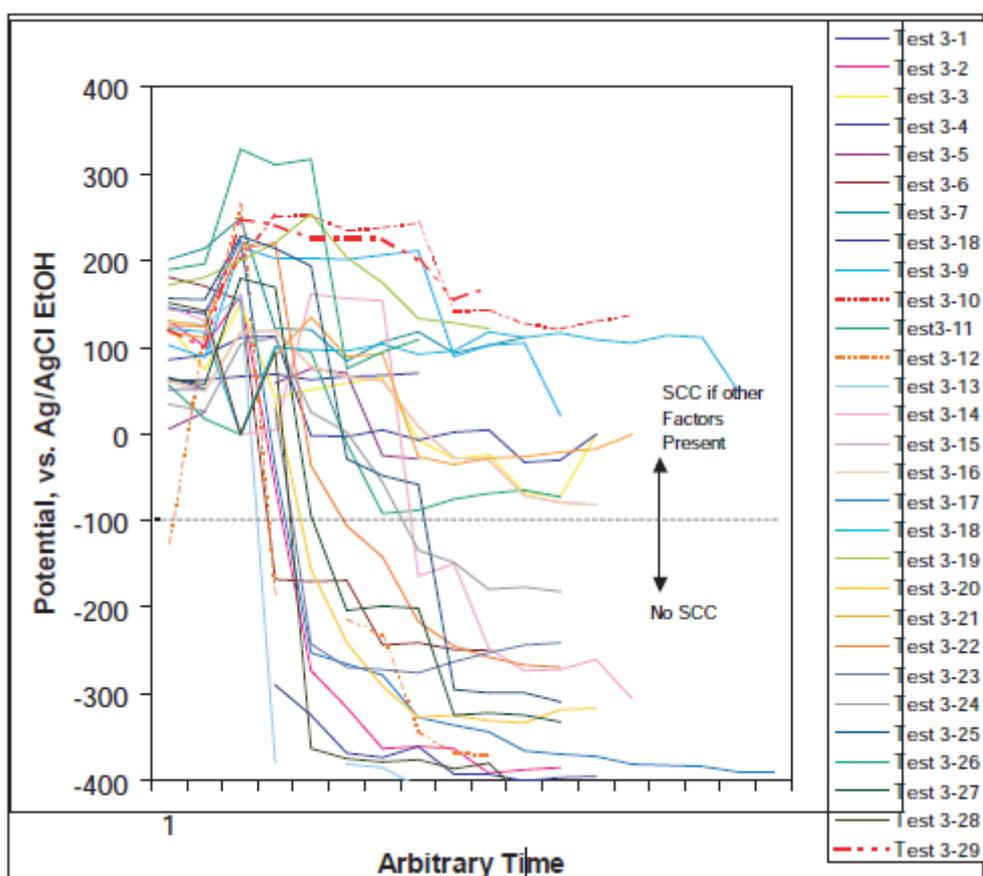


Figura 3.29 - Potencial de corrosão para diferentes condições de ensaio. [18]

New Test#	New Trial Index	Parameter Levels (0 = low; 0.5 = mid point; 1 = high)										%EI	Max Load	Percent Load Decrease	Percent %EI Change	Avg. Steady State Ecorr, mV	Comments
		Water, vol %	Acetic Acid, mg/L	Corrosion Inhibitor, mL	Dissolved Oxygen	Sodium Chloride, mg/L	Methanol, vol%	Unleaded Gas, vol%	Steel couple								
1	2	0	0	0.081	1	0.0	0	4.76	no	17	1090	0%	6%	65.6	0 oxygen means N2 purge; 1 oxygen means zero air purge		
2	21	1	0	0	0	52.8	0	0	yes	16	1060	-3%	0%	-365	Repeat of 2 with right water		
3	22	0.5	0	0.081	1	52.8	0.5	4.76	no	10	954	-12%	-38%	1.8			
4	20	0.5	56	0.081	0	0.0	0	4.76	yes	15	1010	-7%	-6%	-369	Repeat of 4 - right acetic		
5	7	1	0	0.081	1	52.8	0.5	4.76	no	11	965	-11%	-31%	26			
6	19	0	56	0	0	0.0	0	4.76	yes	15	1010	-7%	-6%	-245.7			
7	23	0	56	0	1	0.0	0.5	0	no	17	983	-10%	6%	138	Originally called 3-9. SEM shows significant SCC		
8	24	0.5	0	0	1	52.8	0	4.76	no	20	965	-11%	25%	28	Originally called 3-18. SEM shows significant SCC		
9	15	0	0	0.081	1	52.8	0	4.76	yes	8	857	-21%	-50%	145			
10	1	1	56	0	1	0.0	0.5	4.76	yes	13	906	-17%	-19%	179			
10A	1	1	56	0	1	0.0	0.5	4.76	yes	10	968.7	-11%	-38%		Repeat of 10. No reference electrode used		
11	13	0.5	56	0.081	1	52.8	0	0	no	11	937	-14%	-31%	-68			
12	4	1	56	0.081	0	52.8	0.5	4.76	yes	16	1068	-2%	0%	-284			
13	16	1	56	0	0	52.8	0	0	yes	17	1082	-1%	6%	-280	Repeat of Trial 4		
14	8	0	56	0.081	0	52.8	0.5	4.76	no	16	1070	-2%	0%	-238			
15	18	1	0	0.081	0	0.0	0.5	0	yes	16	1070	-2%	0%	-19			
16	10	0	56	0	1	0.0	0.5	4.76	no	13	1080	-1%	-19%	84			
17	4	1	56	0.081	0	52.8	0.5	4.76	yes	19	1081	-1%	19%	-349			
18	2	0	0	0.081	1	0.0	0	4.76	no	17	1070	-2%	6%	101			
19	1	1	56	0	1	0.0	0.5	4.76	yes	9	856.5	-21%	-44%	179	Repeat of #10		
20	5	0	0	0	0	52.8	0	0	no	16	1083	-1%	0%	-310	Pure ethanol		
21	6	1	0	0	1	52.8	0.5	4.76	no	13	1006	-8%	-19%	25			
22	3	0	56	0.081	0	0	0.5	0	yes	15	1010	-7%	-6%	-0.251	Repeat of Trial 14		
23	5	0	0	0	0	52.8	0	0	no	15	1019	-7%	-6%	-257	Repeat of Trial 12		
24	12	0.5	0	0	0	0.0	0	4.76	yes	18	1110	2%	13%	-164			
25	3	0	56	0.081	0	0.0	0.5	0	yes	16	1042	-4%	0%	-252			
26	9	0	56	0	1	52.8	0.5	0	yes	9	943	-13%	-44%	93			
27	17	0.5	0	0	0	52.8	0.5	0	yes	17	1107	2%	6%	-272			
28	11	1	56	0	0	0.0	0	0	no	16	1036	-5%	0%	-391	Repeat of Trial 2		
29	14	1	56	0.081	1	0.0	0	4.76	yes	8	831	-24%	-50%	211			

Figura 3.30 - Características de cada ensaio para avaliação do potencial de corrosão. [18]

Em ensaios de propagação de trinca, representados na Figura 3.31, verificou-se que quanto maior for a concentração de cloretos, maior será a velocidade de propagação da trinca.

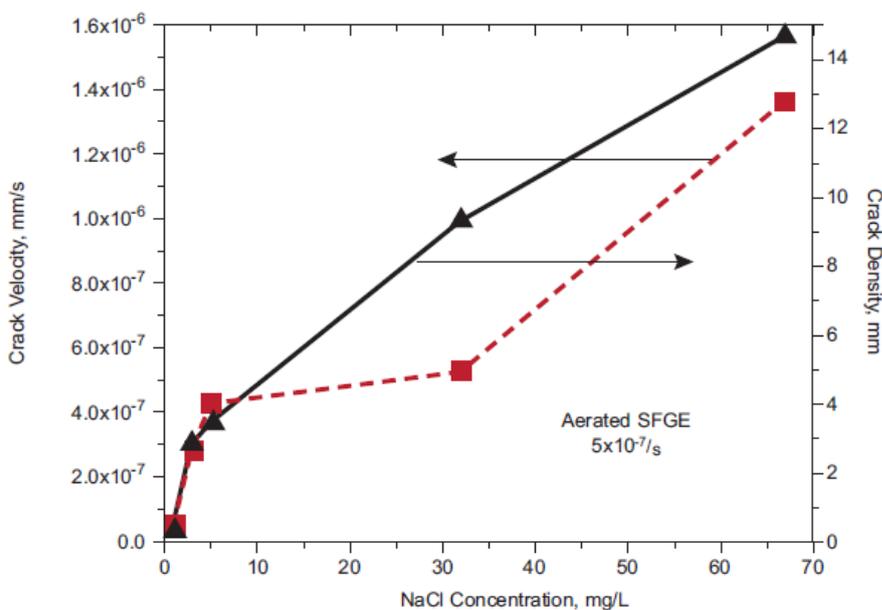


Figura 3.31 - Taxa de propagação de trinca X quantidade de NaCl. [18]

Já variando o percentual de água no ensaios de propagação de trinca (Figura 3.32), verifica-se que a velocidade de propagação da trinca aumenta até quando se tem 1% em volume de água e diminui para concentrações maiores.

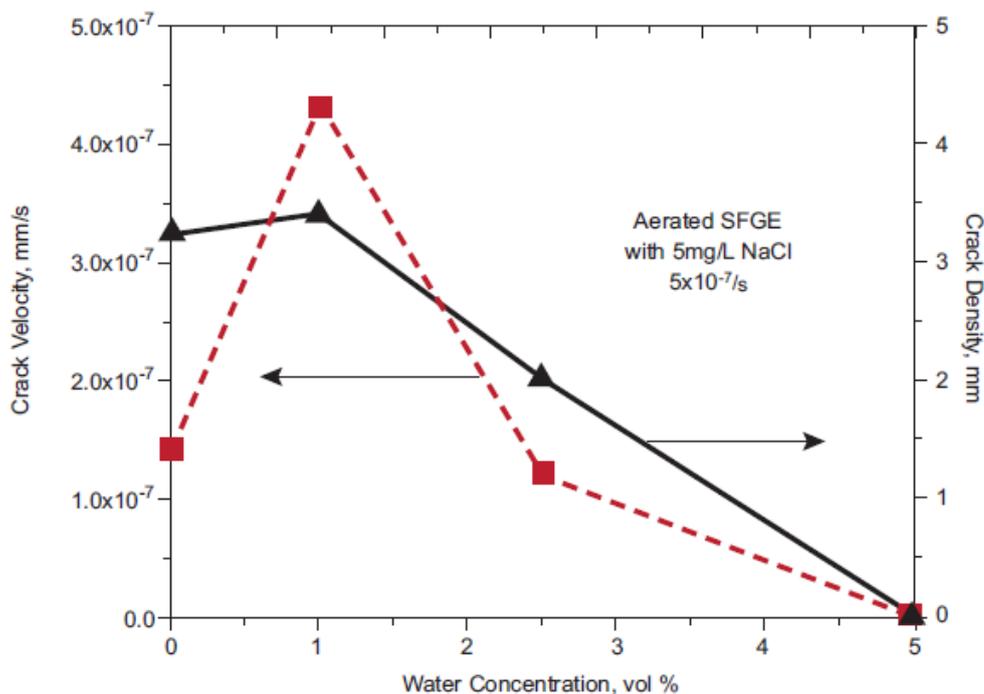


Figura 3.32 - Taxa de propagação de trinca X concentração de água. [18]

Outra conclusão apontada pelo autores do estudo é que a CST pode ser intergranular ou transgranular. A CST intergranular ocorre quando se tem baixa concentração de cloretos (laboratório e corpo de provas de campo), e transgranular ocorre quando se tem alta concentração de cloretos ou quando se tem metanol.

No Brasil, trabalhos recentes desenvolvidos pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul e apresentados na conferência Rio Pipeline 2013 evidenciaram esta ocorrência quando os aços eram submetidos a baixa taxa de deformação em ensaios de tração [47,48]. Resultados dos ensaios de tração deste tipo de aço são apresentados para corpo de provas com e sem entalhes em diferentes tipos de ambientes. A Figura 3.33 e Figura 3.34 evidenciam a fragilização do API 5L X70 em etanol simulado e etanol de milho. A Figura 3.35 representa os ensaios realizados com o etanol de nacional, ou seja, o etanol de cana.

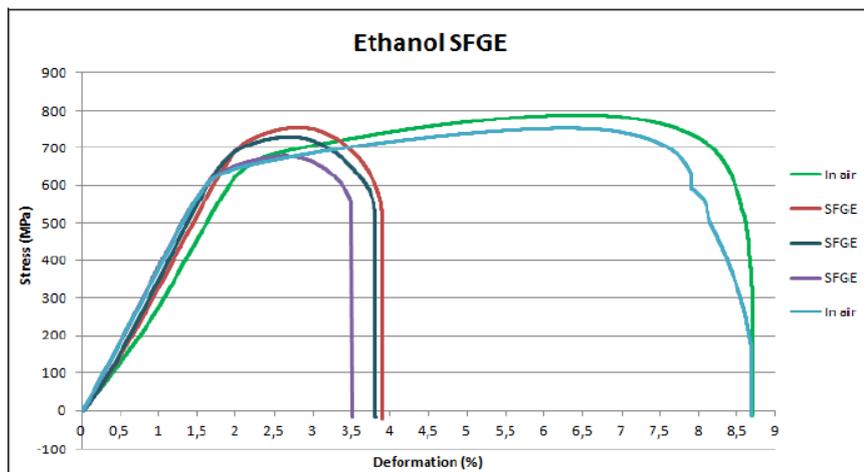


Figura 3.33 - Comparação das curvas tensão x deformação em etanol simulado e ao ar. [47]

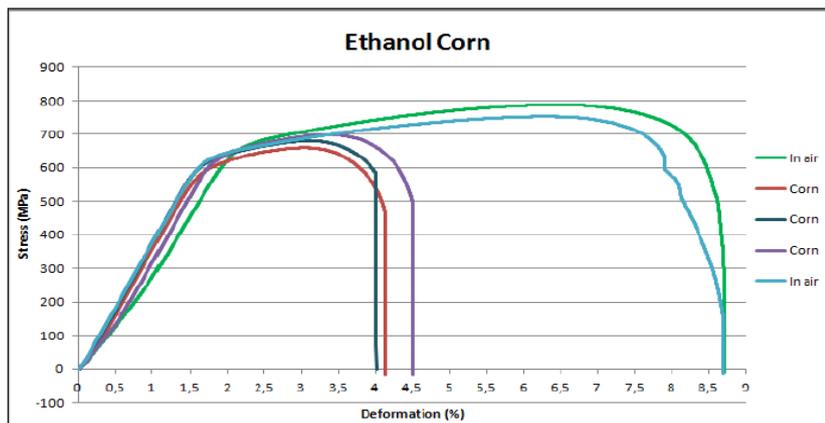


Figura 3.34 - Comparação das curvas tensão x deformação em etanol de milho e ao ar. [47]

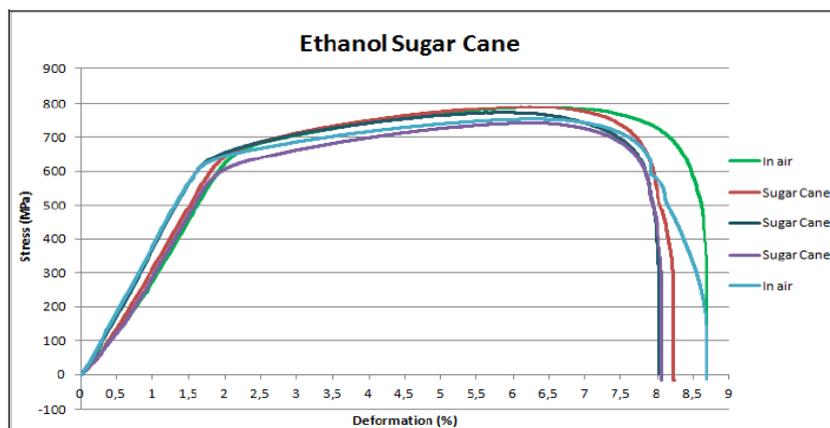


Figura 3.35 - Comparação das curvas tensão x deformação em etanol de cana e ao ar. [47]

Nota-se que em etanol de cana, o comportamento é similar ao encontrado quando o aço é ensaiado ao ar.

Outros trabalhos desenvolvidos pelo Instituto de Pesquisa Tecnológica - IPT e apresentados no Intercorr 2010 avaliaram a susceptibilidade de corrosão do aço em diferentes tipos de etanol. Ficou evidenciado também que existe uma taxa de corrosão do aço quando em contato com o etanol de milho (importado) e o etanol simulado e até mesmo para a mistura de etanol com gasolina [49,50]. J.W. Sowards et al. [51] também demonstraram que quando o aço é submetido ao banho de etanol simulado, o comportamento em relação a mecânica da fratura apresenta um pequeno desvio comparado com o aço avaliado sem ser colocado em contato com etanol. A Figura 3.36 [51] evidencia este comportamento para o aço ASTM A36, API 5L X52 e API 5L X70. Nota-se a aceleração da propagação da trinca (linha pontilhada) para o ensaio realizado em contato com o etanol na região apontada pela seta entre valores de da/dN de 10^{-7} a 10^{-6} para ambos os aços em comparação com o ensaio realizado ao ar (linha contínua).

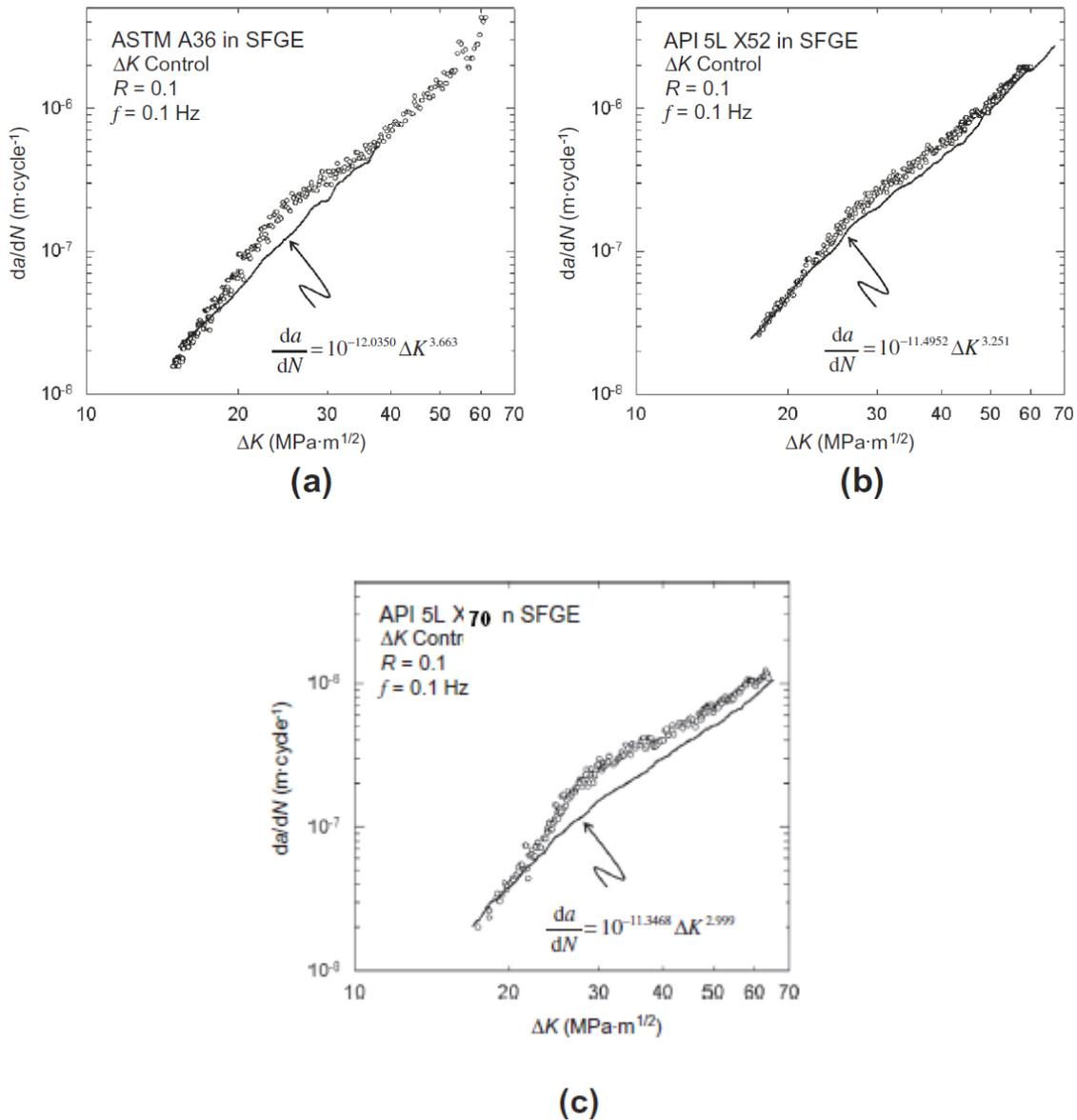


Figura 3.36 - Taxa de crescimento de trinca dos aços em ar (linha contínua) e em etanol simulado (linha pontilhada). [51]

O tema corrosão sob tensão pelo etanol quando em contato com o aço ao carbono tem sido pauta de discussão nos EUA. Existem relatados mais de 21 casos de falha de equipamentos por corrosão sob tensão nos últimos 15 anos, sendo que 7 casos ocorreram no período de 2004 a 2005. O primeiro caso ocorreu em 1995, onde dois tanques ficaram totalmente destruídos (Willbrige Terminal EUA). No que se refere ao tempo de falha, existe casos que ocorrem entre poucos meses a vários anos de operação.

Todos os casos reportados ocorreram com etanol anidro produzido utilizando como fonte o milho. Não existem relatos de falhas por corrosão sob tensão em etanol anidro ou hidratado provindo de cana de açúcar, beterraba e outras fontes. .

A literatura existente afirma que existem determinadas situações que podem agravar o problema de Corrosão Sob Tensão, em inglês Stress Corrosion Cracking – SCC, e dentre elas são citadas:

- Inexistência de tratamento térmico de alívio de tensões em juntas soldadas com elevados fatores de concentrações de tensões;
- Tensões residuais e de trabalho a frio;
- Falta de qualificação de procedimento de soldagem e/ou mão de obra sem qualificação para realização nos reparos de campo;
- Componentes que trabalham com carregamentos cíclicos, como por exemplo, fundo de tanque;

É ainda importante citar que os casos acima têm ocorrido apenas em tanques e linhas de unidades distribuidoras de etanol (EUA), não tendo sido observado o problema em unidades de produção e nem em situações onde ele é misturado com a gasolina, em razões menores, por exemplo, o E10 (10% etanol e 90% gasolina).

Quanto à logística de transporte nos EUA, atualmente a produção de etanol é escoada das usinas até os terminais e destes para os postos de serviços pelos seguintes modos de transporte:

- Vagões de trem (67%)
- Caminhões (30%)
- Barcaças (3%)

Em vista do crescimento da produção do etanol e seu uso crescente, no EUA, como fonte de combustível, conclui-se que a atual logística de transporte não será suficiente para atender a demanda de mercado, sendo necessário estudar

uma forma mais rápida, econômica e segura, ou seja, através de dutos. Desta forma alguns institutos de pesquisas dos EUA começaram a abrir projetos de pesquisas para estudar o fenômeno de corrosão sob tensão pelo etanol em dutos e outros equipamentos existentes ao longo da cadeia de transporte. Dentro destes estudos vários fatores estão sendo estudados, podendo citar:

- Estudos das condições operacionais que podem acelerar o problema;
- Estudos das variáveis físicas químicas do etanol que pode contribuir com o aumento da probabilidade de ocorrência do fenômeno;
- Estudo de aditivos, sequestrantes de oxigênio e inibidores de corrosão que possam minimizar o problema.

Dentro deste contexto o PRCI - Pipeline Research Council International, no qual a PETROBRAS é um dos associados, lançou vários projetos de pesquisas como o tema Preventing Internal SCC from Ethanol.

Em 2003 o API publicou o relatório técnico API 939-D onde relata todos os estudos de casos e testes de laboratórios comprovando o fenômeno de corrosão sob tensão pelo etanol nos EUA. Faz também menção neste documento às variáveis físico químicas que podem contribuir no problema. Em 2007 o relatório técnico foi revisado, citando novos casos de corrosão sob tensão e novas informações obtidas de projetos de pesquisas desenvolvidos pelas entidades: "South West Research Institute", CC Technologies e Honeywell.

Outro ponto importante do relatório técnico revisado foi na especificação de uma solução etanol de alta agressividade que pode ocasionar Corrosão Sob Tensão (SCC), composta de 200-proof etanol (PA) e impurezas com as máximas concentrações permitidas pela especificação ASTM D4806 para etanol combustível, contendo: 1 vol.% de água, 0.5 vol.% metanol, 40 ppm de íons cloreto, e 0.007 vol.% ácido acético e solução aerada (solução SFGE – Simulated Fuel Grade Ethanol).

Nota: SFGE = Etanol PA com as máximas concentrações de Teor de água, metanol, cloreto e ácido acético permitido pela ASTM D 4806.

Casos relatados de corrosão sob tensão (EUA), na sua grande maioria, ocorreram com materiais de menor resistência mecânica do que aqueles utilizados como material de dutos.

Sendo assim os estudos acima citados evidenciam a influência da presença do etanol na estabilidade mecânica do aço quando submetido a esforços repetitivos; porém, pouco se sabe sobre esse efeito nas propriedades de tenacidade à fratura e de resistência a fadiga do aço API 5L X70 soldado.

4 METODOLOGIA

A metodologia implementada em função dos objetivos do presente trabalho pode ser resumida através do fluxograma, apresentado na Figura 4.1 e pela descrição nos seguintes subcapítulos.

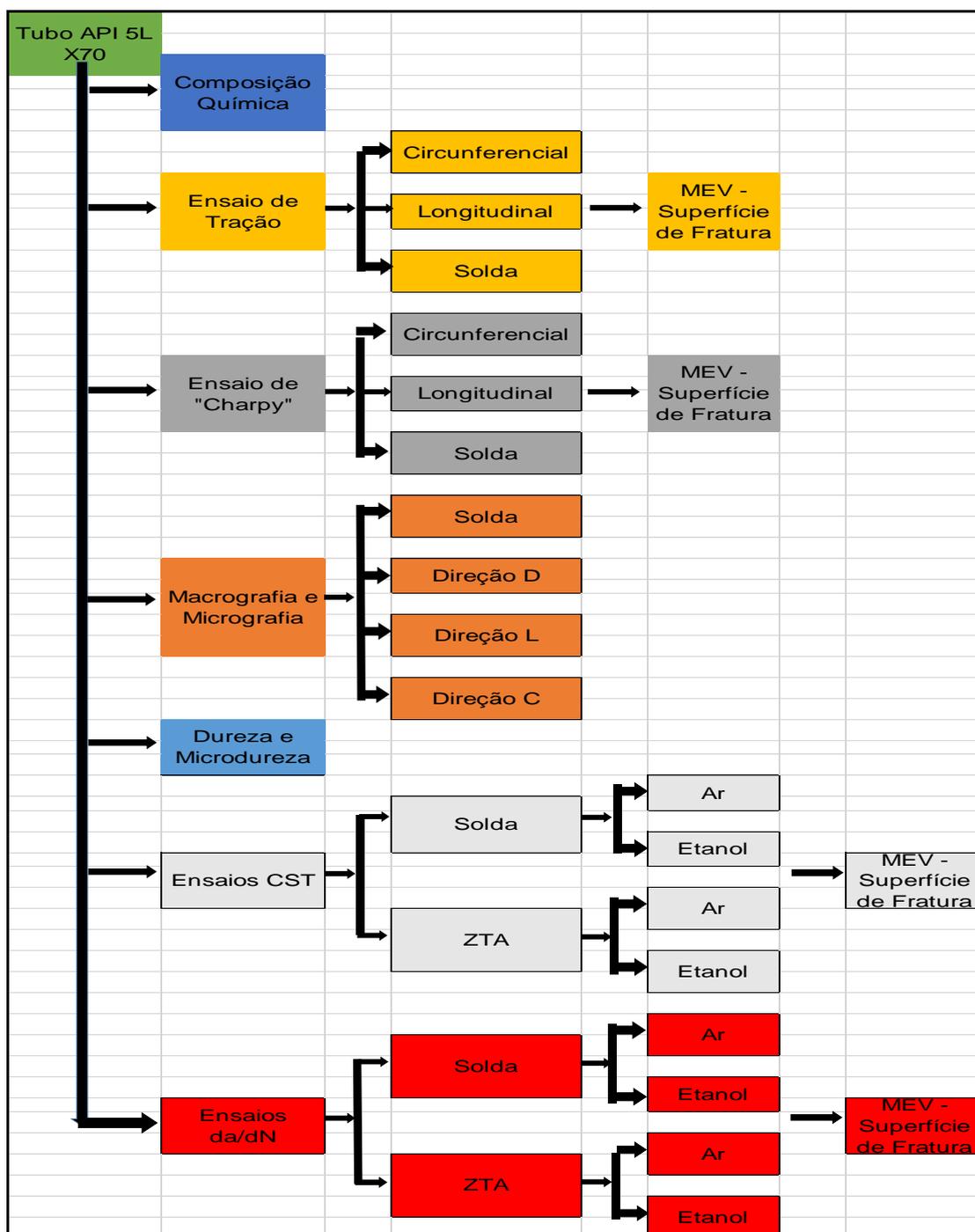


Figura 4.1 - Fluxograma das atividades experimentais.

4.1 Material

O material utilizado neste estudo é um tubo de aço denominado, segundo a American Petroleum Institute API, aço API 5L X70, de fabricação da USIMINAS e conformado na fabricação de tubo pela TENARIS CONFAB. O processo de fabricação da chapa consiste na laminação controlada na faixa de temperatura de 690 °C a 700 °C.

O pedaço de tubo possui 24” de diâmetro externo, comprimento de 600 mm e espessura de 20,6 mm conforme mostrado na Figura 4.2:



Figura 4.2 - Tubo utilizado para retirada dos corpos de prova.

O tubo foi cortado a frio em duas partes iguais e em seguida foi soldado conforme procedimento específico de solda circunferencial.

A partir do material do tubo foram confeccionados diversos corpos de prova, totalizando 41 válidos, para a realização de diversos ensaios conforme demonstrado na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Quantidade e tipos de corpos de provas retirados do tubo.

CÓDIGO	CPs	TIPO DE TESTE	POSIÇÃO	MEIO	NÚMERO DE CPs
CQ		Composição química	Face do tubo	Ar	1
TL		Ensaio de tração	Longitudinal do tubo	Ar	2
TC		Ensaio de tração	Circunferencial do tubo	Ar	2
TS		Ensaio de tração	Solda do tubo	Ar	2
CMB		Ensaio de "Charpy"	Metal Base	Ar	3
CS		Ensaio de "Charpy"	Solda	Ar	3
CZ		Ensaio de "Charpy"	ZTA	Ar	3
ML		Macrografia, Micrografia	Longitudinal do tubo	Ar	1
MC		Macrografia, Micrografia	Circunferencial do tubo	Ar	1
MD		Macrografia, Micrografia	Face do tubo	Ar	1
MS		Macrografia, Micrografia	Solda do tubo	Ar	1
D		Dureza e Microdureza	No decorrer da solda	Ar	2
TRS		Ensaio de tensão residual	Solda	Ar	1
TRZ		Ensaio de tensão residual	ZTA	Ar	1
CSTS-A		Ensaio de corrosão sob tensão	Solda	Ar	1
CSTZ-A		Ensaio de corrosão sob tensão	ZTA	Ar	1
CSTS-E		Ensaio de corrosão sob tensão	Solda	Etanol	2
CSTZ-E		Ensaio de corrosão sob tensão	ZTA	Etanol	2
dadNS-A		Ensaio de propagação de trinca	Solda	Ar	5
dadNZ-A		Ensaio de propagação de trinca	ZTA	Ar	2
dadNS-E		Ensaio de propagação de trinca	Solda	Etanol	2
dadNZ-E		Ensaio de propagação de trinca	ZTA	Etanol	2

4.2 Composição química

Os tubos devem possuir valores de composição química, de acordo com a norma API 5L para os aços API 5L X70 conforme Tabela 4.2. Foi feita a análise química e cálculo do carbono equivalente. A seguir temos as composições químicas e resistências para cada grade definido pelo API 5L.

Tabela 4.2 - Composição química dos aços API 5L X70.

Grau	C	Mn	P	S	Outros	LE [MPa]		LR [MPa]	
	%máx	%máx	%máx	%máx		mín	máx	mín	máx
Tubos sem costura									
X70	0,24	1,40	0,025	0,015	Nb + V + Ti < 0,15%	483	621	565	758
Tubos com Costura									
X70	0,22	1,65	0,025	0,015	Nb + V + Ti < 0,15%	483	621	565	758

Fonte: API (2012)

4.3 Caracterização mecânica do tubo

Verificou-se as propriedades mecânicas e de dureza do duto a fim de validarmos os valores de acordo com que a Norma API 5L estabelece para o aço API 5L X70.

4.3.1 Ensaio de tração

O corpo de prova possui dimensões padronizadas definidas pela norma (ASTM E8M, 2011), "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials" [52].

A norma API-5L define os valores mínimos de resistência mecânica em tração para os vários graus de aços, de X42 a X80. Estes valores foram obtidos em dois tipos de corpos de prova retirados na orientação circunferencial da orientação do duto chamados de C e retirados na orientação longitudinal da orientação do duto chamados de L. Para a avaliação da solda foi retirado 2 corpos de provas da região da solda chamados de S. Assim, foram realizados ensaios à temperatura ambiente conforme a norma ASTM E8M para a obtenção dos dados da curva tensão-deformação, como limite de escoamento

e de resistência para certificar a sua conformidade.

A Figura 4.3 apresenta os locais de onde foram retirados os corpos de prova para o ensaio de tração. Para cada posição foram ensaiados 2 corpos de prova totalizando 6 no total. Os ensaios foram conduzidos na máquina INSTRON 5500R do Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar

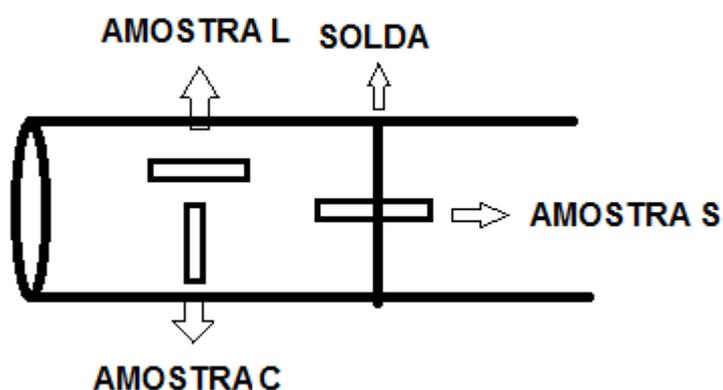


Figura 4.3 - Locais de extração do corpo de prova para ensaio de tração.

A Figura 4.4 apresenta a geometria e as dimensões do corpo de prova utilizado.

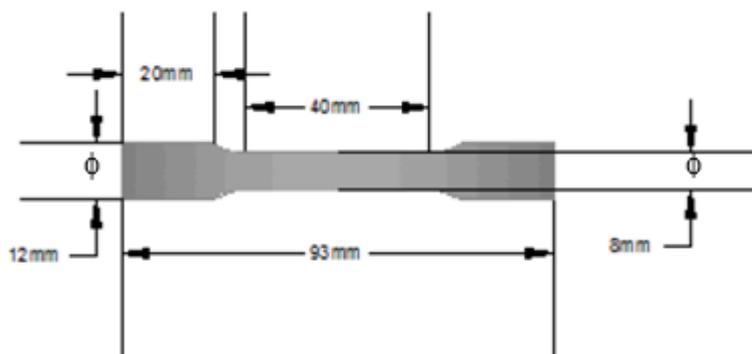


Figura 4.4 - Croqui do corpo de prova para os ensaios de tração.

Após os ensaios, realizou-se análise da superfície fraturada em um dos lados da fratura dos corpos de prova de tração a fim de identificar os aspectos da fratura. Empregou-se o microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI Quanta 3D com tensão de 20 kV, corrente no corpo de prova de cerca de 1 nA e

imagens de elétrons secundários (SEI) localizado no Centro de Tecnologia em Metalurgia e Materiais (CTMM) do Instituto de Pesquisa Tecnológico (IPT). O relatório técnico 139 973-205 do IPT apresenta as análises. [53].

4.3.2 Ensaio de impacto Charpy “V”

Os ensaios foram realizados utilizando um pêndulo de impacto Mohr-Federhaff PSW 30 com capacidade de 30 Kgf.m.

A Figura 4.5 apresenta o croqui do corpo de prova tipo A com as dimensões padronizados pela ASTM E23 [54] utilizado para os ensaios.

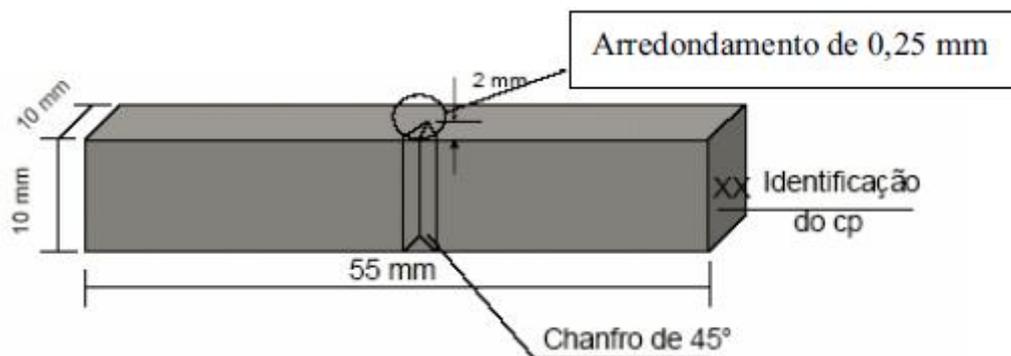


Figura 4.5 - Croqui do corpo de prova para ensaio de Charpy “V”- tipo A.

Neste trabalho foram ensaiados 9 corpos de provas a fim de avaliar a região do metal de base, da região da solda e da região da ZTA conforme a

Tabela 4.3. Os ensaios foram realizados a temperatura de 23 graus Celsius.

Tabela 4.3 - Corpos de provas a serem utilizados no ensaio de Charpy V.

Corpo de Prova	Local do Entalhe
CP 1	Metal Base
CP 2	Metal Base
CP 3	Metal Base
CP 4	Solda
CP 5	Solda
CP 6	Solda
CP 7	ZTA
CP 8	ZTA
CP 9	ZTA

4.3.3 Caracterização metalográfica do tubo

As propriedades mecânicas e a dureza do aço, ambos no centro e extremidade, não são apenas afetadas por concentração de carbono, mas também por elemento de liga, microestrutura, tamanho de grão, processamento e fabricação, etc. Sendo assim será realizada a caracterização metalográfica do tubo conforme a norma (ASTM E3 - 2011) [55].

A macrografia foi realizada após as etapas de lixamento manual com lixas de granas #150, #240 e #320. O ataque químico foi realizado por meio de imersão em reativo de iodo. O tempo de ataque foi de 10 minutos. O corpo de prova utilizado para a realização desta análise foi retirado do tubo conforme Figura 4.6.

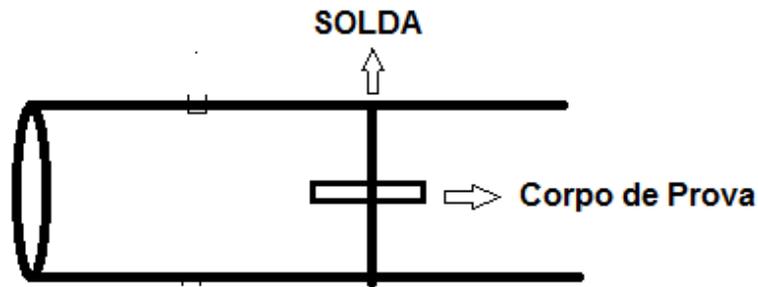


Figura 4.6 - Local de retirado do corpo de prova para avaliação macrografica.

O aspecto do corpo de prova retirado do tubo conforme Figura 4.6 é mostrado na Figura 4.7:



Figura 4.7 - Aspecto geral do corpo de prova na condição inicial antes da macrografia.

Os exames micrográficos foram realizados no material do tubo nas posições direcional (D), transversal (T) e longitudinal (L). A preparação metalográfica envolveu etapas de lixamento mecânico com lixas com granulometria de #80, #320 e #600 e etapas de polimento com pasta de diamante com granulometria de 3 μm , 1 μm e 0,25 μm . O ataque foi realizado por imersão com nital 2% e teve duração de 15 s. A caracterização metalográfica foi conduzida com o microscópio óptico Olympus BX51M em campo claro e com o microscópio eletrônico FEI Quanta 3D.

Dimensões dos CP's: entre 12 a 25mm² (ASTM E3) [55]. A área mínima foi de

[10 x 10 mm].

A observação da microestrutura do material foi realizada em microscópio ótico e microscópio eletrônica de varredura (MEV).

Os ensaios de dureza foram realizados na escala Rockwell B e Vickers e microdureza na escala Vickers em posições específicas do metal de base, ZTA e solda com o corpo de prova similar ao qual foi utilizado na macrografia.

4.4 Soldagem do tubo e caracterização da solda e sua ZTA.

A soldagem foi realizada conforme procedimento específico de solda utilizado para união de tubos em campo. Esta solda é a chamada solda circunferencial do duto. A soldagem foi realizada por soldador qualificado com acompanhamento do inspetor de solda. Os parâmetros de soldagem foram definidos por uma Especificação de Soldagem com os requisitos necessários para o tipo de material e atendimento a norma API 1104 [21].

A especificação do procedimento de soldagem com todos os requisitos para a soldagem realizada se encontra na Figura 4.8:

ESPECIFICAÇÃO DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM (E.P.S.)				Nº: REVISÃO: 0 DATA: 24/01/2014 FOLHA: 1/2			
NORMA OU CODIGO DE REFERENCIA			NORMA DO CLIENTE:				
API 1104 Edição 2010			N - 133 L / N - 464 J				
PROCESSO DE SOLDAGEM	1	TIG (GTAW)	TIPO	MANUAL	RQPS DE COBERTURA	REVISÃO	0
	2	ER (SMAW)			RQPS DE COBERTURA		
VARIÁVEIS DOS METAIS DE BASE							
PARÂMETROS			VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS		
MATERIAIS DE BASE	TUBO	ESPECIFICAÇÃO DO MATERIAL	API 5L X 70 PSL 2	GRUPO	C	C	70,300
		TENSÃO MINIMA DE ESCOAMENTO (PSI)	70.300				
		DIÂMETRO (Ø) - Externo (mm)	24" (609,6 mm)				
		ESPESSURA (mm)	0.811" (20,6 mm)				
		TIPO DE CHANFRO	meio "V"				
VARIÁVEIS DA PEÇA DE TESTE							
DADOS DO TESTE			VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS		
TUBO	RAIZ		ENCHIMENTO/ACABAMENTO		RAIZ		ENCHIMENTO/ACABAM.
	POSICÃO		TODAS		TODAS		TODAS
	PROGRESSÃO DE SOLDAGEM		DESCENDENTE		ASCENDENTE		DESCENDENTE
	QUANTIDADE DE SOLDADOR POR		01		01		01
CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM							
PARÂMETROS		VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS			
CONSUMÍVEL	RAIZ		ENCHIMENTO/ACABAMENTO		RAIZ ^(OBS 2)		ENCHIMENTO/ACABAMENTO ^(OBS 2)
	ESPECIFICAÇÃO		SFA A 5.18		SFA A 5.18		SFA A 5.5
	CALSIIFICAÇÃO		ER 70S-3		ER 70S-3		E - 8010 G
	MARCA COMERCIAL		BMC-C3		BMC-C3		OBS 2
	FABRICANTE		BELGO		ESAB		BELGO
	GRUPO		N/A		2		N/A
Ø (mm)		3,2		4		3,2 - 5,0	
CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS							
PARÂMETROS		VALORES DA RQPS		FAIXAS QUALIFICADAS			
TIPO DE CORRENTE		CONTINUA		CONTINUA		CONTINUA	
POLARIDADE		DIRETA (CC-)		INVERSA (CC+)		DIRETA (CC-)	
INTENSIDADE DE CORRENTE (A)		125 - 155		80 - 110		125 - 155	
TENSÃO (V)		11 - 15		25 - 35		11 - 15	
VELOCIDADE DE SOLDAGEM (mm/min)		80		140 - 165		80	
GASES							
VALORES DA RQPS			FAIXAS QUALIFICADAS				
CARACTERÍSTICAS	TOCHA	PURGA	TOCHA		PURGA		
TIPO	ARGÔNIO	N/A	ARGÔNIO ⁽⁴⁾		N/A		
COMPOSIÇÃO(%)	99,99	N/A	99,99		N/A		
VAZÃO	10 - 12	N/A	10 - 12		N/A		
FORNECEDOR ^(OBS 4)	WHITE MARTINS	N/A	OBS 4		N/A		
MARCA COMERCIAL ^(OBS 4)	WHITE MARTINS	N/A	OBS 4		N/A		
TECNICAS DE ACOPLAMENTO							
ACOPLAMENTO		VALORES DA RQPS			FAIXAS QUALIFICADAS		
MECANISMO DE ACOPLAMENTO	TIPO	ACOPLADEIRA EXTERNA			ACOPLADEIRA EXTERNA/INTERNA		
	REMOÇÃO	APÓS CONCLUSÃO DE 50% DOS PASSES DE SOLDA			APÓS CONCLUSÃO DE 50% DOS PASSES DE SOLDA		
TEMPO ENTRE PASSES							
TEMPOS		VALORES DA RQPS			FAIXAS QUALIFICADAS		
PASSES	ENTRE 1º e 2º	IMEDIATO			IMEDIATO		
	DEMAIS	48h			≤ 48h		
CONTROLE DE TEMPERATURA							
PREAQUECIMENTO E INTERPASSE		VALORES DA RQPS			FAIXAS QUALIFICADAS		
TEMPERATURA	PRÉ AQUECIMENTO (°C)	N/A			OBS 5		
	INTERPASSE (°C)	≤ 250			≤ 250		
	PÓS AQUECIMENTO	N/A			N/A		
	METODO	MAÇARICO TIPO CHUVEIRO			MAÇARICO TIPO CHUVEIRO		
CONTROLE		PIRÔMETRO DE CONTATO			PIRÔMETRO DE CONTATO/ LASER / LAPIS TÉRMICO		
TRATAMENTO TÉRMICO							
CONTROLES		VALORES DA RQPS			FAIXAS QUALIFICADAS		
TEMPERATURAS	QUANTIDADE	N/A			N/A		
	LOCALIZAÇÃO	N/A			N/A		
	DIFERENÇA DE TEMPERATURA (°C)	N/A			N/A		
CONTROLES		VALORES DA RQPS			FAIXAS QUALIFICADAS		
TEMPERATURAS	INICIO DE CONTROLE	N/A			N/A		
	TAXA DE AQUECIMENTO	N/A			N/A		
	TEMPERATURA DE TRATAMENTO	N/A			N/A		
	TEMPO DE TRATAMENTO	N/A			N/A		
	TAXA DE RESFRIAMENTO	N/A			N/A		
	FINAL DE CONTROLE	N/A			N/A		
LIMPEZA INICIAL				LIMPEZA DOS DEMAIS PASSES			
ESCOVAMENTO / ESMERILHAMENTO				ESCOVAMENTO / ESMERILHAMENTO			

Figura 4.8 - Especificação do procedimento de soldagem utilizado na soldagem do tubo.

O chanfro utilizado para o processo de soldagem foi de “meio-V”, com o objetivo de possibilitar, quando da realização dos ensaios de resistência a fadiga, a propagação da trinca inteiramente na ZTA, permitindo melhor análise desta região. A Figura 4.9 mostra o esquema do chanfro adotado.

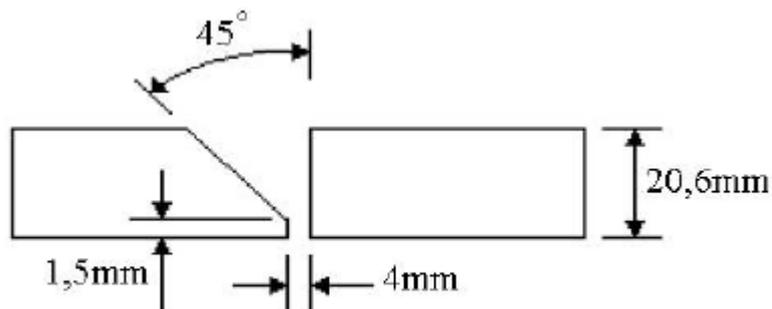
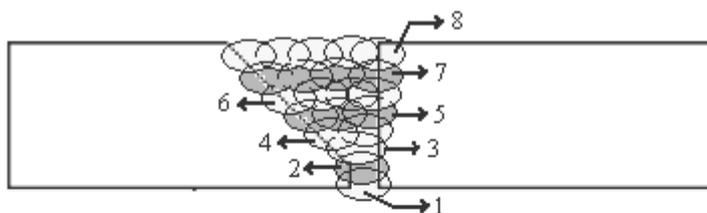


Figura 4.9 - Ilustração do chanfro meio-V e respectivas dimensões.

A ilustração do perfil de solda a ser adotado no procedimento de solda é apresentada na Figura 4.10.



Legenda:

- 1- passe de raiz
- 2- reforço de raiz
- 3- passe de enchimento (um)
- 4- passes de enchimento (dois)
- 5- passes de enchimento (três)
- 6 e 7- passes de enchimento (quatro)
- 8- passes de acabamento (cinco)

Figura 4.10 - Ilustração do perfil de solda adotado no procedimento de soldagem do tubo API 5L X70.

Foram feitas medidas de dureza nas posições indicadas na Figura 4.11 pelos métodos Brinell (ASTM E10 [56]), com esfera de 2,5mm e carga de 187,5 kgf e Vickers (ASTM E92 [57]) com carga de 10 kgf; em ambas utilizando um durômetro V.E.B Kraftmessgeräte com sistema ótico de medição das impressões.

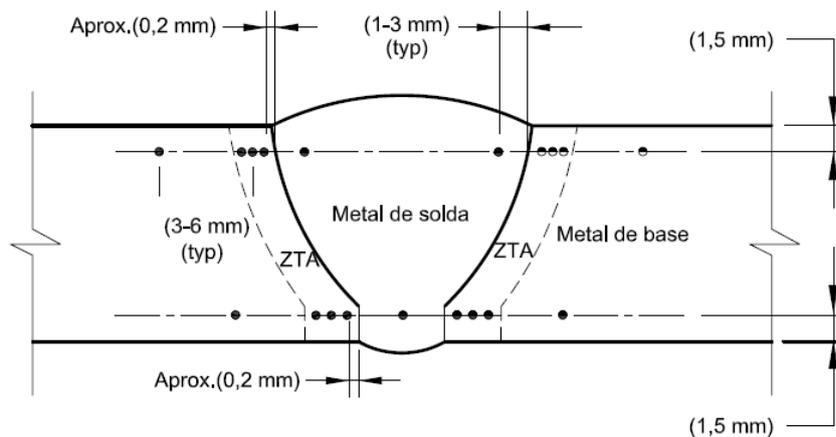


Figura 4.11 - Perfil de dureza Vickers para chanfro V. Neste trabalho se utilizou chanfro em meio V.

Um mapeamento completo sobre toda a superfície da junta soldada foi feito com medidas de microdureza Vickers (ASTM E384 [58]), espaçadas de 1mm, utilizando microdurômetro Future Tech FM800, com carga de 100 gf/15 s.

4.5 Ensaio de Corrosão sob Tensão (CST) – Técnica SSRT – Baixa taxa de deformação (BTD)

O ensaio de Corrosão Sob Tensão pela técnica SSRT de acordo com a norma NACE TM 0111-2011 - "Slow Strain Rate Test Method (SSRT) for Evaluation of Ethanol Stress Corrosion Cracking in Carbon Steels" [28] foi realizado em 6 corpos de provas sendo 2 deles em contato com o ar atmosférico, sendo 1 avaliando a área da ZTA da solda e outro o cordão da solda e 4 deles em contato com etanol, sendo 2 avaliando a área da ZTA e outros 2 o cordão de solda.

Assim, este procedimento de ensaio pode ser resumido como segue: Corpo de prova foi exposto a um carregamento crescente e axial impondo uma taxa lenta e constante de deformação em presença de etanol à temperatura ambiente.

Os parâmetros de ductilidade (alongamento plástico e redução de área) obtidos a partir da avaliação do corpo de prova por inspeção visual da seção primária e da morfologia da superfície de fratura, foram usados como indicadores da

resistência do material à formação de trinca por corrosão sob tensão em um meio de ensaio.

Estes resultados foram então comparados com os resultados obtidos em um meio inerte (ar atmosférico) para quantificar a resistência ou a susceptibilidade do material à formação de trinca por corrosão sob tensão.

No que se refere ao corpo de prova utilizado nos ensaios, utilizou-se o tipo sub size e com entalhe em V. Em vista das dificuldades encontradas na usinagem do entalhe, antes da realização dos ensaios, o corpo de prova foi levado para um projetor de perfil (Figura 4.12) para determinação final de suas dimensões e comparado com as dimensões do padrão adotado conforme Figura 4.13 e Figura 4.14.

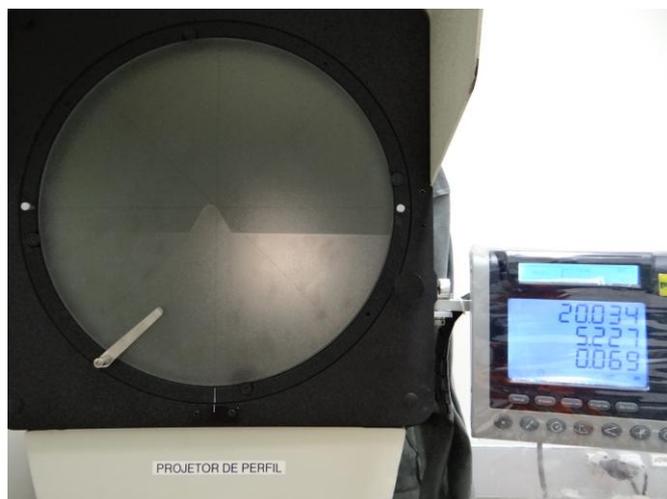


Figura 4.12 - Verificação das medidas do entalhe no projetor de perfil.

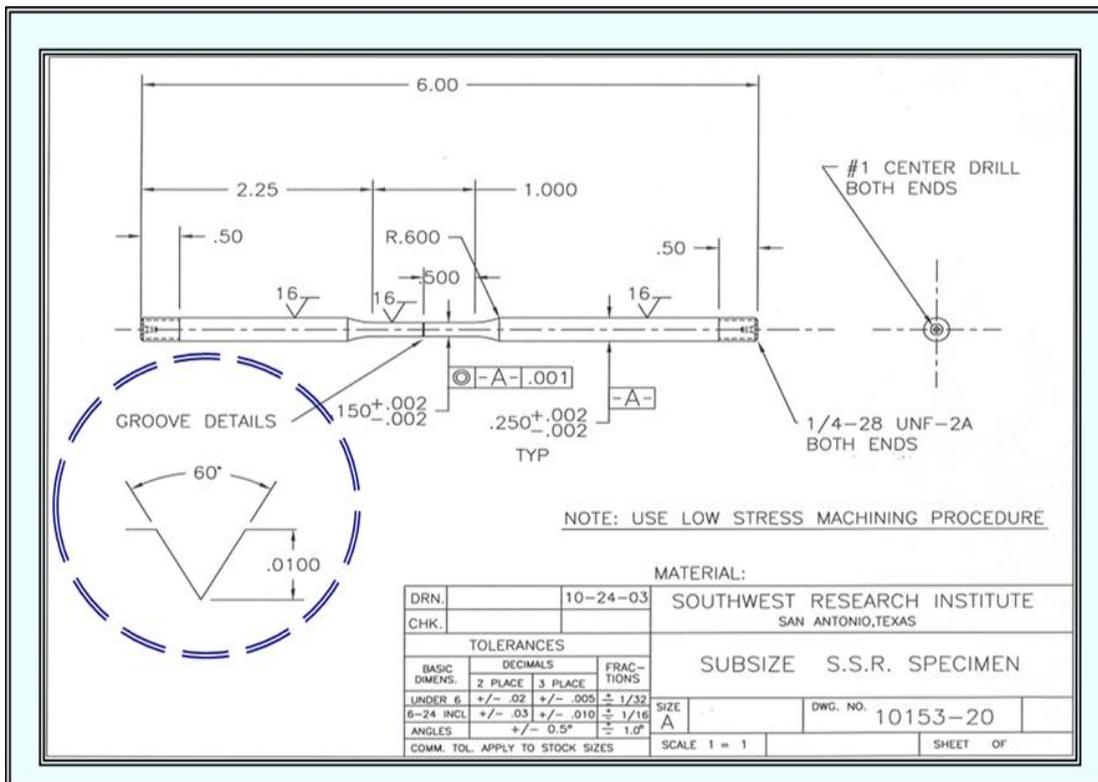


Figura 4.13 - Desenho esquemático evidenciando o tipo de entalhe utilizado nos corpos de prova. Fonte: Southwest Research Institute.

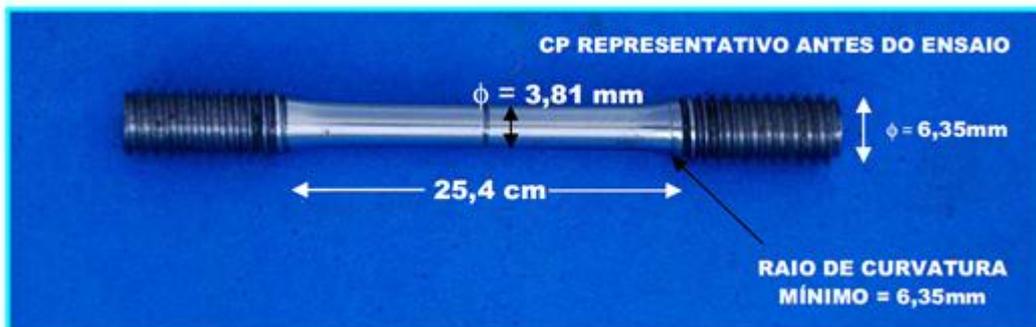


Figura 4.14 - Corpo de prova representativo dos utilizados nos ensaios de CST.

Foram ensaiados um total de 6 corpos de prova com resultados válidos conforme Tabela 4.4

Tabela 4.4 - Matriz de ensaios de CST em BTB.

Corpo de Prova	Local do Entalhe	Meio
CP 1	Solda	Ar
CP 2	Solda	Etanol
CP 3	Solda	Etanol
CP 4	ZTA	Ar
CP 5	ZTA	Etanol
CP 6	ZTA	Etanol

4.5.1 Equipamento, célula e condições de ensaio

O equipamento utilizado foi uma máquina servo mecânica INSTRON 3382 localizada no Instituto Nacional de Tecnologia (INT) no Laboratório de H₂S. Este equipamento permite a execução de ensaios utilizando uma velocidade muito baixa no carregamento de forma a interpretar o comportamento do material frente à corrosão associada à solicitação mecânica. A Figura 4.15 apresenta o sistema mecânico que realizou os ensaios à temperatura ambiente ao ar atmosférico e em etanol.

Nos ensaios conduzidos em meio alcoólico a solução foi introduzida em uma célula de ensaio mantendo-se a relação de 30 ml/cm² e, a seguir, a célula foi fechada e devidamente vedada.

Aplicou-se uma pré carga de 30 kgf e posteriormente deu-se início ao ensaio propriamente dito, até o término do ensaio correspondente ao tempo de ruptura do cp. A velocidade de extensão utilizada nos ensaios foi de $3,0 \times 10^{-5}$ mm/s, a qual corresponde a uma taxa de deformação de $1,2 \times 10^{-6}$ s⁻¹.



Figura 4.15 - Vista geral da montagem dos ensaios na máquina de tração INSTRON 3382 com detalhes dos corpos de prova (cp) ao ar e das células de teste: 1. ao ar, 2. meio API com etanol.

4.5.2 Avaliação Microscópica da Fratura no MEV

Em vista de não se ter um parâmetro normatizado dos resultados obtidos no ensaio de SSRT, após a fratura do corpo de prova este foi levado ao MEV para visualizar e determinar o aspecto do início da fratura, qual seja: dúctil (identificação de “dimples”), frágil (identificação de clivagem) e quase clivagem (mistura do modo dúctil e frágil).

A morfologia da fratura foi então comparada com os resultados dos ensaios de SSRT ao ar e em etanol. Para aquisição das imagens, empregou-se o microscópio eletrônico de varredura (MEV) FEI Quanta 3D com tensão de 20 kV, corrente no corpo de prova de cerca de 1 nA e imagens de elétrons secundários (SEI) localizado no Centro de Tecnologia em Metalurgia e

Materiais (CTMM) do Instituto de Pesquisa Tecnológico (IPT). O relatório técnico 146 136-205 do IPT apresenta as análises. [59].

4.6 Ensaios de fadiga

Foram realizados ensaios de propagação de trinca por fadiga em amplitude constante de carregamento para obtenção das curvas $da/dN \times \Delta K$ de acordo com a norma ASTM 647 [60] em ar e em etanol simulado conforme norma ASTM D 4806 [45], sob controle de carga, R (K_{min}/K_{max}) constante igual a 0,1, aplicado em cada corpo de prova, utilizando uma onda senoidal e frequência de 15 Hz para os ensaios ao ar e frequência de 1 Hz para os ensaios em etanol. Foi verificada a taxa de propagação de trinca na ZTA e no cordão de solda.

A Figura 4.16 mostra a metodologia de extração dos corpos de prova do tubo soldado indicado anteriormente. Os corpos de prova foram retirados no sentido longitudinal do tubo, de tal maneira que a solda circunferencial ficasse localizada no centro dos corpos de prova conforme Figura 4.17.

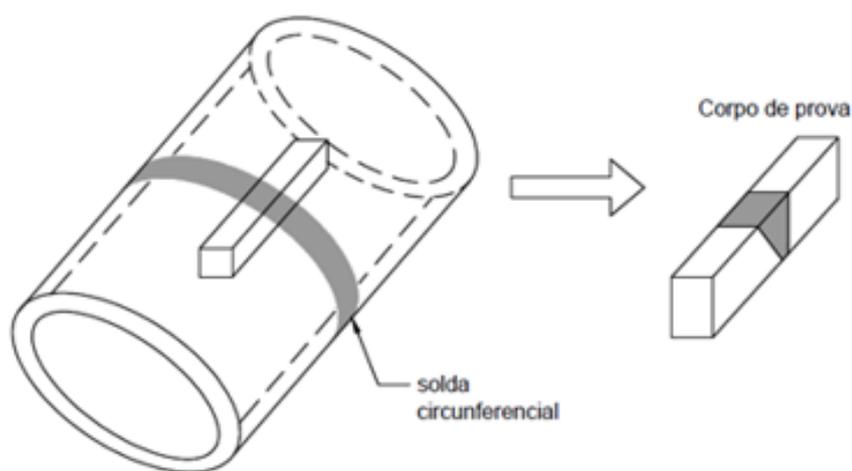


Figura 4.16 – Local de extração dos corpos de prova para o ensaio de fadiga.

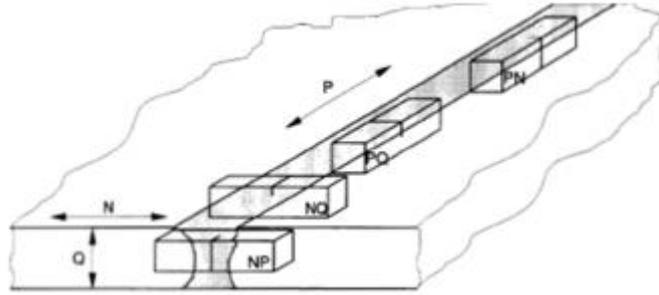


Figura 4.17 - Extração do corpo de prova do tipo NQ para os ensaios de fadiga.

O croqui do corpo de prova e suas dimensões são definidos conforme a ASTM E1820 [60] de acordo com a Figura 4.18.

A localização do entalhe nas regiões do metal de solda (Solda) e ZTA bem como as dimensões em milímetros (mm) dos corpos de prova são apresentadas na Figura 4.19.

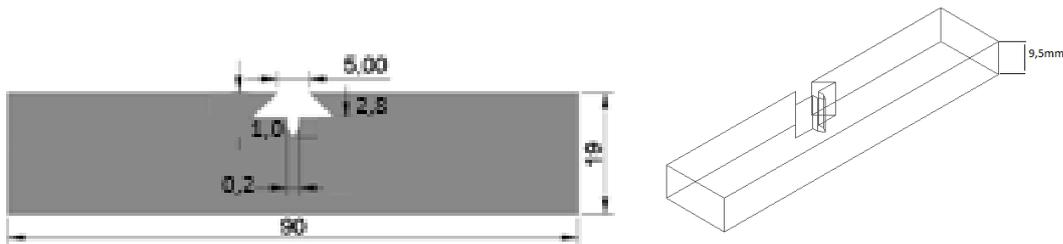


Figura 4.18 - Croqui do corpo de prova para os ensaios de propagação de trinca com as medidas indicadas em milímetro (mm).

O crescimento da trinca foi monitorado através da técnica de variação da flexibilidade elástica, VFE.

Segundo ASTM E1820 [61], para o cálculo do tamanho da trinca pela técnica da variação da flexibilidade elástica utilizando CPs SEN(B) são utilizadas as equações 4.1 e 4.2

$$\frac{a}{W} = A_1 + A_2U + A_3U^2 + A_4U^3 + A_5U^4 + A_6U^5 \quad (4.1)$$

$$U = \frac{B_e W E C_i}{S/4} \left(\frac{1}{2} \right) + \left(\right) \quad (4.2)$$

Onde:

$C_i = \Delta V_m / \Delta P$, durante um carregamento/descarregamento.

$$B_e = B - (B - B_N)^2 / B \quad (4.3)$$

De acordo com ASTM E1820 (2011), os valores das constantes A da equação 4.2 para corpos de prova do tipo SEN(B) são:

$$A_1 = 0,999748$$

$$A_2 = -3,9504$$

$$A_3 = 2,9821$$

$$A_4 = -3,21408$$

$$A_5 = 51,5156$$

$$A_6 = -113,031$$

Foram ensaiados um total de 11 corpos de provas com resultados válidos conforme Tabela 4.5:

Tabela 4.5 - Matriz de ensaios de fadiga.

Corpo de Prova	Posição do Entalhe	Meio
CP 1	Solda	Ar
CP 2	Solda	Ar
CP 3	Solda	Ar
CP 4	Solda	Ar
CP 5 TH	Solda	Ar
CP 6	ZTA	Ar
CP 7	ZTA	Ar
CP 8	Solda	Etanol
CP 9	Solda	Etanol
CP 10	ZTA	Etanol
CP 11	ZTA	Etanol

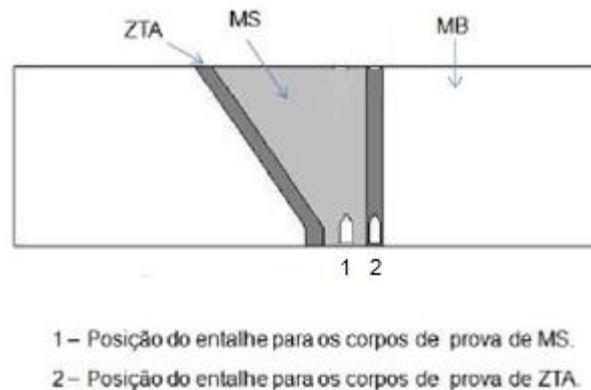


Figura 4.19 - Posição do entalhe nas duas regiões da junta e esquema do entalhe.

A necessidade de realizar a solda com chanfro meio V se deu para obtermos uma região linear da ZTA para propagação da trinca em toda sua extensão conforme Figura 4.20.



Figura 4.20 - Região linear da ZTA para propagação de trinca.

A máquina servo hidráulica INSTRON 8802 localizada no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCar foi utilizada para execução dos ensaios. A Figura 4.21 identifica a máquina utilizado (a), o dispositivo de 3 pontos instalado para execução do teste (b) e o corpo de prova com o strain gage instalado para monitoração da trinca (c).

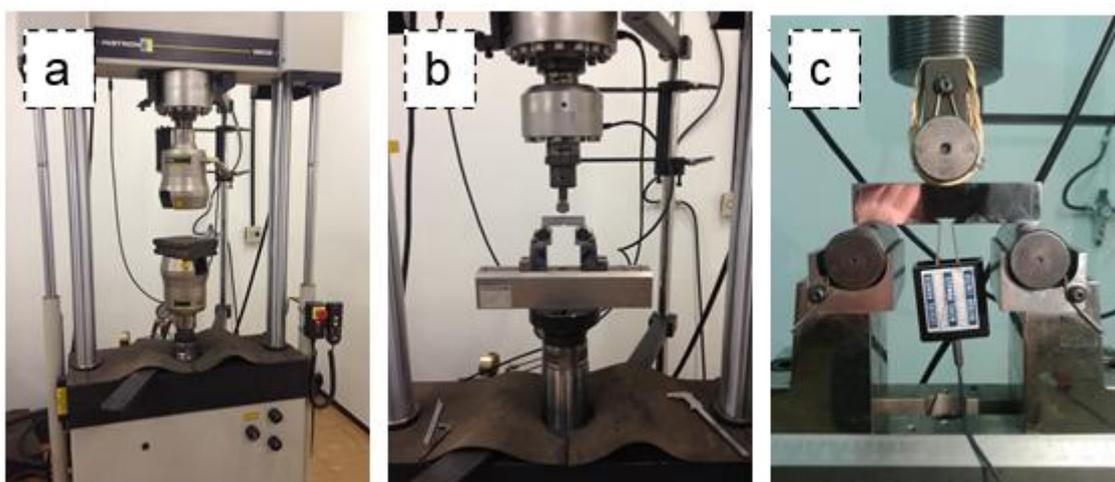


Figura 4.21 - Máquina INSTRON 8801 (a), dispositivo de 3 pontos para o ensaio de fadiga (b) e o destaque do corpo de prova com o clipe gage instalado para monitoração da propagação da trinca (c).

Para os ensaios em etanol foi desenvolvido um dispositivo de acondicionamento que consiste em uma cuba de acrílico para armazenamento do etanol e também feito a inversão do dispositivo de 3 pontos para que a superfície do líquido imergisse a superfície do entalhe sem que danificasse o clipe gage, conforme Figura 4.22.

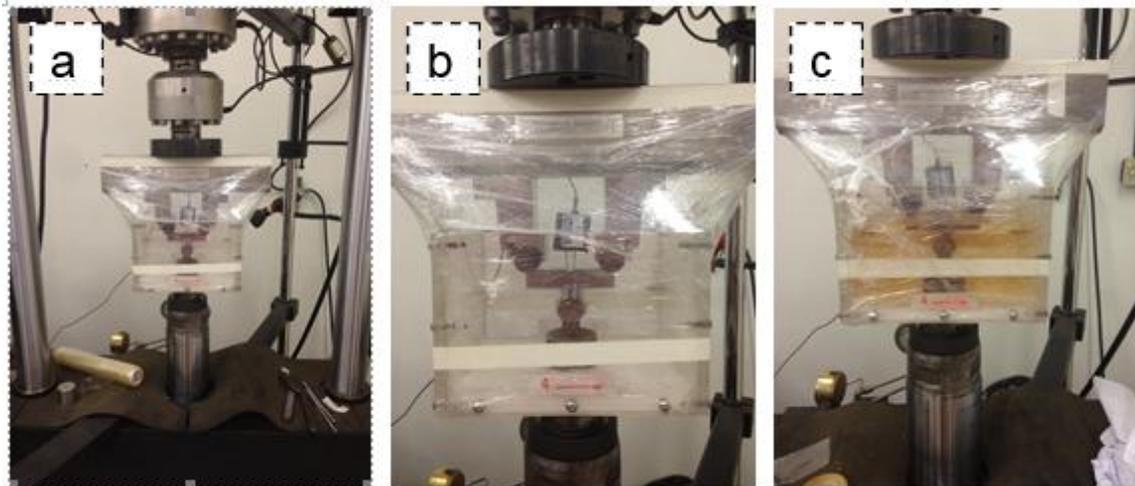


Figura 4.22 - Cuba para armazenamento do etanol (a), detalhe do corpo de prova instalado com a inversão do dispositivo de 3 pontos (b) e sistema de teste já que o etanol armazenado (c).

Os ensaios tiveram como objetivo estudar a taxa de propagação de trincas. Os dados relativos aos ensaios foram processados em software gráficos específicos, de onde os parâmetros da equação de Paris (C e m) para cada ensaio realizado, foram obtidas. Os resultados encontrados para os ensaios realizados ao ar foram comparados com os resultados encontrados nos ensaios realizados em etanol identificando as alterações na taxa de propagação de trincas e nos parâmetros da equação de Paris.

Nesta análise também foi verificada a superfície de fratura da propagação da trinca por meio da técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) comparando-se com as imagens obtidas da superfície de fratura do ensaio de tração e de corrosão sob tensão realizado com o material do tubo.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo, são apresentados os resultados obtidos e as discussões da análise química, análise microestrutural do material do tubo e da solda, ensaio de tração, ensaio de dureza Rockwell B e microdureza Vickers, ensaio de impacto Charpy, ensaio de tensão residual, análise da corrosão sob tensão ao ar atmosférico e etanol e ensaio de propagação de trinca por fadiga ao ar atmosférico e em etanol utilizando corpos de prova padronizados SE(B).

5.1 Composição química e análise do Carbono Equivalente (CE)

A Tabela 5.1 ilustra o resultado do ensaio para o material do tubo, respectivamente, com o valor do Carbono equivalente já calculados, conforme Eq. 3.1.

Tabela 5.1 - Composição química do material do tubo.

Elemento em Peso	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
%	0,068	0,216	1,870	0,025	0,002	0,158	0,115
Elemento em Peso	Mo	V	Ti	Nb	Co	W	Ceq
%	0,019	0,048	0,016	0,064	0,022	0,075	0,410

Comparando os resultados da Tabela 5.1 com a norma API 5L [20] pode-se concluir que os aços em estudo atendem à norma API 5L para o grau X70.

5.2 Elaboração da solução de etanol.

A preparação da solução de etanol foi feita seguindo a especificação da norma ASTM D 4806 [45] utilizando-se do seguinte procedimento: em um béquer de capacidade para 1 litro de solução dissolveu-se em 8,0 mL de água Milli-Q®, nesta ordem, cloreto de sódio, metanol, ácido acético, gasolina tipo A e,

finalmente 757 mL de etanol conforme quantidades descritas na Tabela 5.2. A solução foi feita utilizando um agitador magnético, marca QUIMIS, com rotação de 900 rpm durante 5 minutos. Cabe ressaltar que esta solução contém 1% (v/v) de água.

Tabela 5.2 - Composição da solução de etanol a qual contém 1% (v/v) de água.

Componente	Composição
	P/ 757 mL de etanol anidro P.A.
Água	8 mL
Metanol	4 mL
Desnaturante (Gasolina)	30 mL
Cloreto de Sódio	0,0530 g
Ácido acético	0,06 mL

Em seu trabalho, BRAGAGNOLO et al. [62], estuda a absorção de água pelo etanol, em uma solução de etanol com concentração de água de 0,2%. Em testes de exposição ao ambiente apresentou elevação de umidade de 0,2% a aproximadamente 1% em 80 horas conforme Figura 5.1.

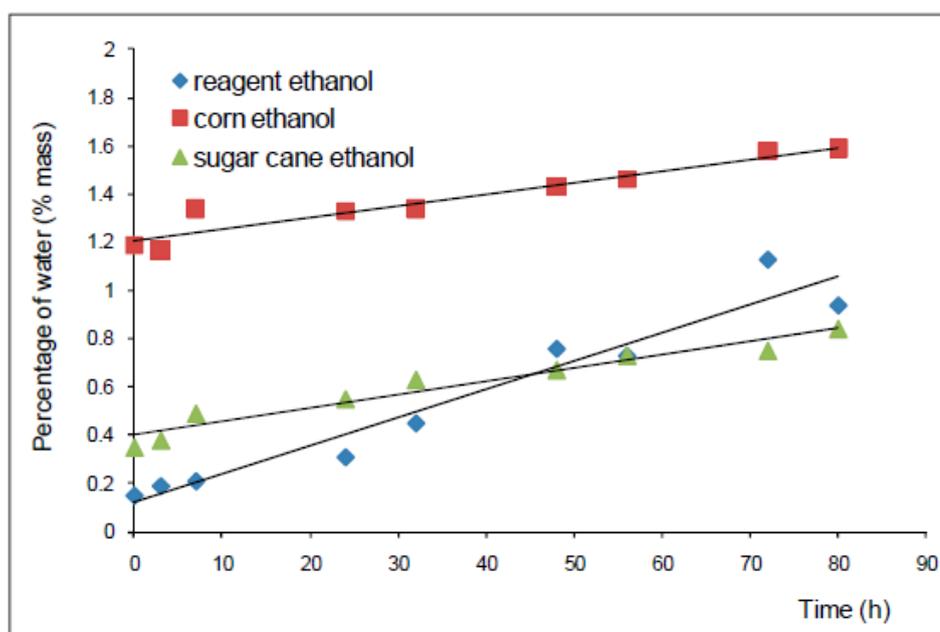


Figura 5.1 - Elevação da umidade do etanol no tempo de exposição. [62]

Sendo assim, nos ensaios de propagação de trinca dos corpos de prova expostos ao etanol, podemos afirmar que não houve elevação superior a 2% de concentração de água na solução visto que os ensaios duraram menos que 80 horas e o recipiente que continha o etanol foi vedado com filme de PVC impermeável.

5.3 Caracterização metalográfica do material

5.3.1 Macrografia

As Figura 5.2 e Figura 5.3 apresentam as macroestruturas do corpo de prova retirado da região da solda do tubo. Ambas são constituídas por três regiões: o metal de base, a zona termicamente afetada (ZTA) e a solda. É possível observar que a junta soldada consiste em um “meio V” com uma das faces do metal de base a 90° e a outra a 45°.



Figura 5.2 - Macroestrutura característica do corpo de prova lado anterior evidenciando três regiões: metal de base, a zona termicamente afetada (ZTA) e a solda. Ataque com iodo.

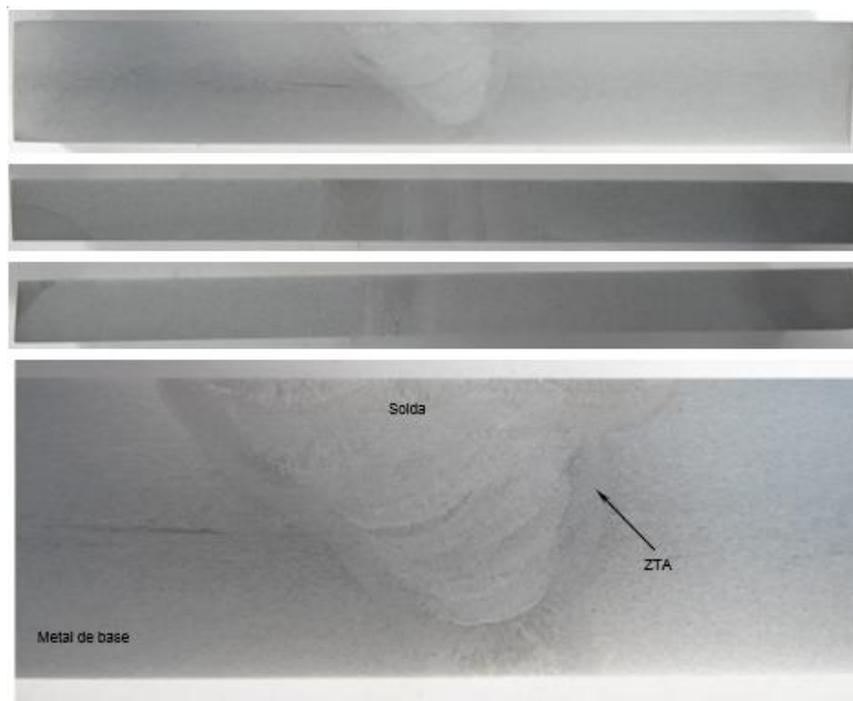


Figura 5.3 - Macroestrutura característica do corpo de prova lado posterior evidenciando três regiões: metal de base, a zona termicamente afetada (ZTA) e a solda. Ataque com iodo.

Verifica-se que de fato foi possível obter uma região de ZTA mais linear do lado reto do meio V. Nota-se também os sucessivos passes da execução da soldagem e uma diferença macroestrutural da solda na face inferior do corpo de prova, ou seja, é a raiz da soldagem que possui material dissimilar ao material de enchimento utilizado. No Capítulo a seguir será analisada a dureza e microestruturas destas regiões.

5.3.2 Micrografia

A microestrutura do aço API X70, dependendo do histórico de processamento termomecânico, pode resultar em diversas fases constituintes, incluindo Ferrita Poligonal, Perlita, Ferrita Acicular e Bainita [63,64]. No caso presente, a estrutura apresentada pelo material do tubo consiste basicamente em ferrita poligonal e perlita, com bandeamento em camadas, decorrente do processo de conformação mecânica.

As Figura 5.4 apresenta as microestruturas características do metal de base nas posições direcional (D), transversal (T) e longitudinal (L) em diferentes aumentos. Elas são constituídas por matriz ferrítica de diferentes formas (áreas claras) e perlita fina (áreas escuras). Os tamanhos de grãos são finos e apresentam-se deformados no sentido da laminação.

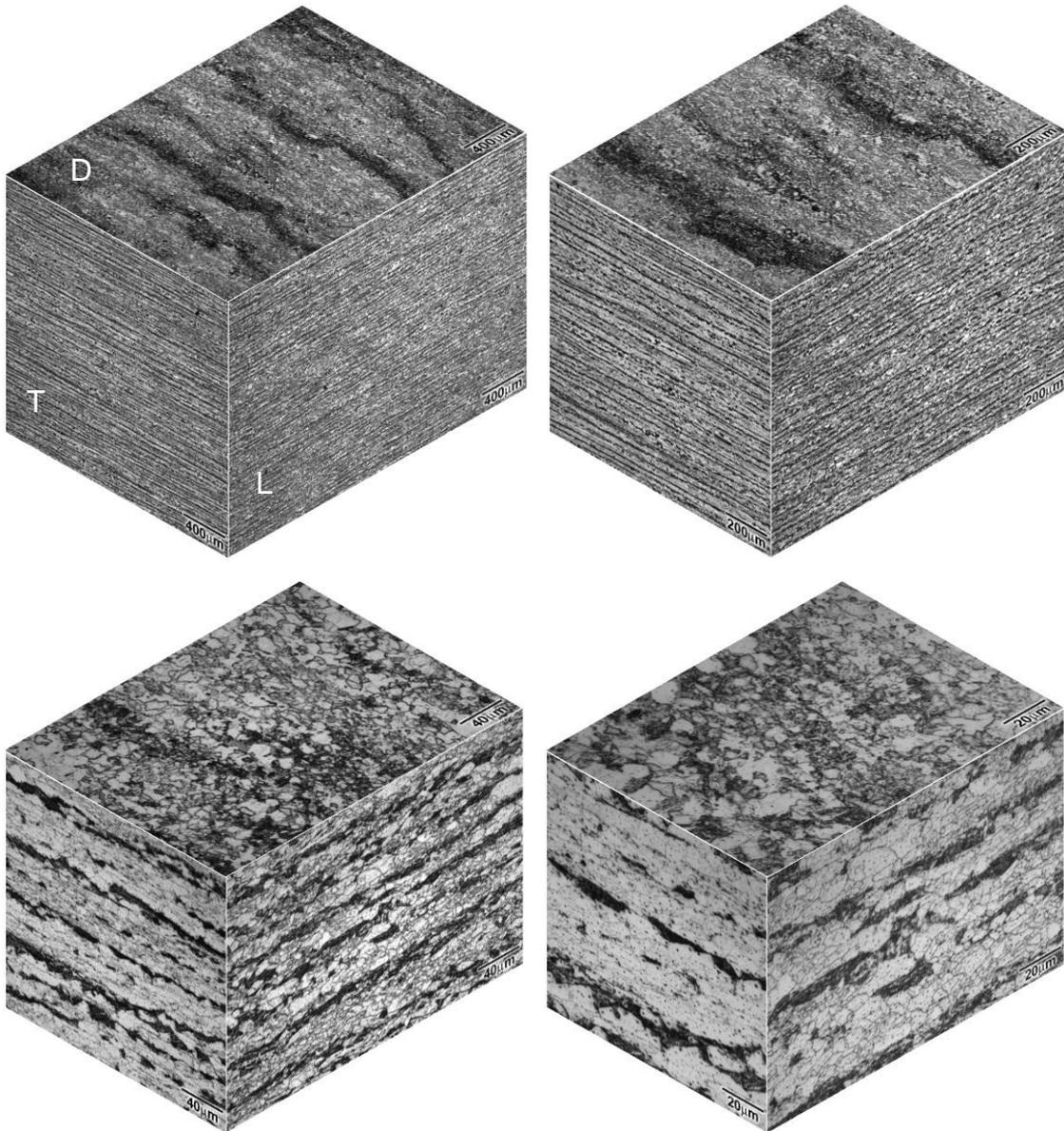


Figura 5.4 - Microestrutura característica nas posições D, T e L em diferentes aumentos.

Na visão da posição direcional (D) que é a face da chapa pode se observar que os grãos de ferrita (regiões claras) estão aparentemente alongadas na direção de laminação com regiões distintas de perlita fina (regiões escuras). Neste plano, o bandeamento não fica tão evidente e as regiões de perlita aparecem de forma mais ou menos heterogênea entre as de ferrita.

Na visão da posição transversal (T) pode se observar um corte de uma seção perpendicular de alinhamento de grãos em relação a visão da posição circunferencial (C). Os grãos de ferrita vistos neste plano, perpendicular à direção em que estão alongados, são aparentemente equiaxiais. Distingue-se claramente o bandeamento da microestrutura em camadas de perlita fina e ferrita poligonal regularmente distribuídas ao longo da seção da amostra.

Na visão da posição longitudinal (L), o alongamento da ferrita na direção de laminação é claramente visível, assim como o bandeamento em regiões de ferrita e perlita fina.

Realizou-se a mesma análise também em microscópio eletrônico de varredura (MEV) para maior detalhamento da microestrutura.

Detalhes da microestrutura observada em microscópio eletrônico de varredura para as 3 posições D, T e L são apresentados na Figura 5.5, respectivamente. Os detalhes da microestrutura perlítica são claramente visíveis.

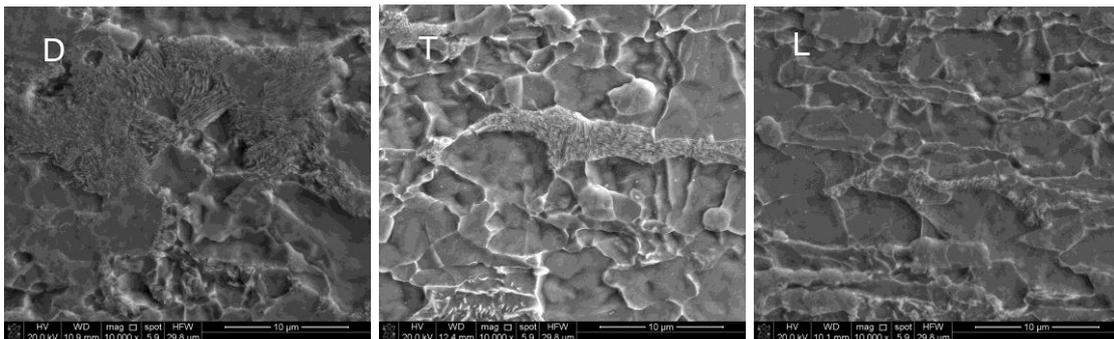


Figura 5.5 - Detalhes da microestrutura perlítica da posição D, T e L.

5.4 Caracterização da região da solda

5.4.1 Micrografia

A Figura 5.6 apresenta os locais de análise microestrutural da região da solda e sua ZTA iniciando a primeira análise no último passe de solda até a região da raiz. A microestruturas são apresentadas na

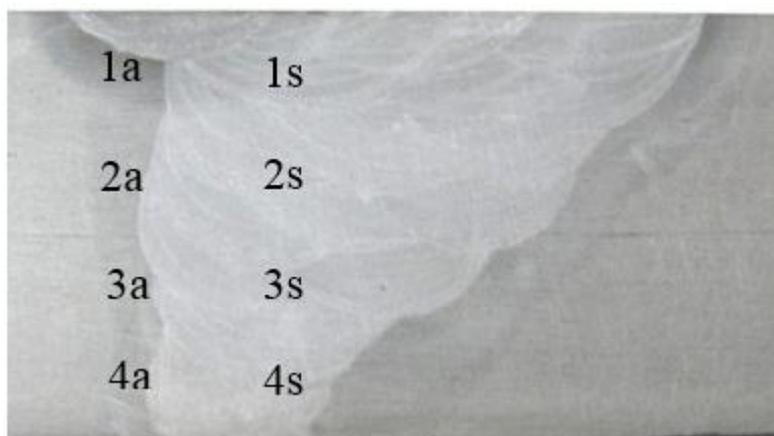


Figura 5.6 – Locais de análise microestrutural da região da solda e sua ZTA.

A microestrutura representativa da região da solda (1s, 2s, 3s e 4s) e sua ZTA (1a, 2a, 3a, e 4a) conforme posições indicativas é apresentada na Figura 5.7.

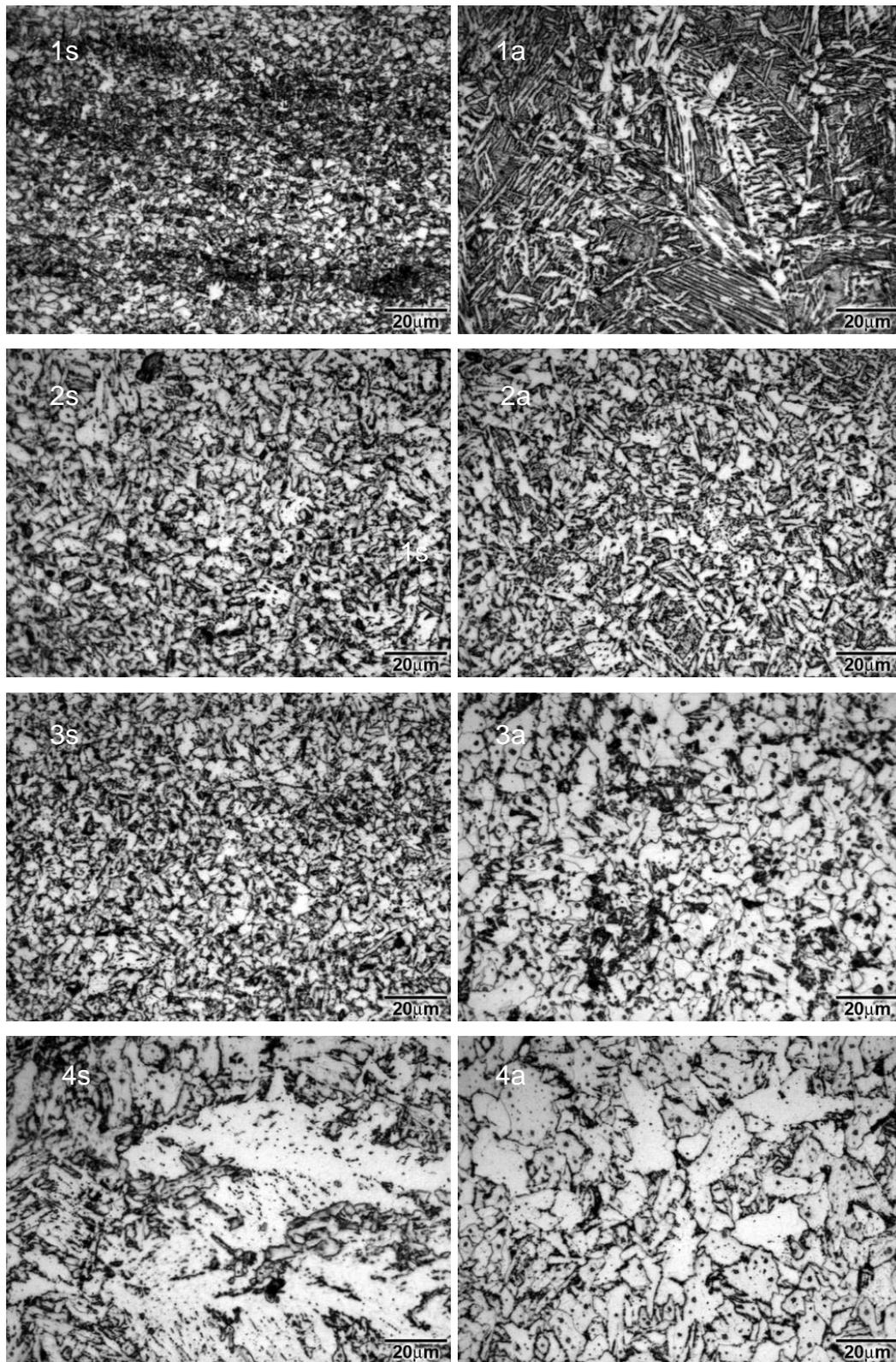


Figura 5.7 - Microestrutura da região da solda e sua ZTA conforme posição 1, 2 3 e 4.

A região da ZTA corresponde a uma região parcialmente recristalizada constituída predominantemente por grãos de ferrita poligonal com presença de perlita dispersa. Observa-se também que nesta região o tamanho de grão é maior daquele observado no metal de base e as partículas de perlita são pouco mais grosseiras e acumulam-se preferencialmente nos contornos de grão devido ao seu crescimento. Nota-se que não há alinhamento de grãos e que a perlita não apresenta mais em camadas entre as camadas de ferrita. Esse efeito é resultado do aquecimento sofrido pelo material durante a etapa de soldagem. Os grãos da região 4a possui tamanho maior que os das regiões 3a, 2a e 1a devido ao tratamento térmico sofrido pelos sucessivos passes da solda. A microestrutura da região da solda do lado do enchimento (1s) é constituída predominantemente por grãos de ferrita de Widmanstätten com presença de perlita dispersa. Esta microestrutura é característica de resfriamento acelerado a moderado, ocorrido durante o processo de soldagem que aquece cada passa de solda. A microestrutura 4s apresenta a microestrutura da região de raiz da solda que possui característica de uma estrutura formada por resfriamento lento, constituída predominante de grãos grosseiros de ferrita poligonal com perlita concentrada nos contornos de grão ferrítico. Além da diferença de eletrodo e de procedimento de solda, esta região está sujeita ao aporte térmico imposto pelos sucessivos passes de enchimento da solda que mantém a raiz aquecida em todo processo de soldagem do tubo. Regiões intermediárias da solda, 2s e 3s, apresentam os grãos de ferrita poligonais com presença de perlita em seus contornos de grãos. Há clara evidência de tamanho de grãos maiores para as regiões próxima a raiz e grãos menores nas regiões de passe final da solda.

5.4.2 Dureza

A Figura 5.8 exhibe as medições de dureza Rockwell B realizadas nas regiões de metal base, solda e ZTA do corpo de prova do material do tubo para a região de enchimento e raiz da solda.

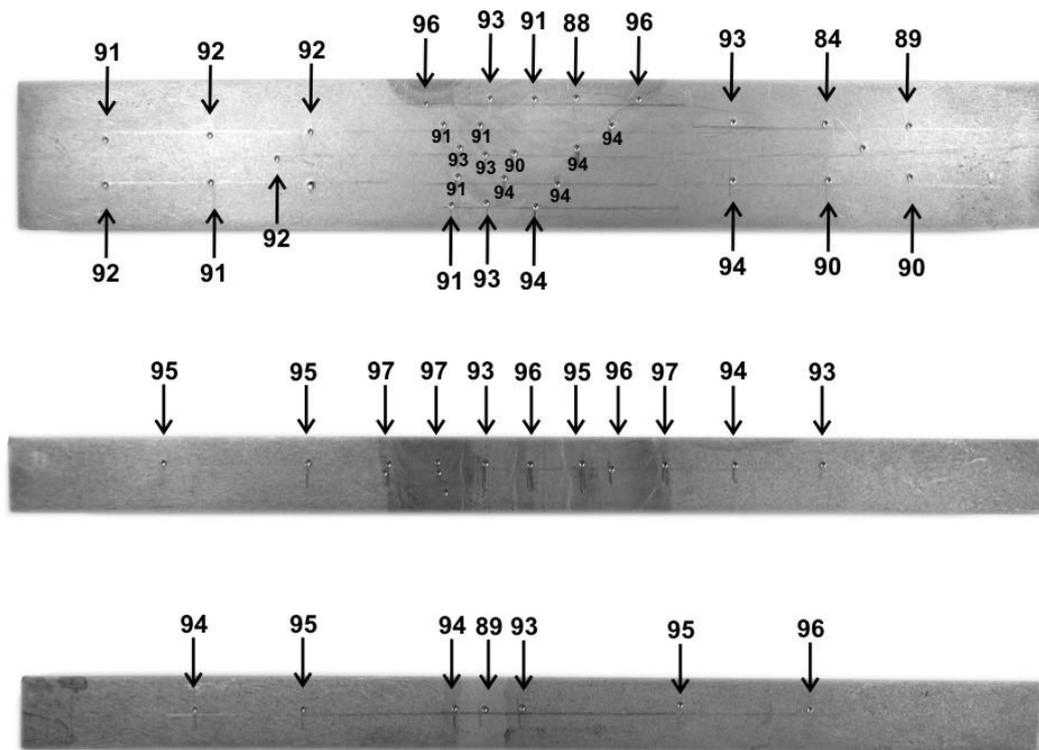


Figura 5.8 - Resultados dos ensaios de dureza Rockwell B.

A média dos valores encontrados na região do metal de base ficou em torno de 90 Rockwell B, enquanto que na região da solda encontrou-se valores um pouco mais elevados em torno de 93 Rockwell B. Isto se deve às diferenças microestruturais observadas na seção anterior decorrentes das diferentes velocidades de resfriamento impostas no processo de soldagem em cada região.

Aparentemente a região da ZTA apresentou pontos de dureza ligeiramente superior, 97 Rockwell B, na região correspondente ao último passe da solda.

Assim, quanto às medidas Rockwell B, o material é considerado adequado para a aplicação em dutos, apresentando boa soldabilidade, pois a ZTA e a solda apresentam durezas próximas ao do metal de base. Adicionalmente não foram encontrados pontos duros acima de 35 HRC (350 HV ou acima de 110 Rockwell B) no material em estudo, estando dentro da norma API 5L que rege as propriedades mecânicas para aplicação dos aços em dutos de transporte de petróleo e derivados.

A Tabela 5.3 apresenta os resultados de medição de dureza Vickers conforme

croqui esquemático da Figura 5.9, recomendado pela norma Petrobras N-133. [65].

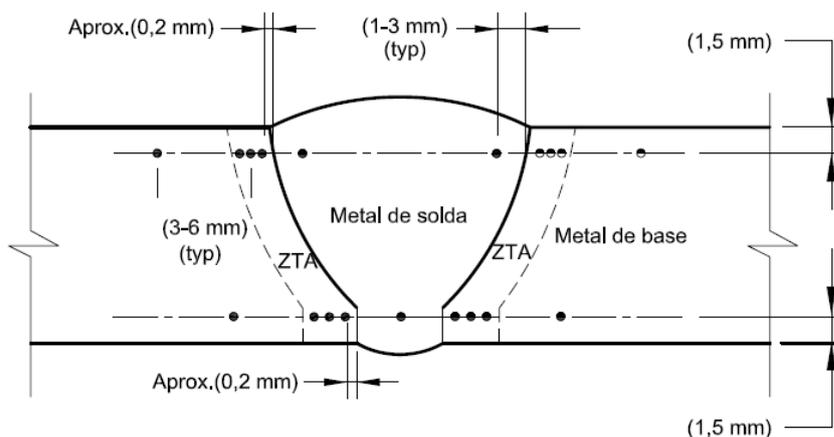


Figura 5.9 - Perfil de dureza Vickers para chanfro V. [65]

Tabela 5.3 - Resultado da dureza Vickers HV 10.

Perfil de dureza Vickers HV 10 – Lado solda enchimento									
Metal base	Zona termicamente afetada			Solda	Zona termicamente afetada			Metal base	
245	265	277	268	275 270	273	298	308	278	

Perfil de dureza Vickers HV 10 – Lado solda raiz									
Metal base	Zona termicamente afetada			Solda	Zona termicamente afetada			Metal base	
244	240	249	246	215	216	227	220	235	

Observa-se de modo geral que os valores de dureza no lado da raiz da solda são relativamente menores em relação ao lado do enchimento da solda. Isto se deve ao fato de que nesta região as microestruturas foram reaquecidas pela deposição dos múltiplos passes da soldagem e assim sofreram sucessivos micro tratamentos térmicos ocasionando o amolecimento da microestrutura. A magnitude da diferença é de aproximadamente de 30 a 60 Vickers. Verifica-se também que o maior valor encontrado foi de 308 Vickers localizado na ZTA ao

lado do enchimento da solda. Este valor sugere que nesta região pode ter ocorrido alguma tensão residual resultante da dissimilaridade entre o material de base e o material de solda e seus resfriamentos. Entretanto, devido à proximidade dos valores de dureza nas diferentes regiões analisadas, perto das faixas de erro experimental, decidiu-se mapear por microdureza toda a superfície da junta.

5.4.3 Microdureza

A Figura 5.10 revela o mapeamento da microdureza do corpo de prova em sua superfície obtido a partir de medidas de microdureza Vickers com cargas de 100 gf, na direção circunferencial ao tubo soldado. A cada linha de medição foram realizadas 70 medidas na direção horizontal e 10 pontos na linha vertical. Foram assim obtidos 700 (setecentas) endentações. A média aritmética dos valores de microdureza encontrados para todos os pontos foi em torno de 259 HV com desvio padrão (DP) de 13,83 HV.

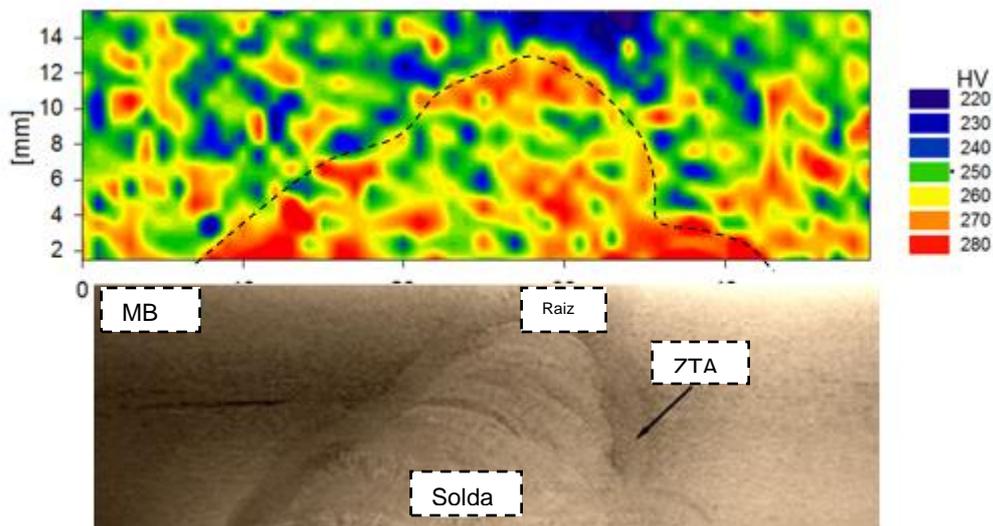


Figura 5.10 - Perfil de dureza Vickers para chanfro V.

O mapeamento revela nitidamente a diferença de dureza entre a solda e material de base, sendo maior na solda. A média de dureza do material de solda ficou em torno de 270 HV possuindo pontos nas regiões finais do

processo de soldagem com dureza de 280 HV. Estes valores são justificados pois ao final de processo de soldagem não ocorrem passes subsequentes que se houvessem promoveriam revenimento no passe anterior. Outra revelação nítida é a dureza da região da raiz da solda que está em torno de 230 HV atingindo até mesmo 220 HV. Novamente é justificado pois o eletrodo utilizado para a soldagem da raiz é diferente do eletrodo utilizado para o enchimento da solda conforme pode se verificar no procedimento de soldagem e além disto, a região da raiz sofre influência do aporte térmico dos sucessivos passes de solda e assim fica submetida a tratamentos térmicos ao longo de todo processo de enchimento da soldagem. Analisando o material de base, verifica-se que há regiões de dureza variando de 240 HV a 270 HV. Estes valores são esperados para o material em questão e esta diferença se explica pelo fato de haver perlita distribuída ao longo da matriz ferrita e em camadas conforme verificado na microestrutura do corpo de prova. Valores de dureza maiores são encontrados quando se mede a dureza nas regiões de perlita e valores menores nas regiões da ferrita.

Em seu trabalho, BARBOSA [66] evidencia resultados de dureza maiores para a região da solda corroborando com os resultados ora encontrados.

5.5 Ensaio de Tração

Os resultados obtidos para limite de escoamento (LE), limite de resistência a tração (LR) e alongamento são apresentados na Tabela 5.4. A partir das informações da análise química e dos valores obtidos no ensaio de tração de limite de escoamento LE acima de 483 MPa e limite de ruptura LR acima de 565 MPa, para todos os corpos de provas ensaiados quando comparados com os da Tabela 5.4, levam a conclusão que o material ensaiado atende às exigências de classificação de aços API 5L X70.

Tabela 5.4 - Resultados do ensaio de tração.

RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO				
Corpo de Prova	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Razão elástica (%)
L1	523	618	24	84
L2	523	617	26	85
C1	580	642	25	90
C2	589	644	25	91
S1	532	600	8,7	89
S2	513	566	7,4	91

Adicionalmente, o menor valor encontrado tanto para o limite de resistência a tração quanto para o limite de escoamento foi para um dos ensaios do corpo de prova da solda (S2). Isto é explicado pela presença de escórias resultantes do processo de solda que havia na região da solda que estará evidenciado no Capítulo 5.5.1.

Nota-se que os valores de limite de escoamento e limite de resistência para os corpos de prova retirados na direção circunferencial (C) obtiveram maiores resultados devido ao alinhamento dos grãos dado pela laminação da chapa e conseqüentemente anisotropia da microestrutura.

As curvas características de cada ensaio realizado se encontram na Figura 5.11.

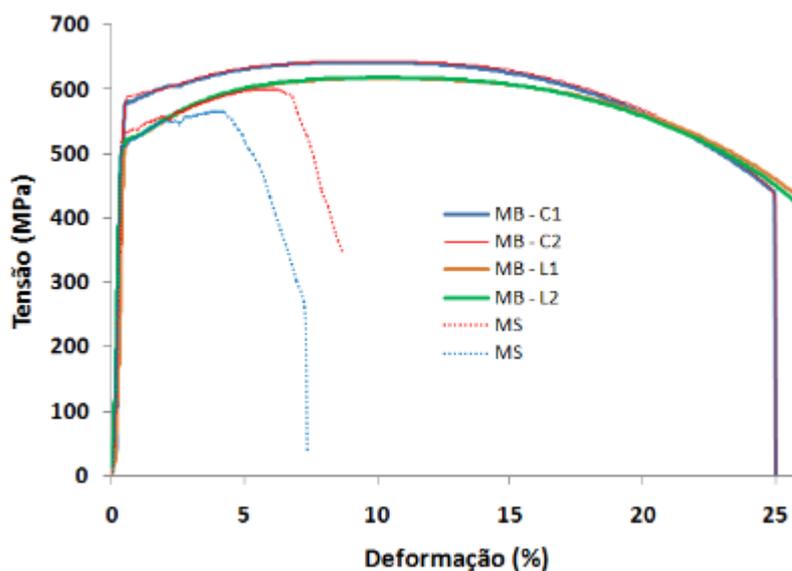


Figura 5.11 - Curva tensão x deformação dos ensaios de tração.

5.5.1 Exames fractográficos das amostras dos ensaios de tração

Este capítulo apresenta a superfície de fratura dos corpos de prova submetidos ao ensaio de tração identificados na Tabela 5.4.

A Figura 5.12 apresenta o corpo de prova C1 após ensaio e a Figura 5.13 apresenta detalhes da superfície de fratura do mesmo corpo de prova. Trata-se de uma fratura dúctil, caracterizada pela presença de alvéolos.



Figura 5.12 - Aspecto geral e superfície de fratura do corpo de prova C1 após o ensaio de tração.

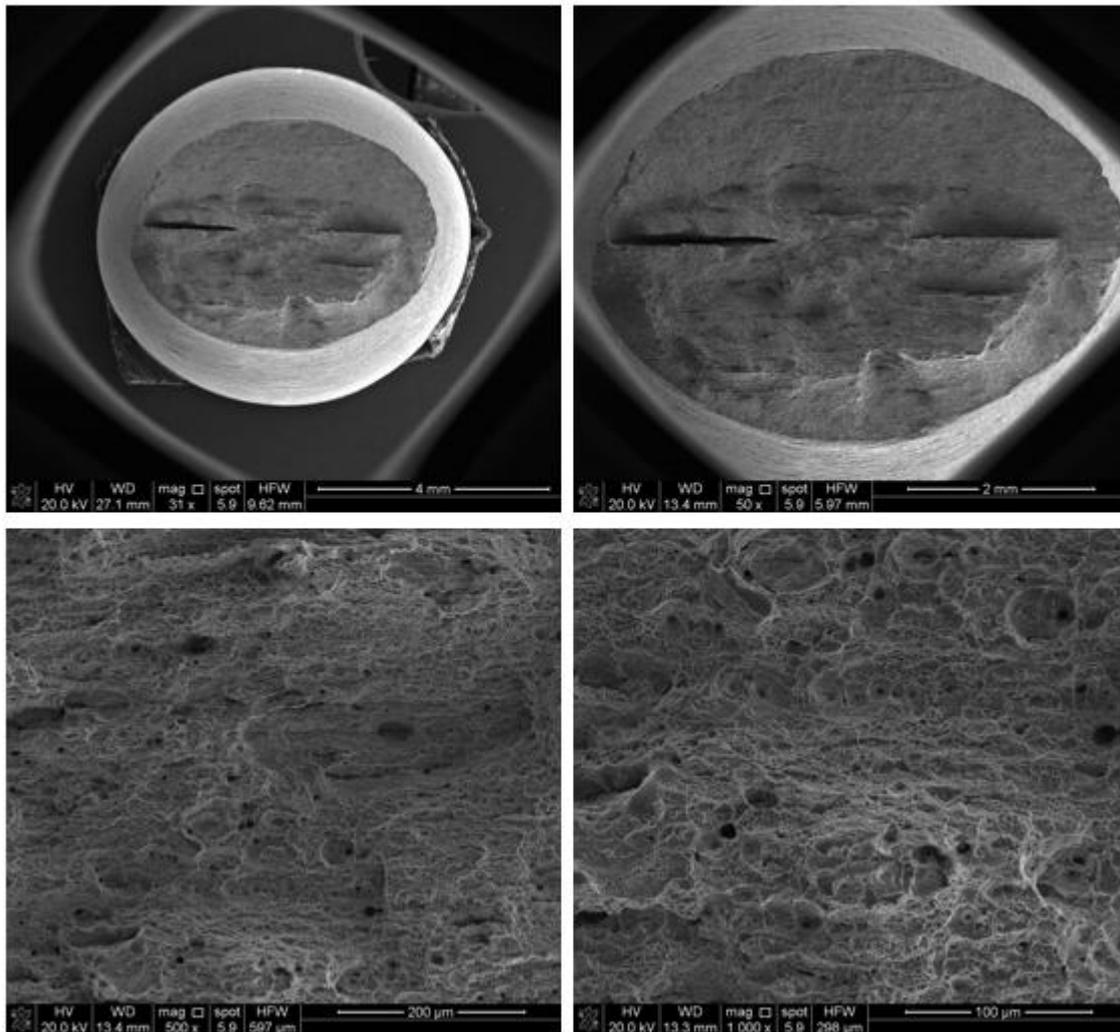


Figura 5.13 - Detalhes da superfície de fratura do corpo de prova C1 com intensa deformação plástica (redução de área) e a presença de alvéolos.

O aspecto fractográfico revela a presença de dimples, o que indica um micromecanismo de fratura dúctil. É possível notar também um elevado nível de deformação plástica ocasionada pela presença das inclusões. Nesse caso, observa-se um micromecanismo dúctil por coalescência das microcavidades (dimples) as quais envolvem as inclusões dispersas no interior da matriz metálica. Nota-se também que há um certo grau de delaminação da superfície de fratura consequência da característica de distribuição em camadas da perlita na matriz ferrita, com alta densidade de grão ferrítico alongados verificada nas micrografias dos corpos de prova. Os aços ARBL produzidos por processos termomecânicos como a laminação controlada podem apresentar

acentuada anisotropia que afeta o comportamento mecânico e a tenacidade. Um importante fenômeno decorrente da anisotropia microestrutural em aços ARBL usados na construção de dutos é a ocorrência de trincas transversais de delaminação que influem nos resultados de ensaios de tenacidade e fratura. Esse tipo de fissuramento pode ser causado por inclusões não metálicas ou por efeitos de orientações preferenciais de textura associados com alta densidade de grãos ferríticos alongados, como é o presente caso. [67-69]

A Figura 5.14 apresenta o corpo de prova L2 após ensaio e a Figura 5.15 detalha a superfície de fratura em microscópio eletrônico de varredura.



Figura 5.14 - Aspecto geral e superfície de fratura do corpo de prova L1 após o ensaio de tração.

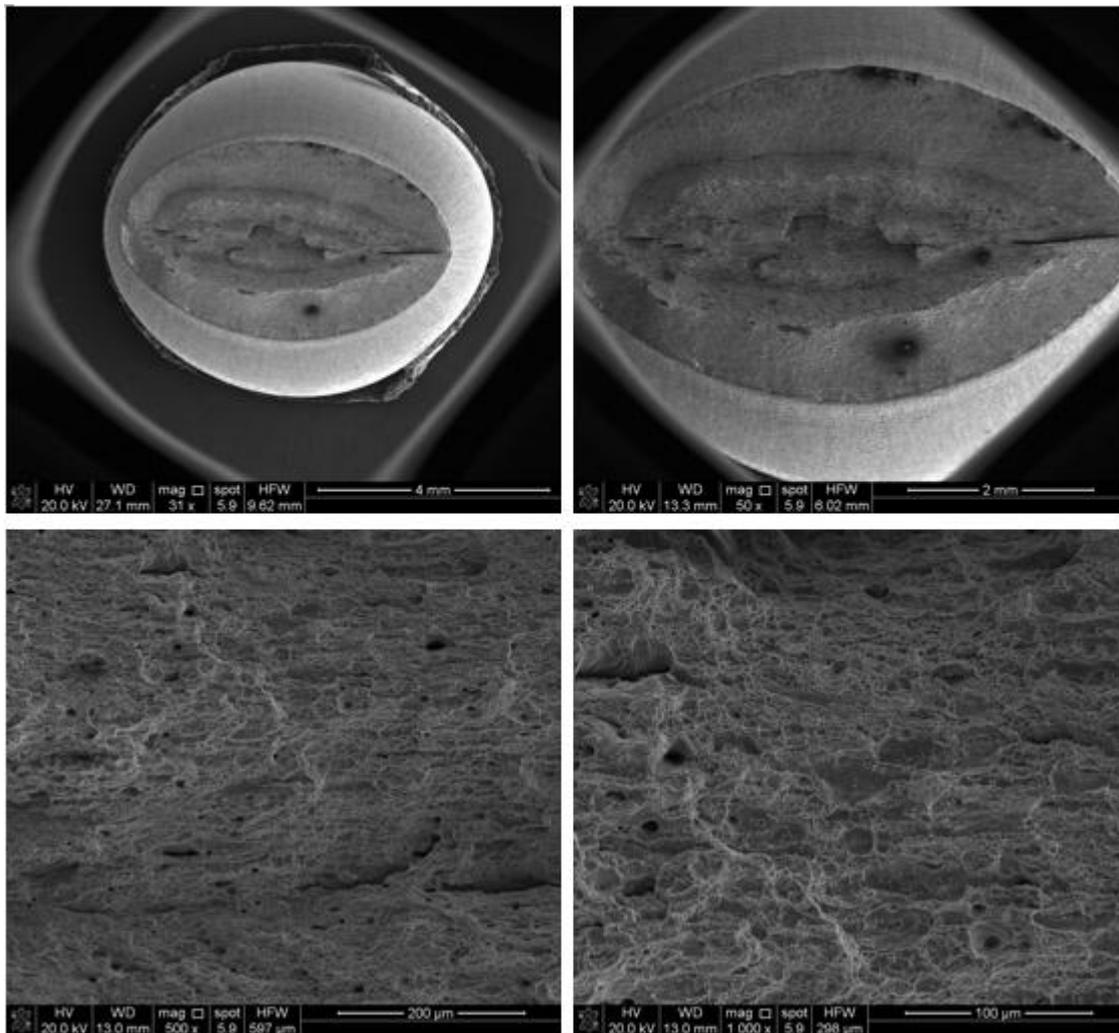


Figura 5.15 - Detalhes da superfície de fratura do corpo de prova L1 com a intensa deformação plástica (redução de área) e a presença de alvéolos.

O aspecto ovalizado indica um comportamento anisotrópico do material, decorrente do alinhamento microestrutural observado no item 3.1.2. Também se observa a presença de dimples e deformações plásticas similares à estrutura encontrada no corpo de prova C1, além do efeito de delaminação decorrente da estrutura bandeada.

A Figura 5.16 apresenta o corpo de prova S1 após ensaio e a Figura 5.17 detalha a superfície de fratura em microscópio eletrônico de varredura.

Ela é caracterizada pela baixa redução de área e topografia irregular. A região demarcada em vermelho consiste em uma descontinuidade decorrente do processo de soldagem. A observação da região central da fratura, com maior

ampliação, mostra a presença de alvéolos. Mesmo com a presença do defeito na solda, o limite de escoamento e o limite de resistência a tração obtiveram valores acima do mínimo para um aço API 5L X70.



Figura 5.16 - Aspecto geral e superfície de fratura do corpo de prova S1 após o ensaio de tração.

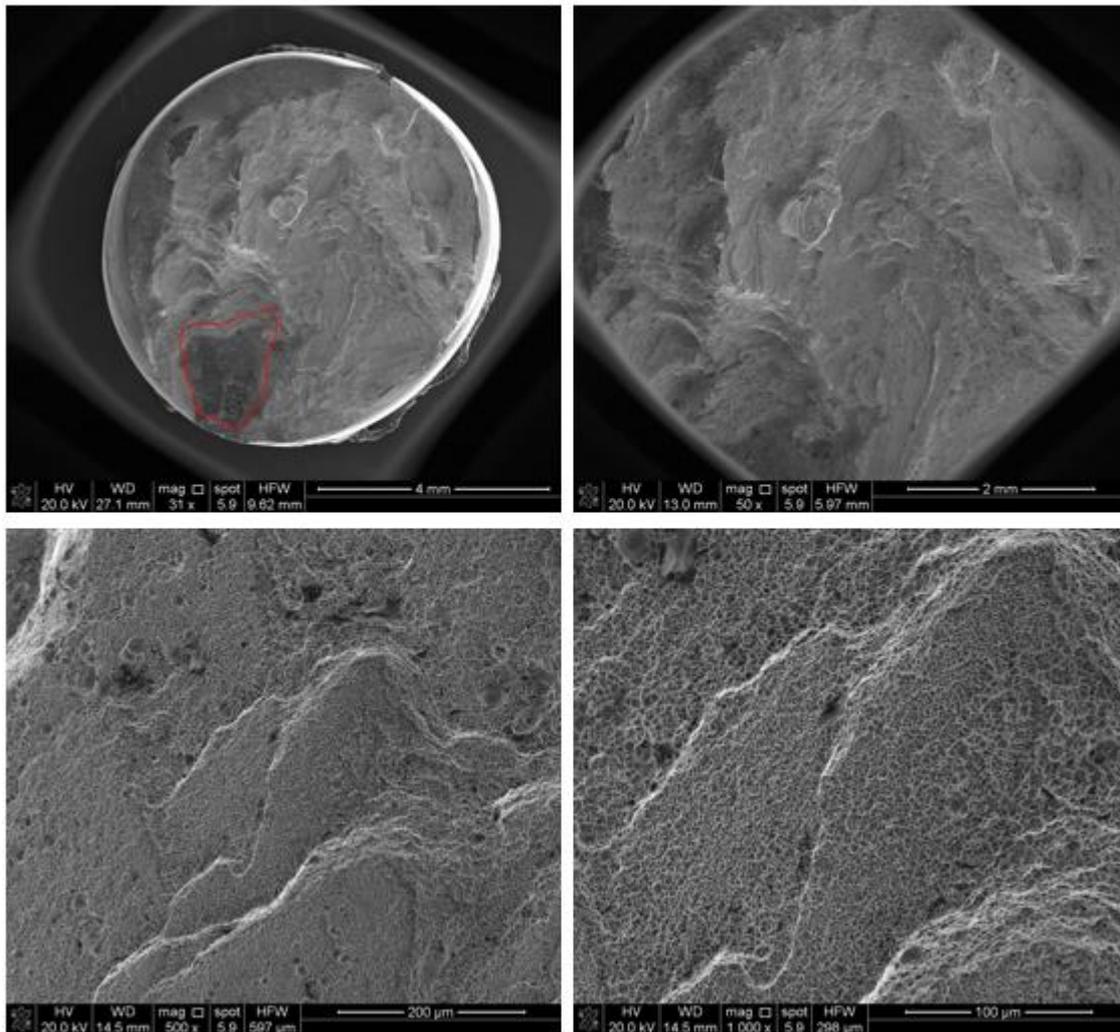


Figura 5.17 - Detalhes da superfície de fratura do corpo de prova S1.

Verifica-se no aspecto morfológico, dimples menores e menor nível de deformação plástica comparados com os corpos de provas C1 e L1, indicando assim que a fratura possui uma característica mais frágil que as anteriores. A porosidade de dimensão próxima 1,5 mm de diâmetro que certamente antecipou a ruptura com alongamento menor que o esperado.

A Figura 5.18 apresenta o corpo de prova S2 após ensaio e a Figura 5.19 detalha a superfície de fratura em microscópio eletrônico de varredura.

Verifica-se, na região demarcada em vermelho, a presença de uma inclusão de escória decorrente do processo de soldagem. Ampliações maiores na superfície de fratura mostram a presença de alvéolos na superfície de fratura do metal da solda. Esta escória foi a causa da queda do limite de resistência a

tração e alongamento encontrado nos ensaios de tração mencionada na Tabela 5.4, no corpo de prova denominado S2.



Figura 5.18 - Aspecto geral e superfície de fratura do corpo de prova S2 após o ensaio de tração.

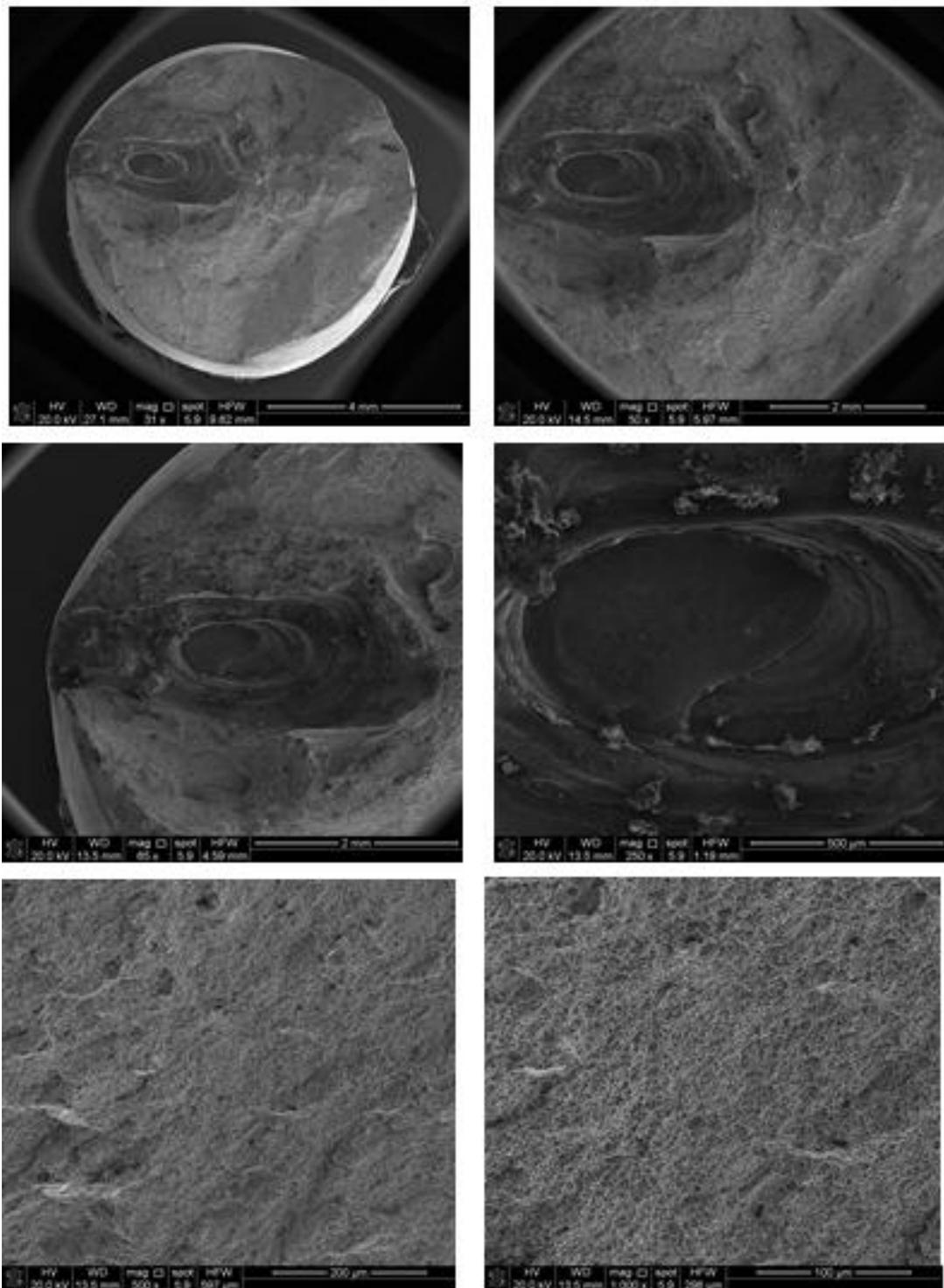


Figura 5.19 - Detalhes da superfície de fratura do corpo de prova S2.

Igualmente ao encontrado no corpo de prova S1, verifica-se a presença de alvéolos menores e menor nível de deformação plástica comparados com os corpos de provas C1 e L1. Nos dois corpos de prova com solda a fratura foi

antecipada pela presença de defeitos da soldagem, reduzindo o alongamento final em relação aos CPs sem solda. Entretanto, presença dos dimples na superfície de fratura e o aspecto irregular da estrição da amostra, indicam que houve o escoamento e deformação plástica antes da fratura causada pelo defeito. Apesar da presença dos defeitos na solda, os níveis de resistência especificados para o material foram alcançados nos dois casos.

5.6 Ensaio de Impacto – Charpy V

A

Tabela 5.5 demonstra os resultados encontrados para os 9 corpos de provas ensaiados.

Tabela 5.5 - Resultado do ensaio de Charpy V.

Corpo de Prova	Local do Entalhe	E (Joule)
CP 1	Metal Base	233
CP 2	Metal Base	239
CP 3	Metal Base	226
CP 4	Solda	88
CP 5	Solda	78
CP 6	Solda	86
CP 7	ZTA	67
CP 8	ZTA	179
CP 9	ZTA	232

Na Tabela 5.5 verifica-se que os valores de energia absorvida (E) encontrados para a região do MB foram similares para os três corpos de prova ensaiados e que são os maiores que os resultados encontrados para os corpos de prova fraturados no MS. Com o entalhe posicionado na ZTA os valores foram intermediários, porém com grande dispersão de resultados. Quanto ao MB, os valores de E estão compatíveis com os normalmente encontrados para essa classe de material, porém sabe-se a orientação do entalhe (plano de

propagação da fratura) pode afetar sensivelmente o valor da energia absorvida [18, 19]. No presente caso, os entalhes foram posicionados na orientação L-S em relação à laminação da chapa original, o que corresponde à propagação da fratura do interior para o exterior do tubo, num plano paralelo ao cordão de solda circunferencial. O valor médio obtido de 239 J obtido no MB foi muito maior que o mínimo (89 J) requerido pela API 5L. Os menores valores correspondentes à fratura no MS (~84 J) se devem às descontinuidades da solda, enquanto que a dispersão de resultados na ZTA está relacionada com a própria heterogeneidade da região e comportamentos similares foram encontrados na literatura [13, 19]. Embora o chanfro em meio V tenha procurado dar alguma uniformidade à ZTA ao longo da espessura, o caminho de propagação da fratura pode desviar-se mais em direção ao MS ou ao MB, como será verificado adiante.

As Figura 5.20 e Figura 5.21 mostram macrografias dos corpos de prova fraturados em ensaios de impacto Charpy, com entalhes no MS e na ZTA, respectivamente. No caso do entalhe no MS (Figura 5.20) fica evidente que o caminho da fratura é afetado pelas descontinuidades da solda, desviando o plano de propagação para as interfaces entre os passes de solda sobrepostos, tendendo a fragilizar a fratura e diminuir a energia absorvida (E), conforme foi mostrado na Tabela 3. Com o entalhe posicionado na ZTA (Figura 5.21) também se nota o efeito das interfaces entre passes, mas a fratura pode se desviar mais em direção ao MB ou ao MS, justificando a dispersão nos valores de E. No caso, para o CP7, que apresentou menor valor de E, a fratura parece ter acompanhado a interface ZTA/MS, enquanto que no CP9 se desviou em direção ao MB.

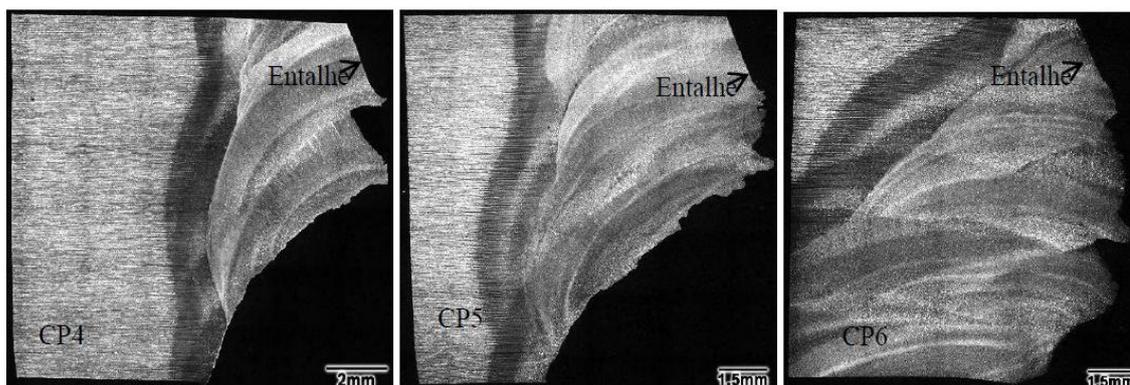


Figura 5.20 - Macrografias indicando o caminho de propagação de fratura em ensaios de impacto Charpy para corpos de prova com entalhe no MS (CP4, CP5 e CP6).

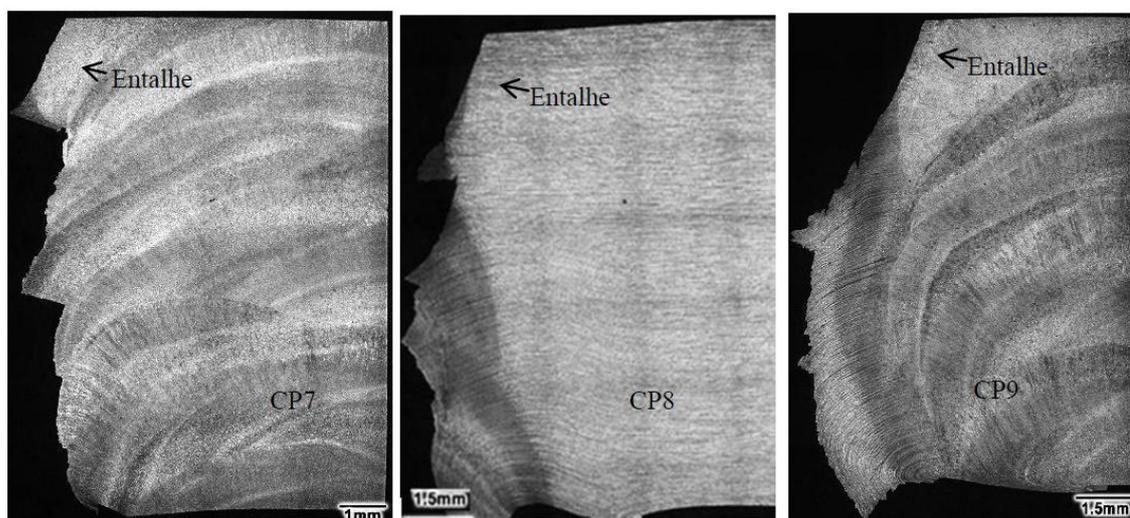


Figura 5.21 - Macrografias indicando o caminho de propagação de fratura em ensaios de impacto Charpy para corpos de prova com entalhe na ZTA (CP7, CP8 e CP9).

As Figura 5.22, Figura 5.23 e Figura 5.24 mostram detalhes das superfícies de fratura vistas ao MEV para corpos de prova Charpy com entalhe no MB, no MS e na ZTA, respectivamente. Na Figura 5.24a, correspondente ao corpo de prova MB-CP1, a região demarcada em vermelho evidencia uma delaminação alongada paralelamente ao progresso da fratura e, mais à direita na região próxima ao entalhe, várias fissuras perpendiculares, decorrentes da anisotropia microestrutural. Ampliações maiores (Figura 5.24b) mostram o aspecto misto

da fratura: presença de regiões dúcteis com formação de alvéolos e regiões com trincas secundárias perpendiculares à direção da fratura com formação de facetas que parecem seguir os planos de clivagem dos grãos. A Figura 5.24c mostra detalhes do aspecto típico de clivagem controlada por tensão nas paredes das cavidades de delaminação [15-17] e também regiões com formação de alvéolos típicos de deformação plástica e fratura dúctil, similarmente ao que foi observado com os ensaios de tração.



Figura 5.22 - Imagens MEV da superfície de fratura no MB (CP1). A fratura progride da direita para a esquerda.

A Figura 5.25a se refere ao corpo de prova de impacto Charpy MS-CP4 (entalhe na solda), evidenciando uma região onde a fratura progride na interface entre dois passes de solda. Na figura 5.25b há evidências de fissuras e mudanças na direção de propagação da fratura, conforme foi observado na Figura 5.20. Ampliações maiores, na Figura 5.25c, mostram a presença de alvéolos, porém muito menores que os observados para o MB, indicando a ocorrência de deformação plástica, porém em menor escala.

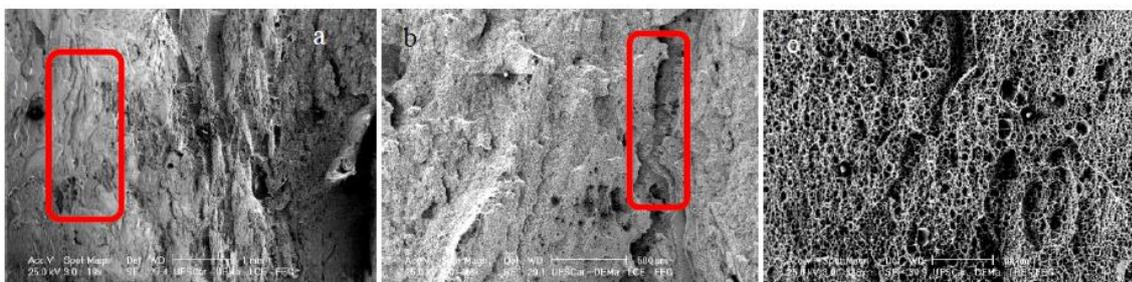


Figura 5.23 - Imagens MEV da superfície de fratura para corpos de prova Charpy com entalhe no MS. Direção da fratura: da direita para esquerda.

A Figura 5.26a exemplifica a superfície de fratura do CP7 (entalhe na ZTA), onde a fratura percorreu a interface ZTA/MS (ver Figura 5.21); o aspecto predominantemente frágil confirma o menor valor de E observado na Tabela 5.5. A Figura 5.26b e a Figura 5.26c mostram regiões de fratura predominantemente dúctil dos corpos de prova CP8 e CP9 onde a fratura desviou-se em direção ao MB, justificando a dispersão de resultados nos corpos de prova entalhados na ZTA. Verifica-se a formação de alvéolos característicos de fratura dúctil e a presença de fissuras perpendiculares ao progresso da fratura, similares ao que foi observado no MB. Na Figura 5.26b o fissuramento é mais evidente no lado direito da imagem, que corresponde ao início da fratura, próximo ao entalhe; em 5.26c as fissuras típicas da anisotropia microestrutural são claramente visíveis. O conjunto de imagens da Figura 5.24 evidencia o caráter instável do comportamento de fratura na região da ZTA, podendo eventualmente predominar os aspectos frágil ou dúctil.

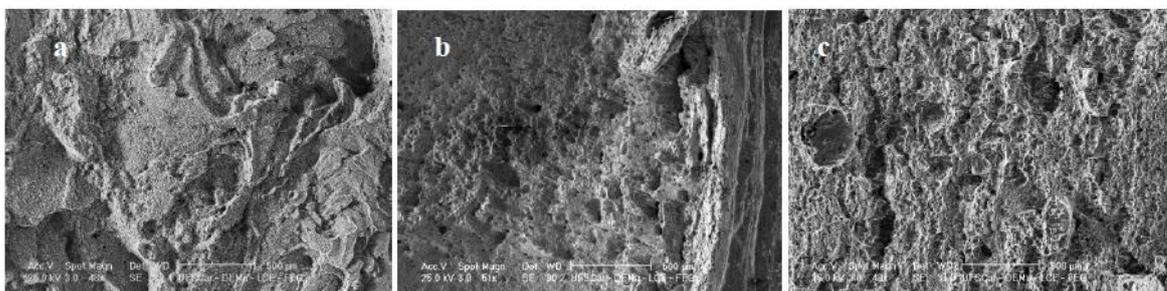


Figura 5.24 - Imagens MEV da superfície de fratura dos corpos de prova Charpy com entalhe na ZTA: a) CP7; b) CP8; c) CP9. Direção da fratura: da direita para esquerda.

5.7 Avaliação da corrosão sob tensão em baixa taxa de deformação

A seguir serão apresentados os resultados na forma gráfica (Curva de carga X deformação) dos ensaios de baixa taxa de deformação (BTD) dos corpos de provas conforme Tabela 4.4 apresentada na metodologia. Para fins de comparação nos gráficos foi mantido o valor da força aplicada, evitando o cálculo da tensão nos CPs entalhados. O eixo denominado deformação refere-se ao alongamento percentual em relação ao comprimento de referência.

A Figura 5.25 apresenta as curvas carga X deformação do CP1 exposto ao ar e CP2 e CP3 exposto em etanol, todos com entalhe na solda.

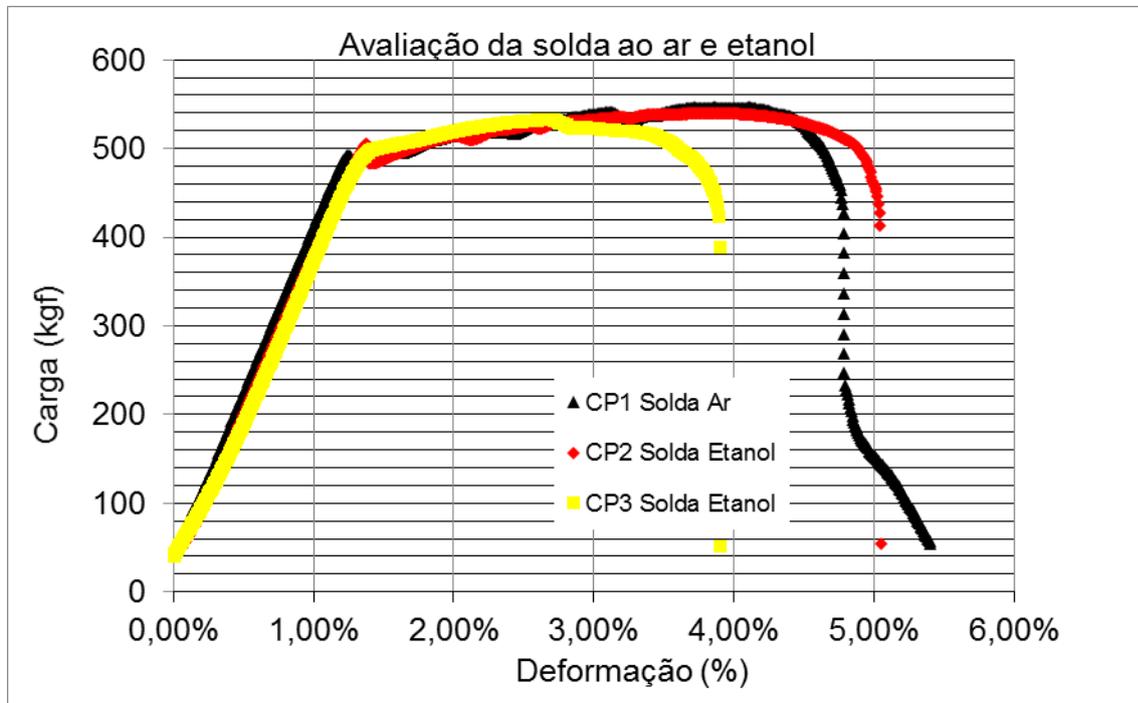


Figura 5.25 - Gráfico carga X deformação comparativo dos ensaios da solda ao ar e etanol.

Verifica-se que todos os resultados demonstram perda de ductilidade, inclusive o ensaio realizado ao ar. Era de se esperar que o ensaio realizado ao ar obtivesse deformação próximo a 15,00%, porém devido a discontinuidades encontradas na região da solda, tais como, escórias e porosidade, o corpo de prova rompeu com deformação de aproximadamente 5,00%.

A Figura 5.26 apresenta a curva carga X deformação do CP4 exposto ao ar, CP5 e CP6 expostos em etanol com entalhe na ZTA.

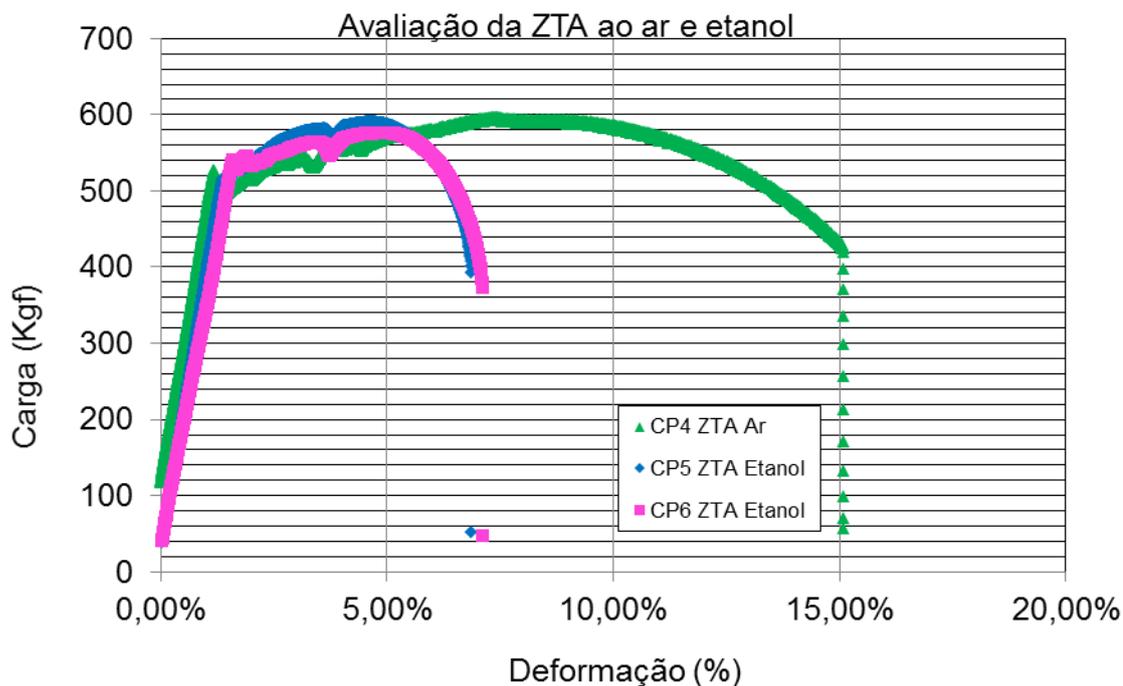


Figura 5.26 - Gráfico carga X deformação comparativo dos ensaios da ZTA ao ar e etanol.

Verifica-se nitidamente a perda de ductilidade para os corpos de provas CP5 e CP6 que foram ensaiadas em contato com etanol. O alongamento que foi de aproximadamente 15,00% para o corpo de prova ensaiado ao ar, passou para próximo de 7,00% para os corpos de provas ensaiados em contato com etanol. Fato este que incita que houve o fenômeno de corrosão sob tensão e que a solução de etanol utilizada neste trabalho promove o fenômeno da CST.

A Figura 5.27 apresenta a curva carga X deformação de todos os corpos de provas com entalhe na ZTA e na solda e exposto ao ar e etanol.

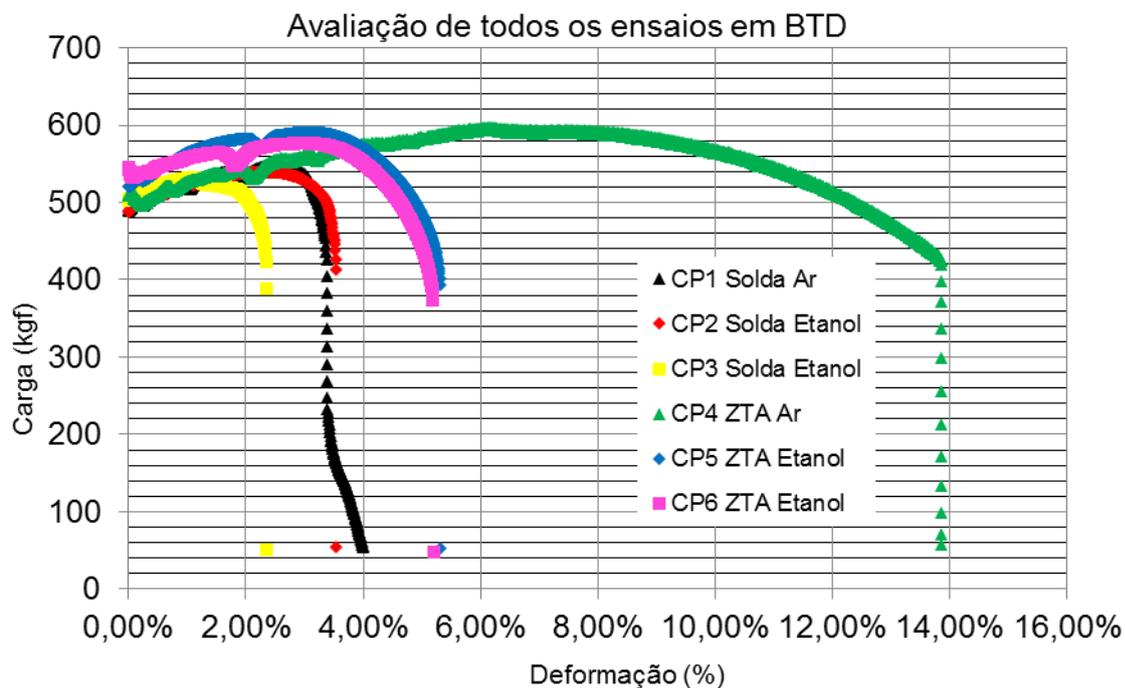


Figura 5.27 - Gráfico carga x deformação comparativo dos ensaios da solda e ZTA ao ar e etanol.

Se desconsiderarmos a curva do CP1, cuja fratura foi acelerada por defeitos existentes na solda do corpo de prova, verifica-se a perda de ductilidade para todos os corpos de provas ensaiados em contato com etanol. Adicionalmente verifica-se que para os corpos de provas que possuíam entalhe na solda, o efeito do etanol na ductilidade foi ainda mais severo visto diminuir a deformação destes corpos de provas para aproximadamente em uma faixa de 4,00% a 5,00% comparando-se com os corpos de provas com o entalhe na ZTA, a deformação foi de aproximadamente 7,00%. Incita-se, portanto, que o etanol utilizado no ensaio promove o fenômeno da corrosão sob tensão neste tipo de material, tanto na solda como na ZTA e aparentemente mais atuante na região da solda.

Estes ensaios confirmam os resultados apresentados por GOODMAN E SINGH [72], LANDIM et al [73] e TORKKELI [74] que afirmam que o meio etanol causa CST em aços para tubulação. LANDIM et al [73] também estudaram a influência de contaminantes presentes no etanol assim como, o emprego do método de ensaio de BTB para o aço API 5L X70 e concluiu que o método é

adequado para verificar a ocorrência de CST e que a presença de contaminantes no etanol intensifica a ocorrência de CST.

SRIDHAR et al [75] mostra que contaminantes, tais como, íons cloreto considerados na norma ASTM D 4806, causaram CST em aço ASTM A 36.

Em seu trabalho, BREITENBACH [47] menciona que os corpos de prova ensaiados em etanol com entalhe da norma (raio de fundo de 0,075 mm) localizados no metal de base diferente do local do entalhe deste trabalho, obtiveram deformação de aproximadamente 3,7% evidenciando também CST no material neste meio conforme apresentado na Figura 5.28. Conforme mencionado anteriormente, não se encontrou na literatura estudos avaliando a solda circunferencial do duto. Isto deve-se ao fato da dificuldade de se produzir estas juntas para estudos acadêmicos visto a necessidade de se ter procedimento de soldagem e soldadores qualificados para sua execução.

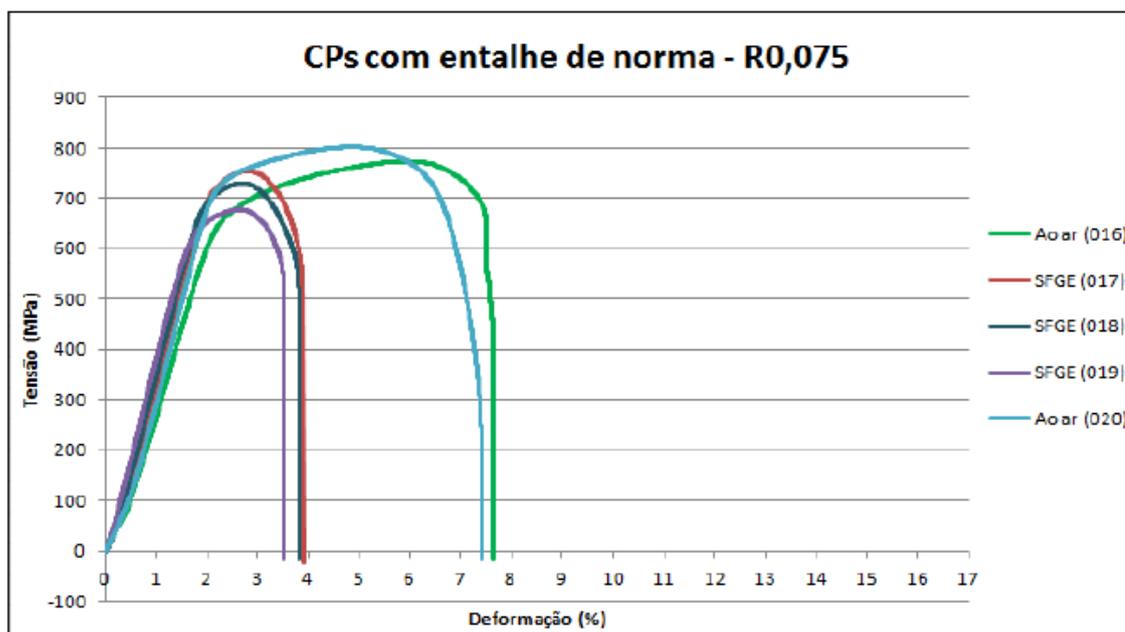


Figura 5.28 – Gráfico tensão X deformação para corpos de prova expostos ao ar e etanol com raio de 0,075 mm conforme norma Nace TM 0111 [47].

O autor ainda menciona que o entalhe além de ser uma região preferencial para corrosão sob tensão, ainda contribui para nucleação/propagação da trinca devido a exposição de uma maior área do material ao meio agressivo. [47]

5.7.1 Fractografia dos ensaios de CST

Realizou-se caracterização fractográfica de quatro corpos de prova submetidos a ensaios de baixa taxa de deformação (BTD) conforme Figura 5.29. Eles foram submetidos a exames microfractográficos em microscópio eletrônico de varredura. Os resultados mostraram que as fraturas dos corpos de prova CP1 Solda Ar e CP4 ZTA Ar foram de natureza dúctil e que ocorreram fora da região do entalhe usinado. As fraturas dos corpos de prova CP2 Solda Etanol e CP5 ZTA Etanol ocorreram na região do entalhe usinado. Elas apresentaram duas regiões: uma região periférica que corresponde à propagação da trinca de corrosão sob tensão e uma região central que corresponde a propagação instável da trinca.

Para estes exames, os corpos de prova foram submetidos à limpeza ultrassônica em álcool por 10 minutos. Após a limpeza os exames microfractográficos foram conduzidos em microscópio eletrônico de varredura (MEV). As imagens em MEV foram obtidas com o microscópio eletrônico FEI Quanta 400F com tensão de aceleração de 20 kV e corrente no corpo de prova de cerca de 1 nA.



Figura 5.29 - Vista geral dos corpos de prova após a realização do ensaio de BTDT. (A) CP1 Solda Ar. (B) CP4 ZTA Ar. (C) CP2 Solda Etanol e (D) CP5 ZTA Etanol.

5.7.1.1 Exames fractográficos do CP1 solda ar

As Figura 5.30, Figura 5.31 e Figura 5.32 apresentam o aspecto microfractográfico de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 Solda Ar. É possível observar que o corpo de prova apresentou fratura dúctil pelo mecanismo de formação e coalescência de alvéolos. Também é clara a presença de descontinuidades resultantes do processo de soldagem, notadamente falta de fusão e inclusões de escória. Com isto houve rompimento

do corpo de prova fora da região de entalhe o que faz com que a ação deste tipo de defeito seja um concentrador de tensão maior que o entalhe produzido no corpo de prova. A presença de descontinuidades fez com que o corpo de prova rompesse com baixa deformação demonstrada no Capítulo 5.8.

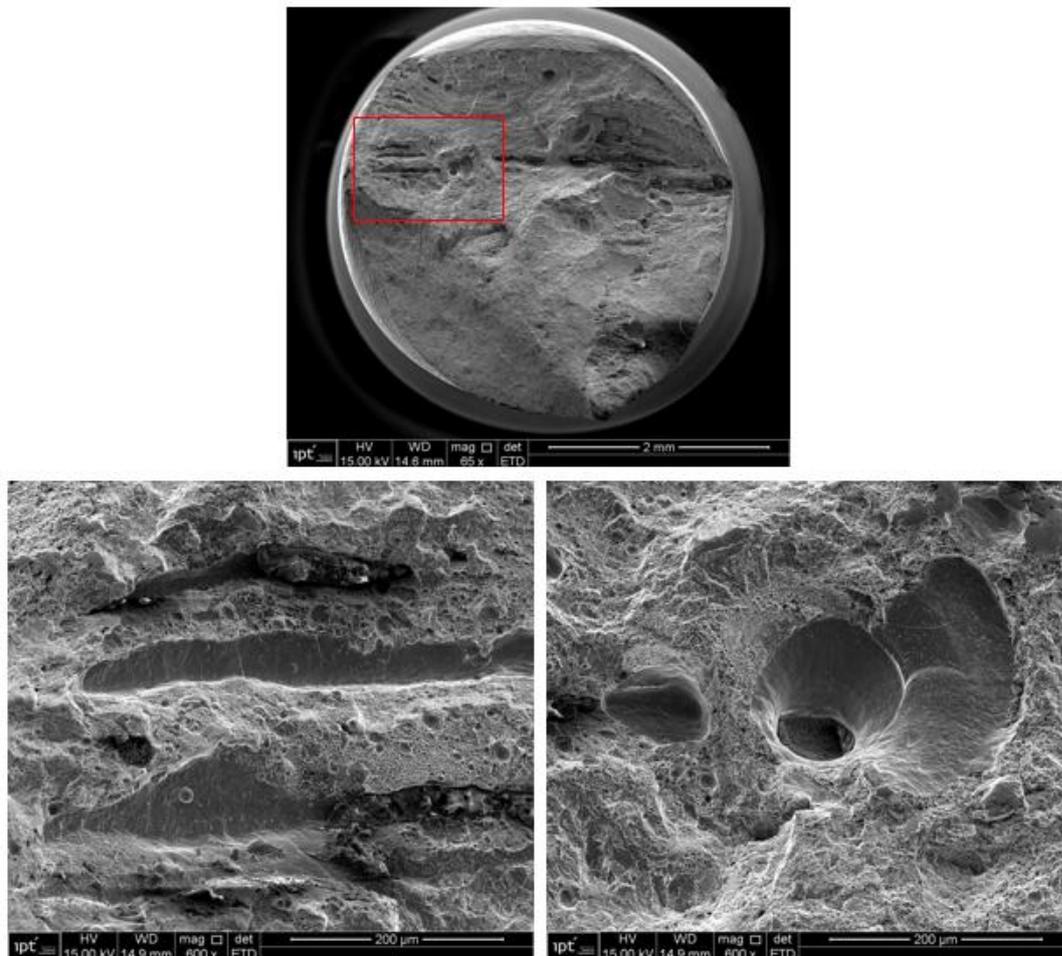


Figura 5.30 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 Solda Ar. Note a presença de descontinuidades decorrentes do processo de soldagem.

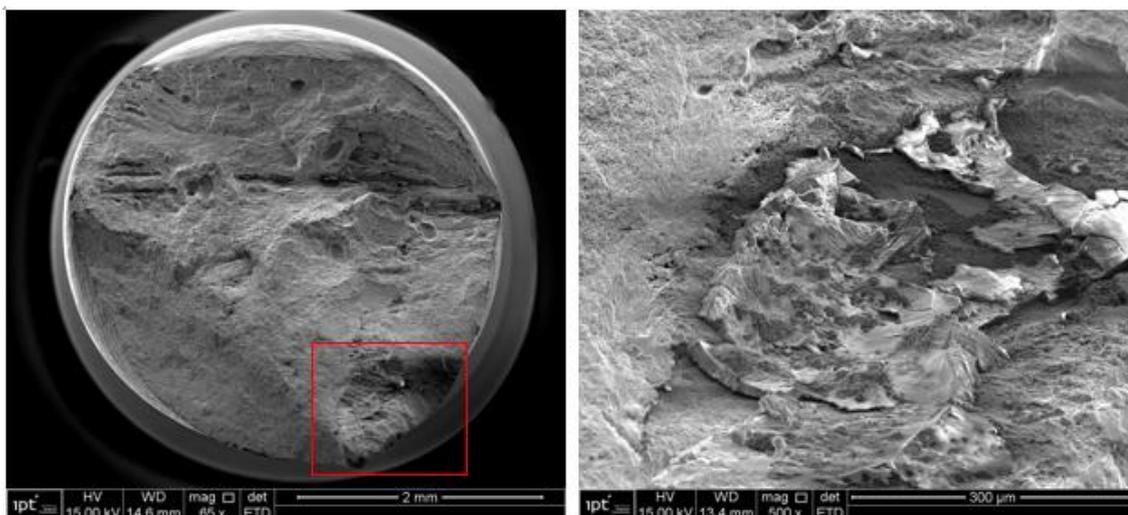


Figura 5.31 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 Solda Ar. Note a presença de descontinuidades decorrentes do processo de soldagem, provavelmente falta de fusão.

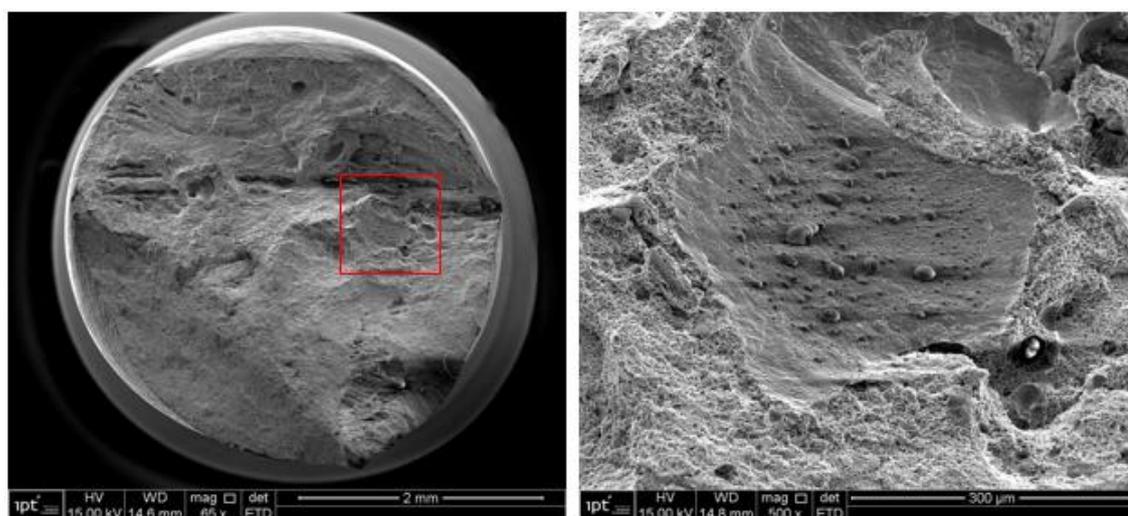


Figura 5.32 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 Solda Ar. Note a presença de descontinuidades decorrentes do processo de soldagem, provavelmente inclusões de escória.

O espectro de uma análise por dispersão de energia na superfície de fratura do corpo de prova é apresentado na Figura 5.33. Ele evidencia a presença de carbono (C), ferro (Fe), silício (Si) e manganês (Mn).

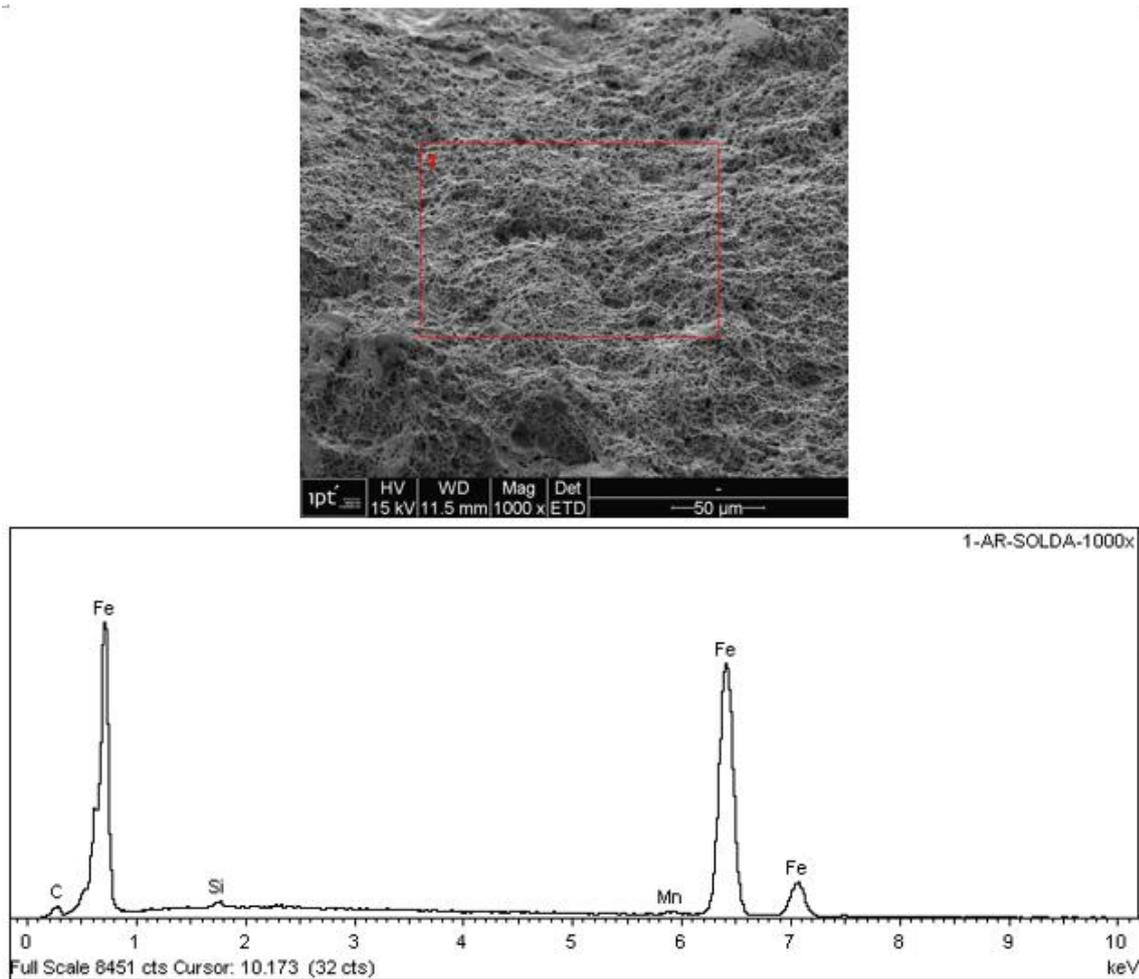


Figura 5.33 - Localização e espectro de dispersão de energia obtido para uma região da superfície de fratura. CP1 Solda Ar.

Neste espectro não encontramos evidências de oxigênio que poderia caracterizar um produto de corrosão.

5.7.1.2 Exames fractográficos CP4 ZTA Ar.

O aspecto microfractográfico de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 ZTA Ar é apresentado na Figura 5.34. Nota-se que a fratura é de natureza dúctil e ocorreu pelo mecanismo de formação e coalescência de alvéolos tal como ocorreu no CP1 Solda Ar. Porém neste corpo de prova não se evidenciou descontinuidade já que o rompimento ocorreu fora da região da solda, provavelmente no material de base. Seu valor total de deformação foi o

maior dentre os ensaiados e atingiu valores de 14,00% de deformação demonstrando boa ductilidade em comparação com os outros corpos de provas.

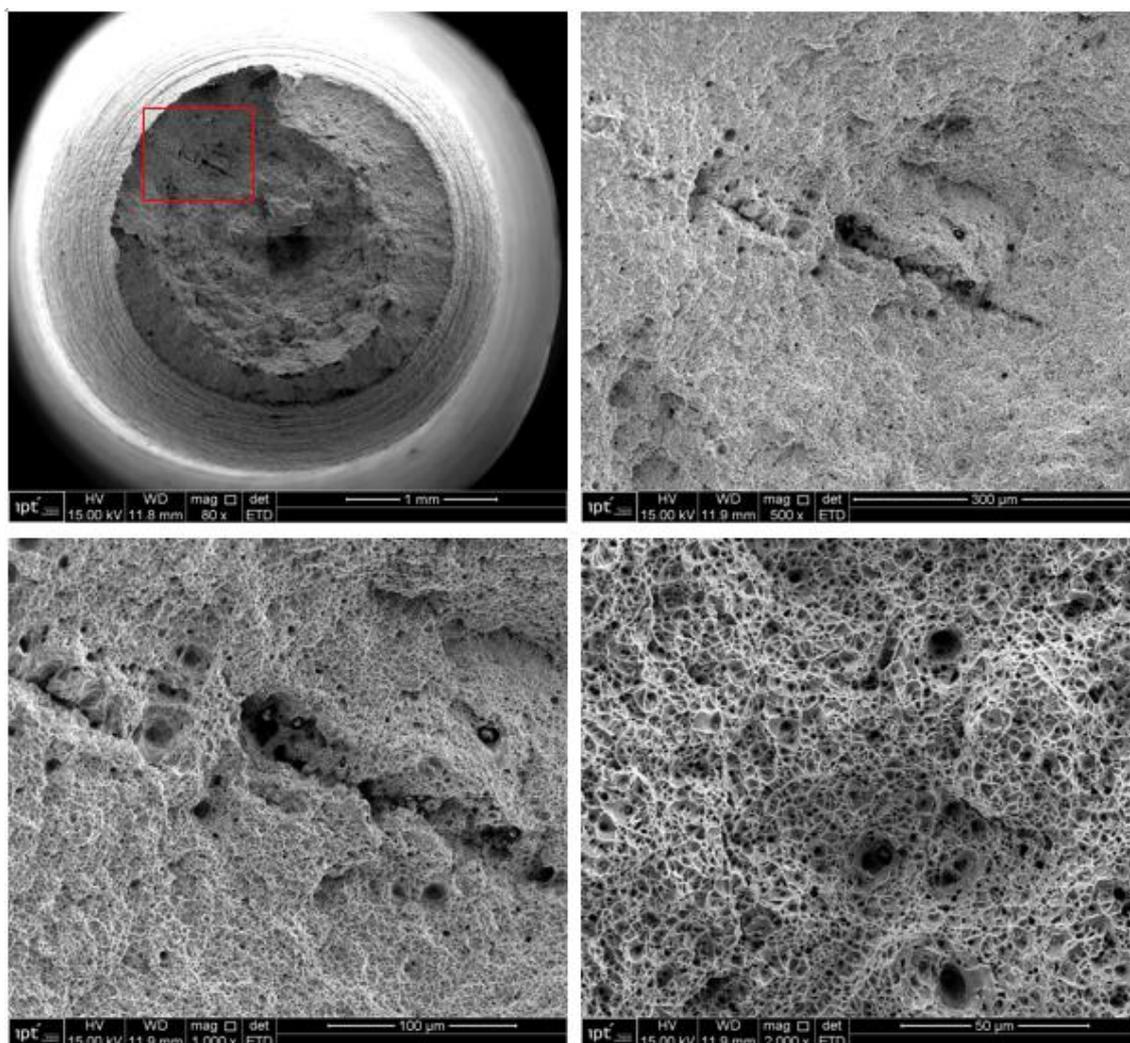


Figura 5.34 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 ZTA Ar evidenciando o mecanismo de formação e coalescência de alvéolos, característico de fratura dúctil.

O espectro de uma análise por dispersão de energia na superfície de fratura do corpo de prova CP4 ZTA Ar é apresentado na Figura 5.35. Ele evidencia a presença de carbono (C), ferro (Fe), silício (Si), manganês (Mn) e níquel (Ni).

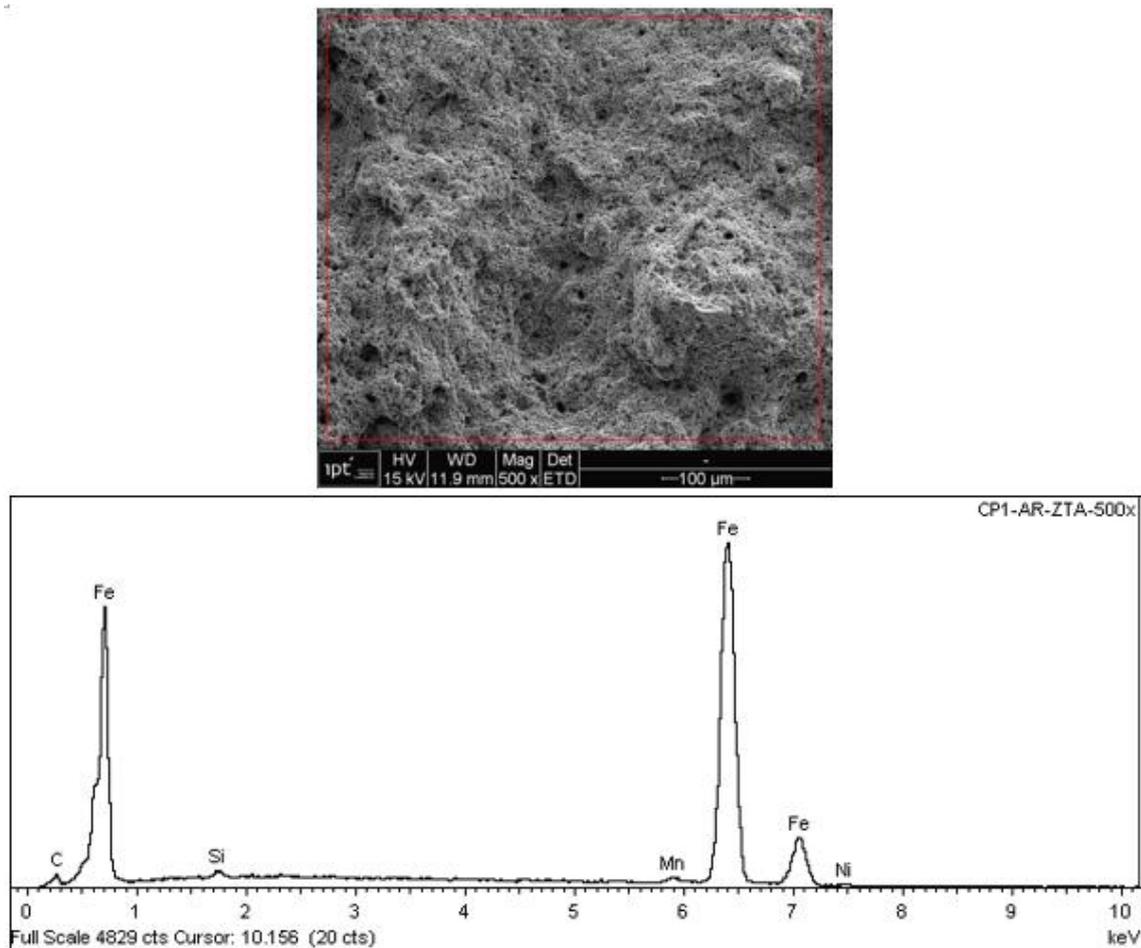


Figura 5.35 - Localização e espectro de dispersão de energia obtido para uma região da superfície de fratura. CP4 ZTA Ar.

Neste espectro não encontramos evidências de oxigênio que poderia caracterizar um produto de corrosão.

5.7.1.3 Exames fractográficos CP2 Solda Etanol

As Figura 5.36 e Figura 5.37 apresentam o aspecto microfractográfico do corpo de prova CP2 Solda Etanol. Observam-se duas regiões de propagação: uma região periférica, com extensão de cerca de 200 μm , que corresponde à propagação da trinca de corrosão sob tensão e a região central que corresponde a propagação instável da trinca. A Figura 5.36 apresenta detalhes da região de propagação da trinca de corrosão sob tensão caracterizada pela presença de facetas que parecem seguir os planos de clivagem dos grãos até

que atingem a região de início da ruptura onde observa-se então presença de alvéolos onde ocorre a fase final de crescimento da trinca e rompimento do corpo de prova. Também é possível observar que a trinca foi nucleada no entalhe usinado do corpo de prova e que apresentou ramificações ou trincas secundárias que formaram degraus na superfície de fratura. Há uma mudança significativa no micromecanismo de fratura quando comparados ao CPs ensaiados ao ar.

Na Figura 5.37 apresenta-se a região de propagação instável (fratura final), caracterizada pelo mecanismo de formação e coalescência de alvéolos que indica o comportamento dúctil do aço.

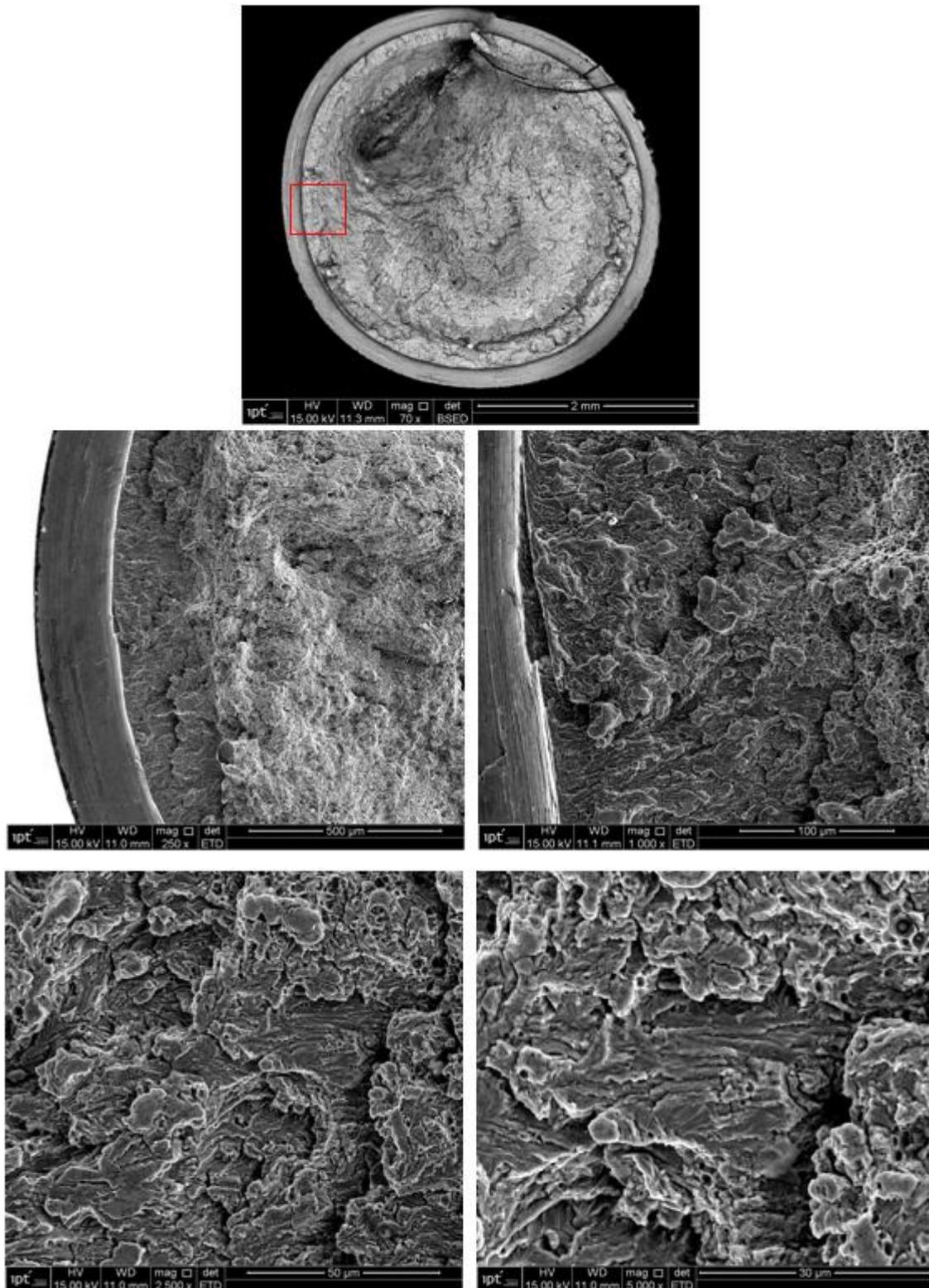


Figura 5.36 - Vista geral e detalhes da região de propagação da trinca de corrosão sob tensão. CP2 Solda Etanol. As facetas parecem seguir os planos de clivagem dos grãos.

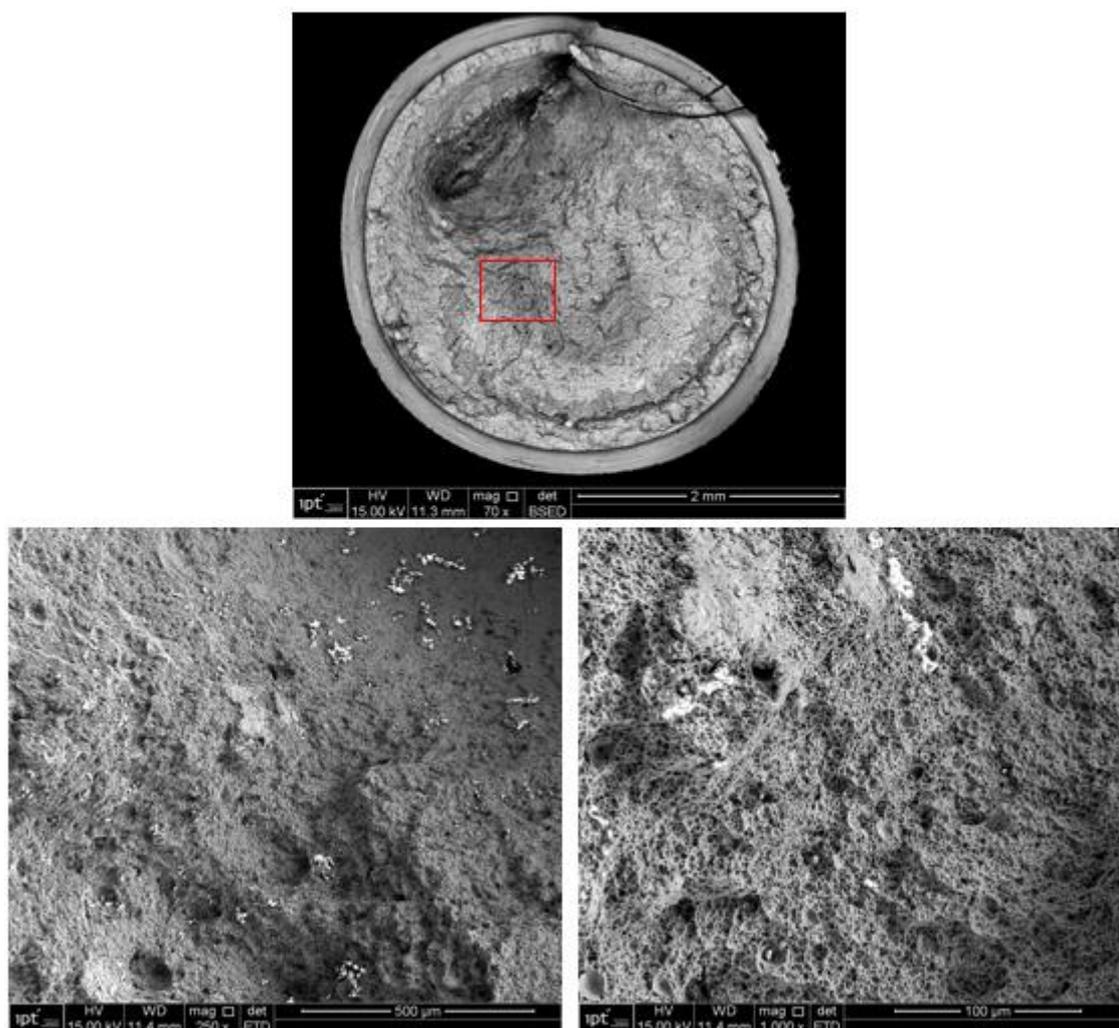


Figura 5.37 - Vista geral e detalhes da região de propagação instável da trinca. CP2 Solda Etanol evidenciando o mecanismo de coalescência de alvéolos, característico de comportamento dúctil.

As Figura 5.38 e Figura 5.39 apresentam os espectros das análises por dispersão de energia realizadas nas regiões de propagação da trinca de corrosão sob tensão e de fratura final (propagação instável). Eles evidenciam a presença de O (oxigênio), Fe (ferro) e Mn (manganês).

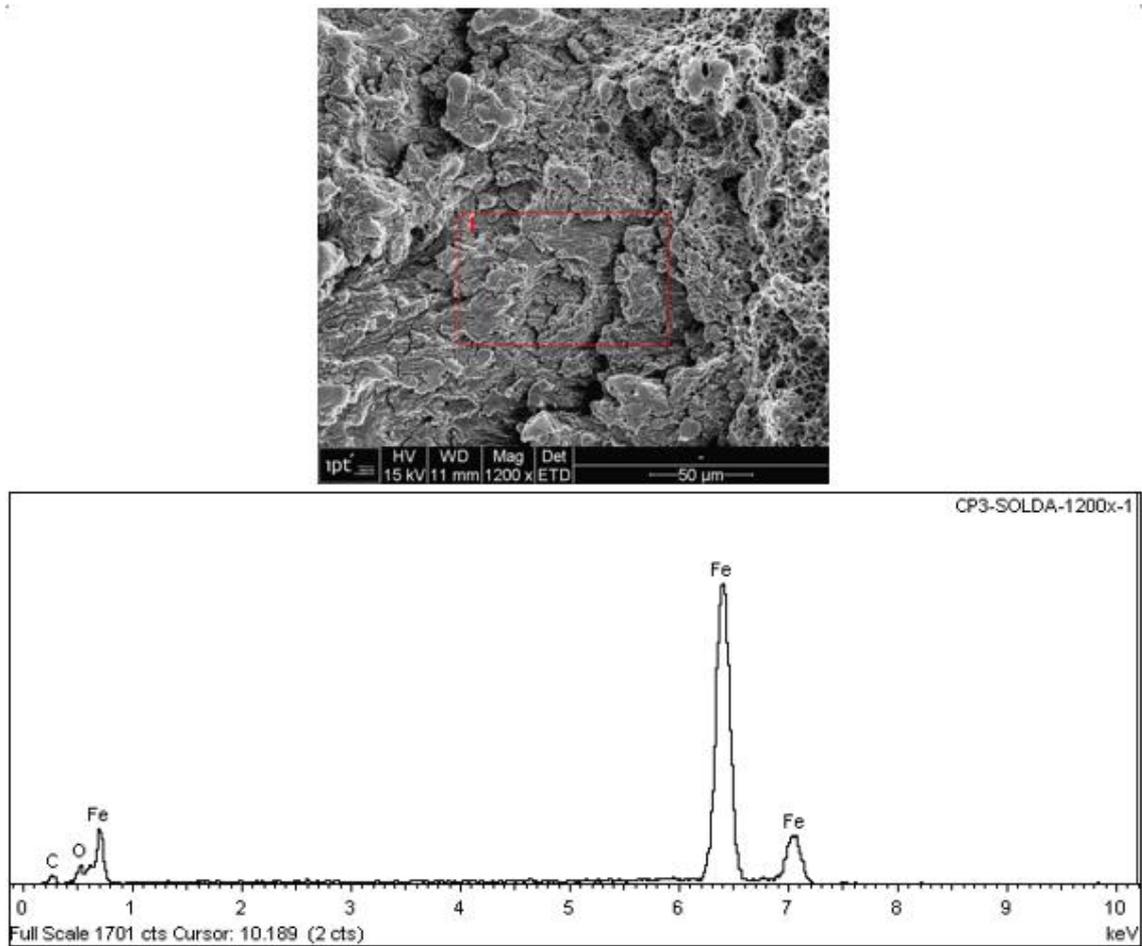


Figura 5.38 - Localização e espectro da análise por dispersão de energia obtido para uma região de propagação da trinca de corrosão sob tensão. CP2 Solda Etanol.

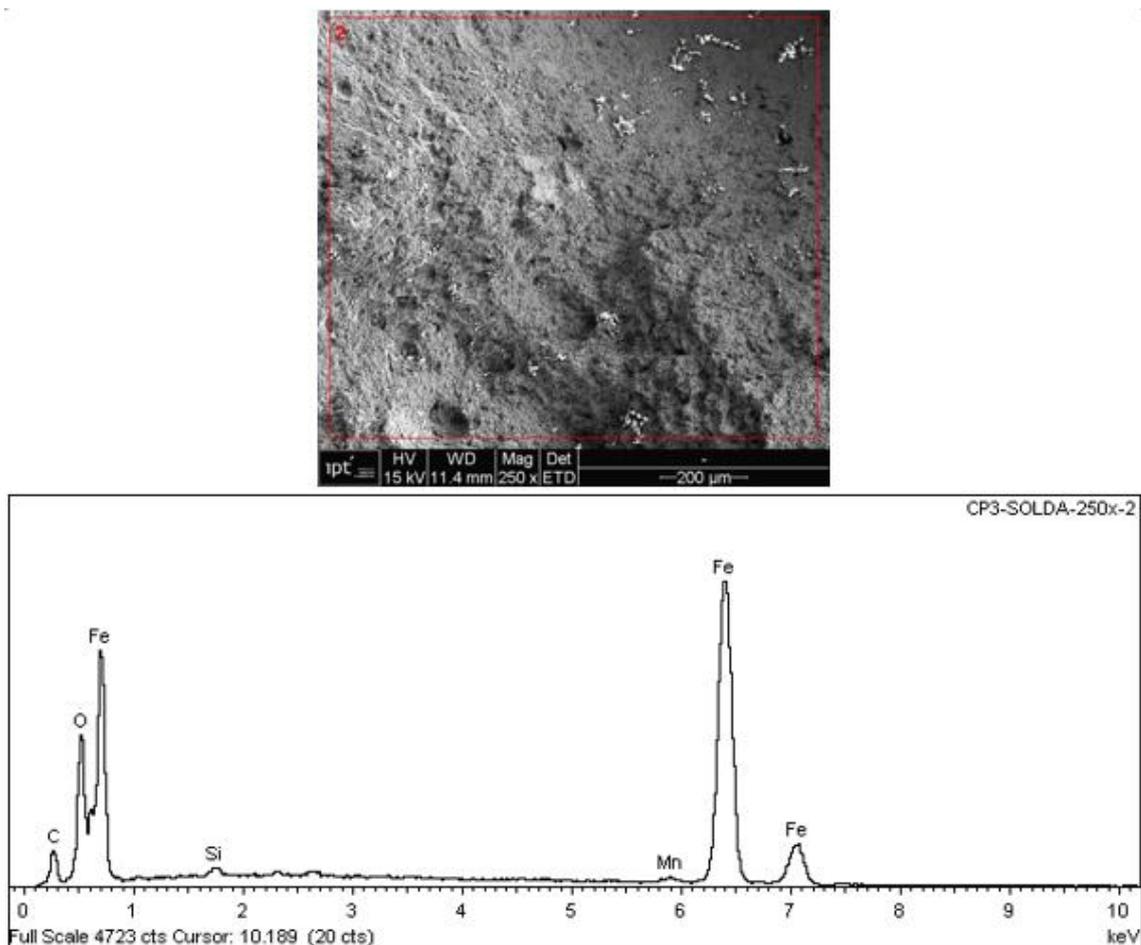


Figura 5.39 - Localização e espectro da análise por dispersão de energia obtido para uma região de propagação instável da trinca (fratura final). CP2 Solda Etanol.

5.7.1.4 Exames fractográficos CP5 ZTA etanol

O aspecto microfractográfico do corpo de prova CP5 ZTA Etanol é apresentado nas Figura 5.40 e Figura 5.41. Novamente, observam-se duas regiões de propagação: uma região periférica, com extensão de 600 μm, que corresponde à propagação da trinca de corrosão sob tensão e a região central que corresponde a fratura final do corpo de prova.

A região de propagação da trinca por corrosão sob tensão teve nucleação no entalhe usinado do corpo de prova e é caracterizada por facetas que parecem seguir os planos de clivagem dos grãos (Figura 5.40). Adicionalmente, a

propagação envolveu ramificações ou trincas secundárias que formaram cerca de 4 a 5 degraus na superfície de fratura.

A região de fratura instável apresentou fratura dúctil pelo mecanismo de formação e coalescência de alvéolos, conforme ilustra a Figura 5.41.

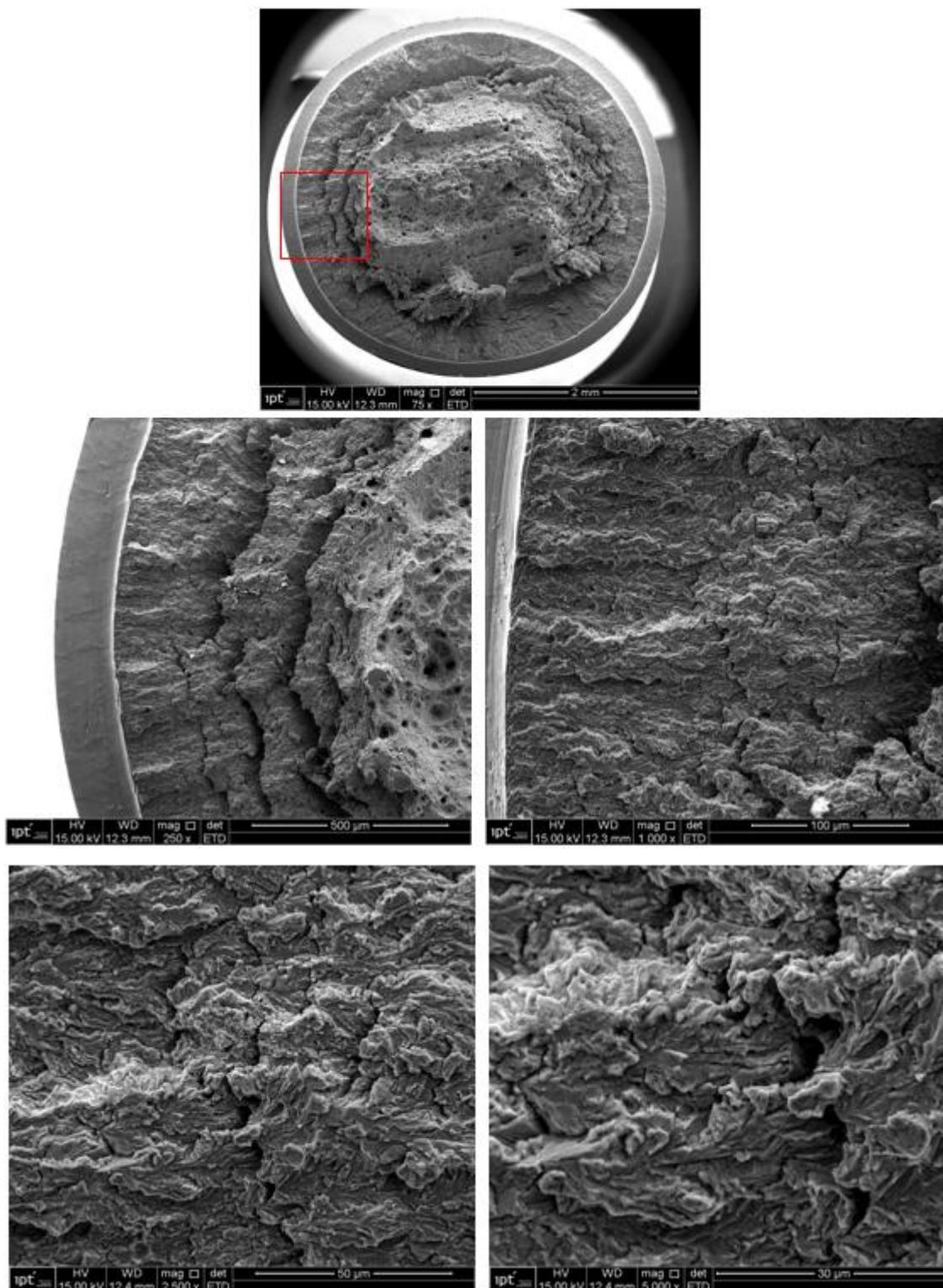


Figura 5.40 - Vista geral e detalhes da região de propagação da trinca de corrosão sob tensão na periferia do corpo de prova CP5 ZTA Etanol. Note a formação de facetas e degraus na superfície de fratura.

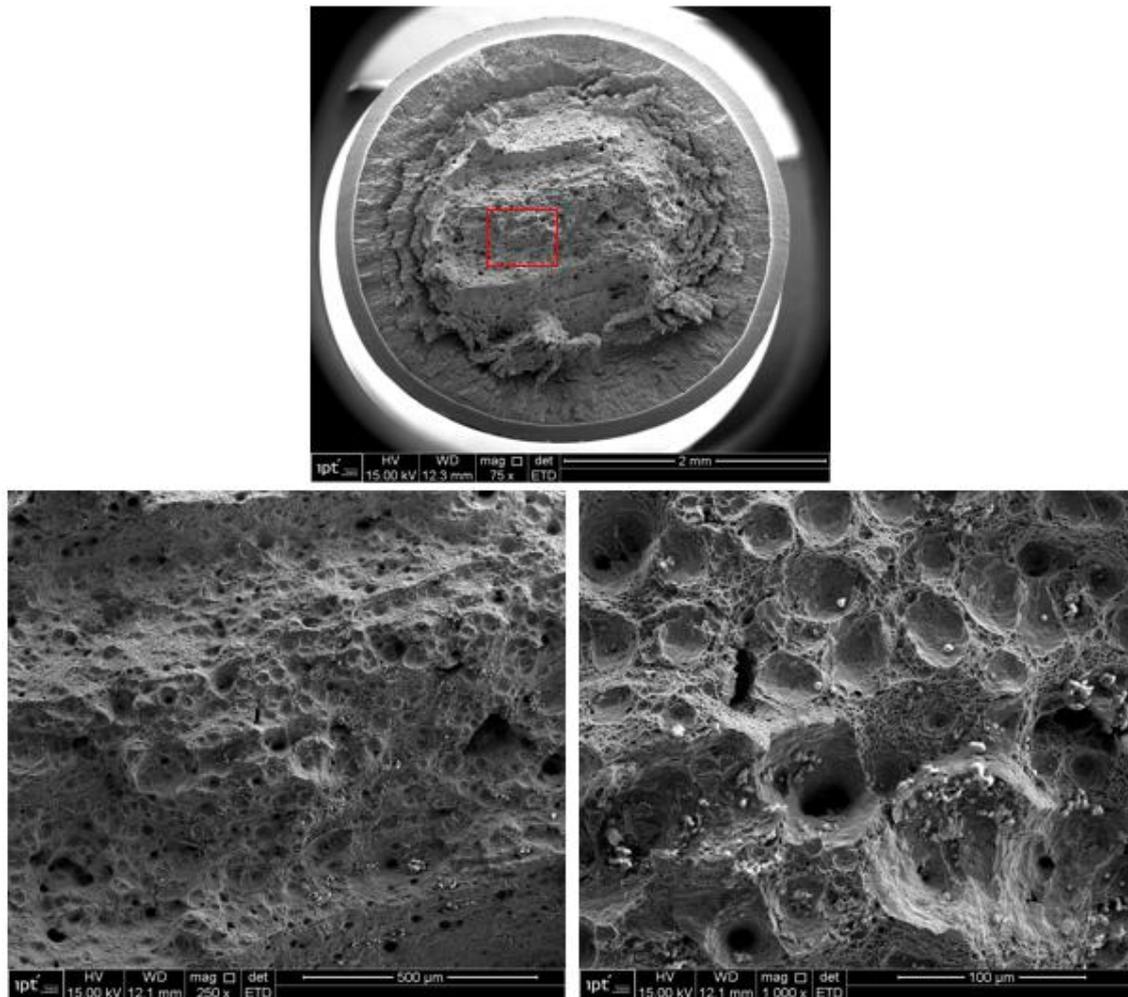


Figura 5.41 - Vista geral e detalhes da região de propagação estável da trinca do corpo de prova CP5 ZTA Etanol evidenciando o mecanismo de formação e coalescência de alvéolos.

Os espectros das análises de dispersão de energia obtidos nas regiões de propagação estável e de propagação instável são apresentados nas Figura 5.42 e Figura 5.43. Eles evidenciam a presença de C (carbono), O (oxigênio), Fe (ferro) e Mn (manganês).

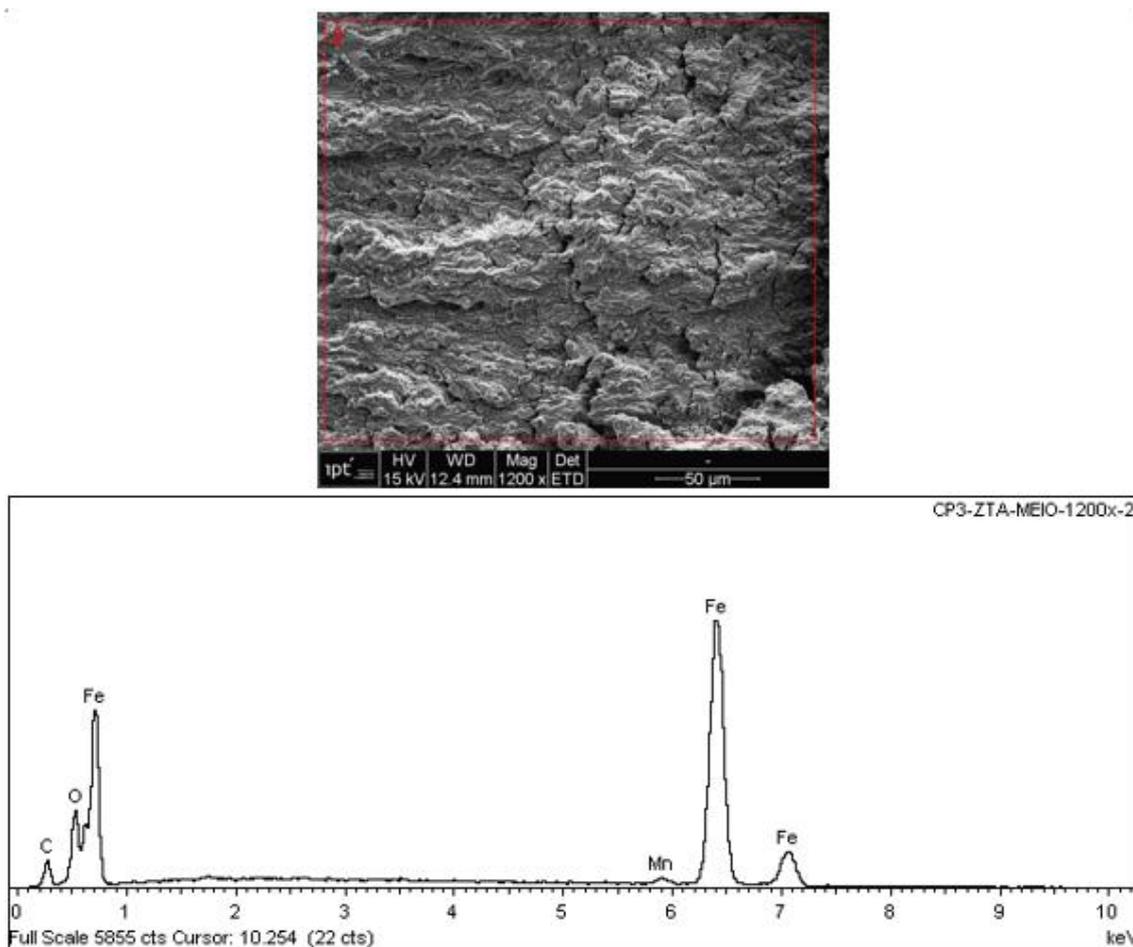


Figura 5.42 - Espectro da análise por dispersão de energia obtido para uma região de propagação da trinca de corrosão sob tensão. CP5 ZTA Etanol.

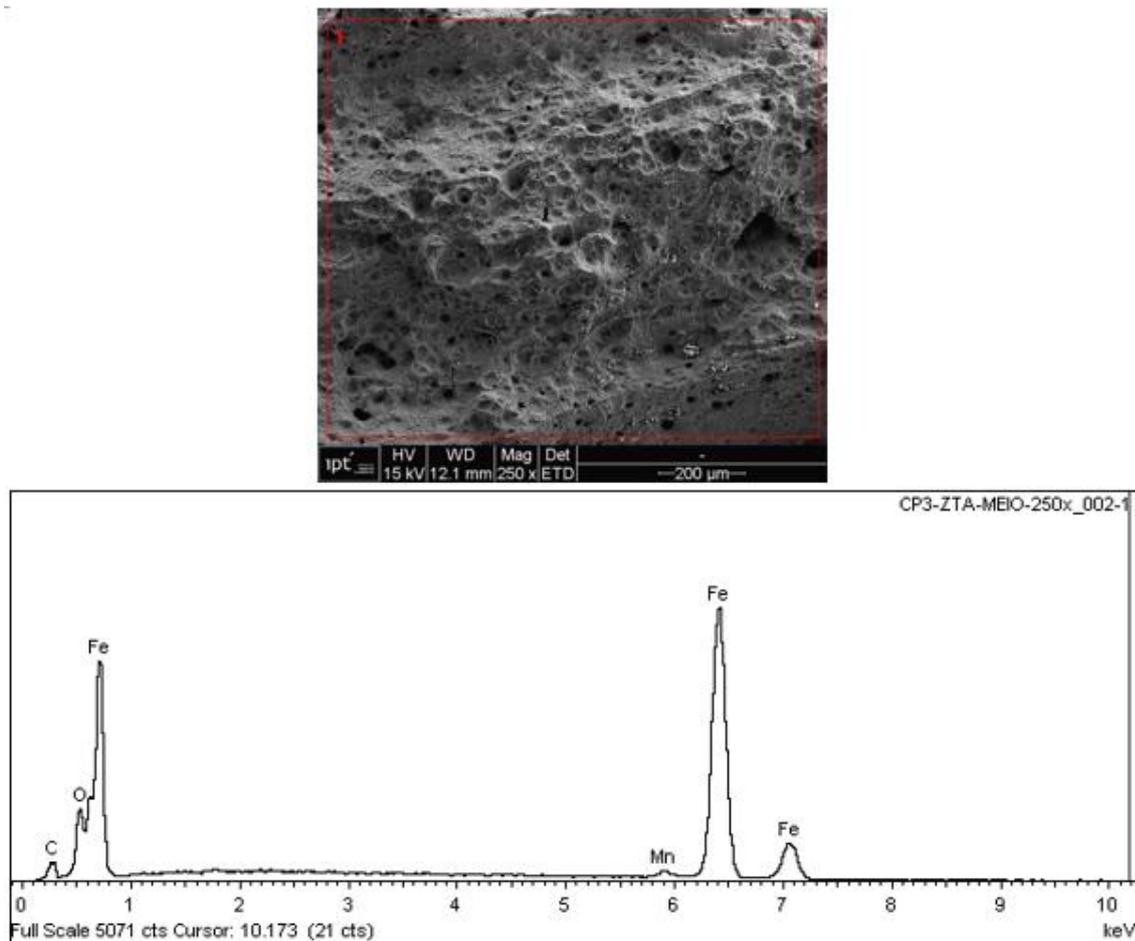


Figura 5.43 - Espectro da análise por dispersão de energia obtido para uma região de propagação instável da trinca (fratura final). CP5 ZTA Etanol.

Note que para os ensaios ocorridos ao ar, o corpo de prova rompeu fora da região do entalhe e para os corpos de provas ensaiado em etanol, o rompimento ocorreu exatamente na região do entalhe. Isto é justificado conforme LANDIM et al. [73] afirma que o entalhe apresenta uma região preferencial para o surgimento e propagação da trinca. Pode se dizer também que além de uma região preferencial, esta área entalhada contribui para nucleação/propagação da trinca devido a exposição de uma maior área do material ao meio agressivo, conforme TORKKELI et al. [74] e GOODMAN E SINGH [72], inclusões podem catalisar a oxidação pois estas sofrem dissolução na superfície facilitando a nucleação ou mesmo a propagação da trinca.

Em seu trabalho, BREITENBACH [47] menciona os mesmos comportamentos de um aço API 5L X70 encontrados neste trabalho apresentando as superfícies

de fratura com presença de alvéolos para os CPs que foram ensaiados ao ar e superfície de fratura com presença de facetas características da propagação lentamente da trinca para os CPs ensaios em etanol conforme demonstrado na Figura 5.44. Porém em seu trabalho foi estudado somente o metal de base.

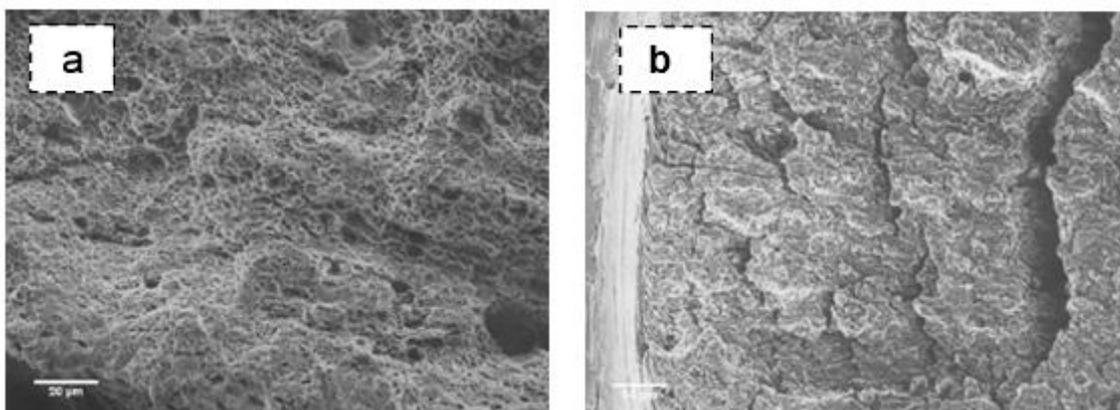


Figura 5.44 - Superfície de fratura do CP de aço API 5L X70 ensaiado ao ar (a), superfície de fratura do CP ensaiado em etanol (b). [47]

5.8 Ensaios de propagação de trinca por fadiga

5.8.1 ΔK_{lim} – Threshold

A Figura 5.45 mostra a curva obtida no ensaio de fadiga com ΔK decrescente ensaiado ao ar com o entalho na região da solda. O valor de ΔK_{lim} foi determinado a partir da linha reta ajustada para os últimos pontos entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo, aplicando-se uma regressão linear, conforme pode ser visto no gráfico da Figura 5.46.

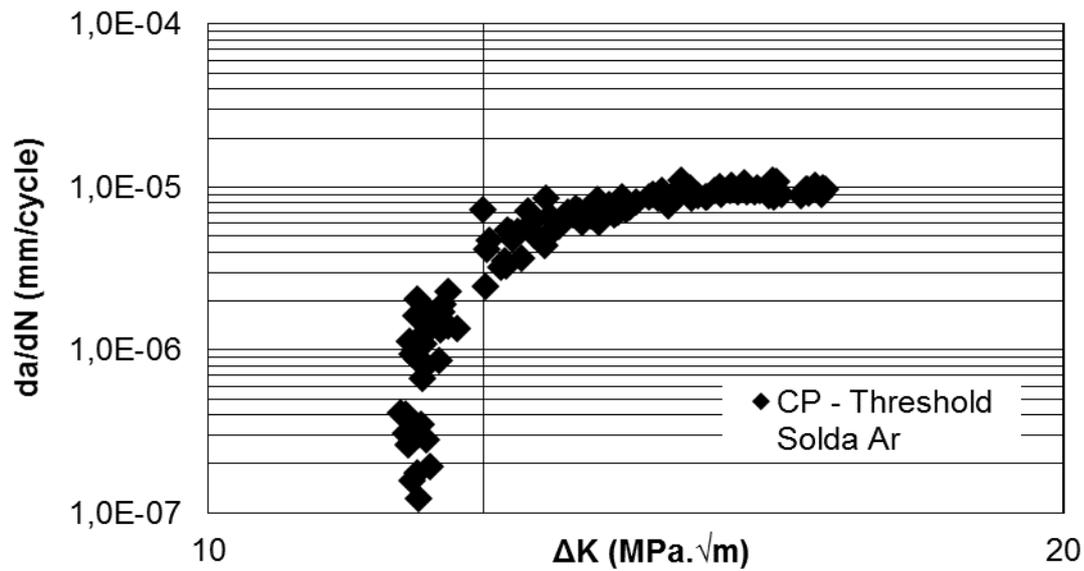


Figura 5.45 - Curva obtida a partir do ensaio com ΔK decrescente. Região I.

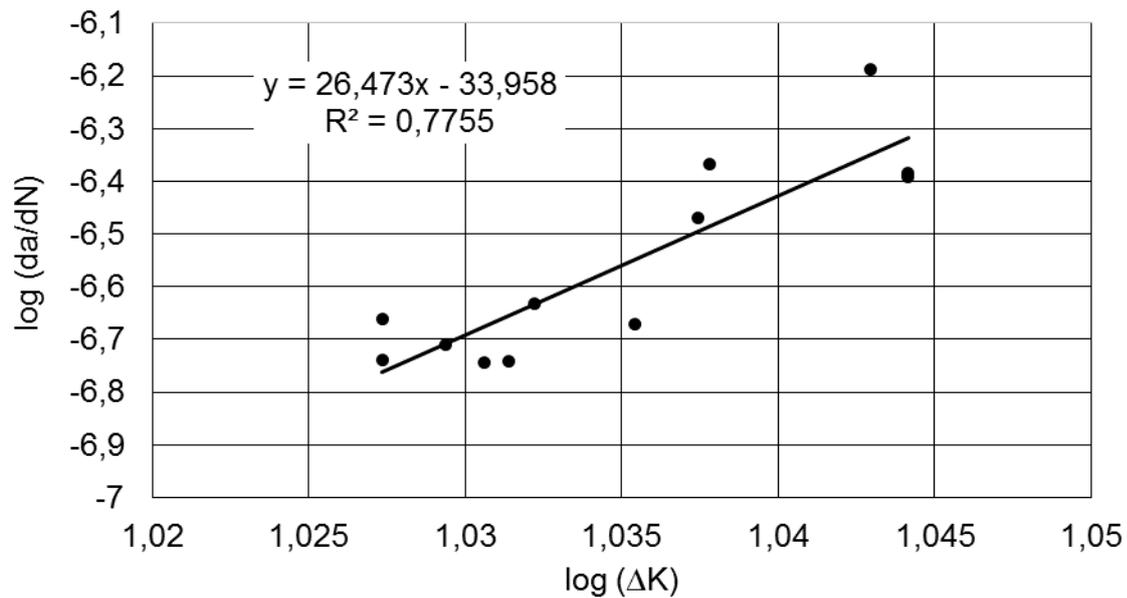


Figura 5.46 - Linha reta ajustada obtida a partir dos últimos pontos entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo da Figura 5.45.

Para a correção da curva $da/dN \times \Delta K$ obtida no corpo de prova CP5 TH, relação $B/W=0,5$, foi realizada a interpolação linear por meio dos tamanhos de trinca obtidos pela VFE. A medição do entalhe foi de 3,30 mm (média) e o comprimento de trinca final por fadiga igual a 12,80 mm (Figura 5.47).

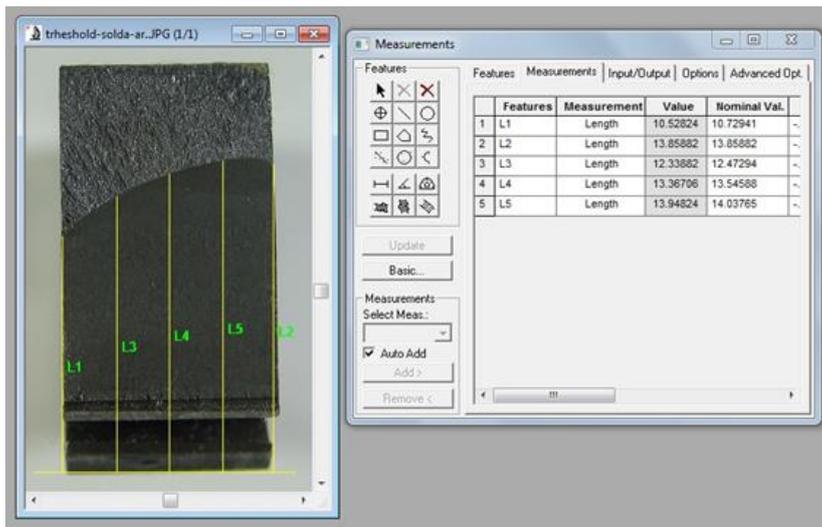


Figura 5.47 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,80 mm no CPth.

Assim, para uma taxa da/dN igual a 10^{-7} mm/ciclo, o valor de ΔK_{lim} é de aproximadamente $10,43 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, logo, este é o valor aproximado de ΔK_{lim} encontrado para o metal de solda do tubo de aço API 5L X70.

Foram obtidos pelo menos cinco pontos entre 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo para a determinação do ΔK_{lim} , conforme recomenda a norma ASTM E647 [60].

5.8.2 Curvas da/dN x ΔK dos ensaios realizados ao ar

5.8.2.1 Ensaios da solda ao ar.

A partir de ensaios de propagação de trinca realizados nos 04 corpos de prova conforme Tabela 5.6, obtiveram-se as curvas de Paris-Erdogan para os CPs do tipo SEN(B), com relação B/W iguais a 0,5. Para a obtenção das curvas corrigidas, foram executadas as correções, de forma conveniente para cada CP, conforme descrito no Capítulo 4.7 desta tese.

Tabela 5.6 - Corpos de prova para o ensaio de fadiga.

Corpo de Prova	Local da Trinca	Meio
CP 1	Solda	Ar
CP 2	Solda	Ar
CP 3	Solda	Ar
CP 4	Solda	Ar

A Figura 5.48 demonstra a propagação da trinca no cordão de solda ocorrida nos corpos de prova.

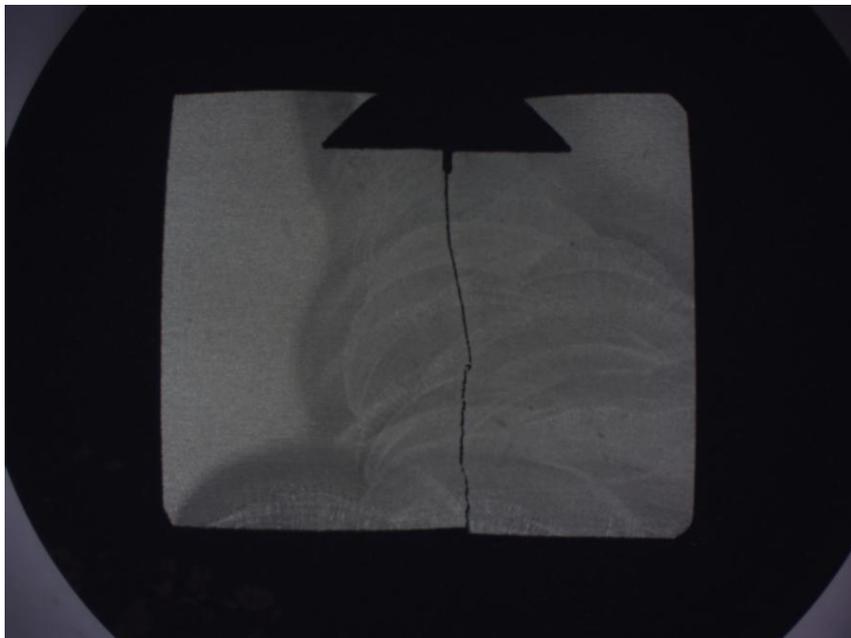


Figura 5.48 - Propagação da trinca na região da solda.

Para a correção da curva $da/dN \times \Delta K$ obtida no corpo de prova CP1, relação $B/W=0,5$, foi realizada a interpolação linear por meio dos tamanhos de trinca obtidos pela VFE. A medição do entalhe foi de 3,30 mm (média) e o comprimento de trinca final por fadiga igual a 10,78 mm, Figura 5.49.

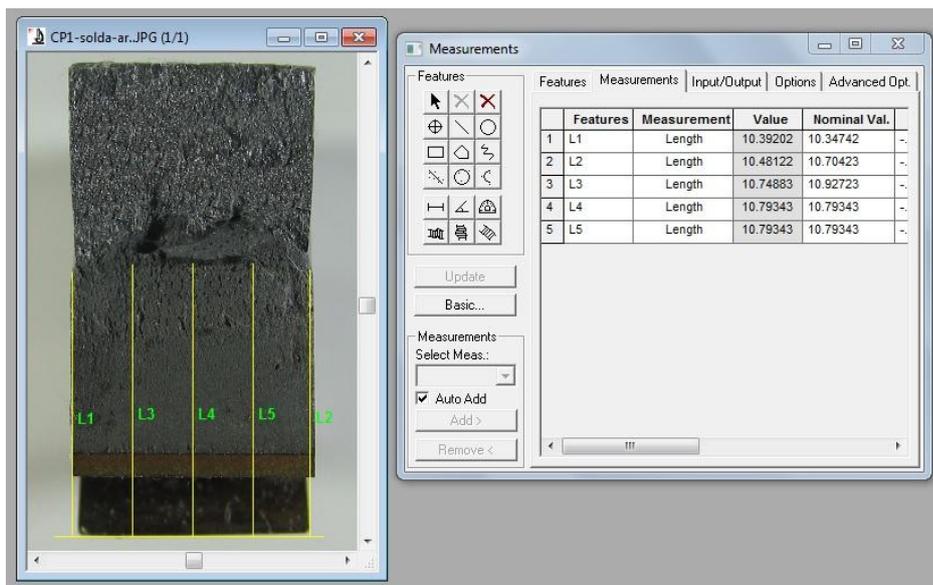


Figura 5.49 - Medição de trinca final por fadiga igual a 10,78 mm no CP1.

A Figura 5.50 a seguir revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova CP1 com relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 24 e 55 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

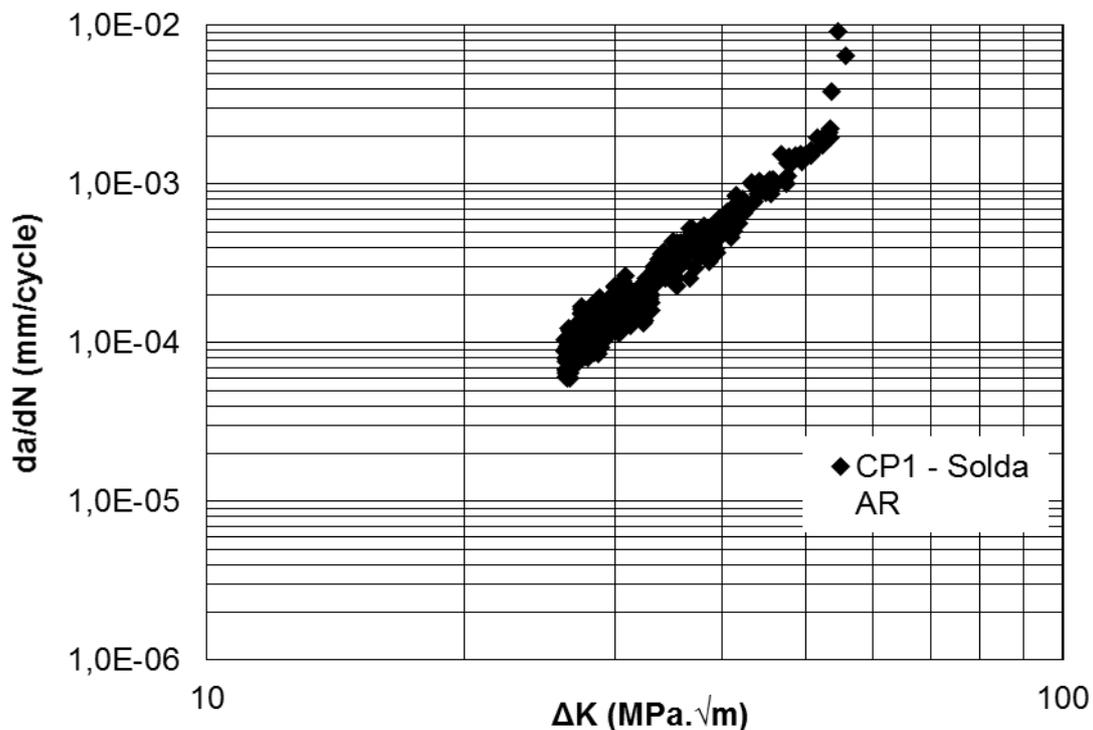


Figura 5.50 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP1 corrigido.

As Figura 5.51 e Figura 5.52 apresentam os resultados das medições do entalhe e trinca final por fadiga para o CP2. O entalhe foi de 3,30 mm, a pré trinca foi de 4,75mm e tamanho de trinca final de fadiga igual a 11,80 mm.

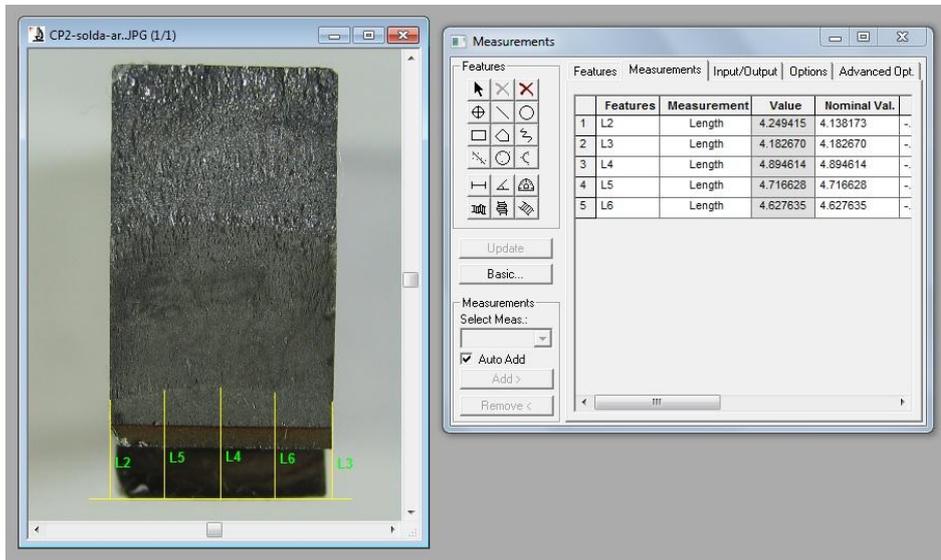


Figura 5.51 - Medição de pré trinca final por fadiga igual a 3,30 mm no CP2.

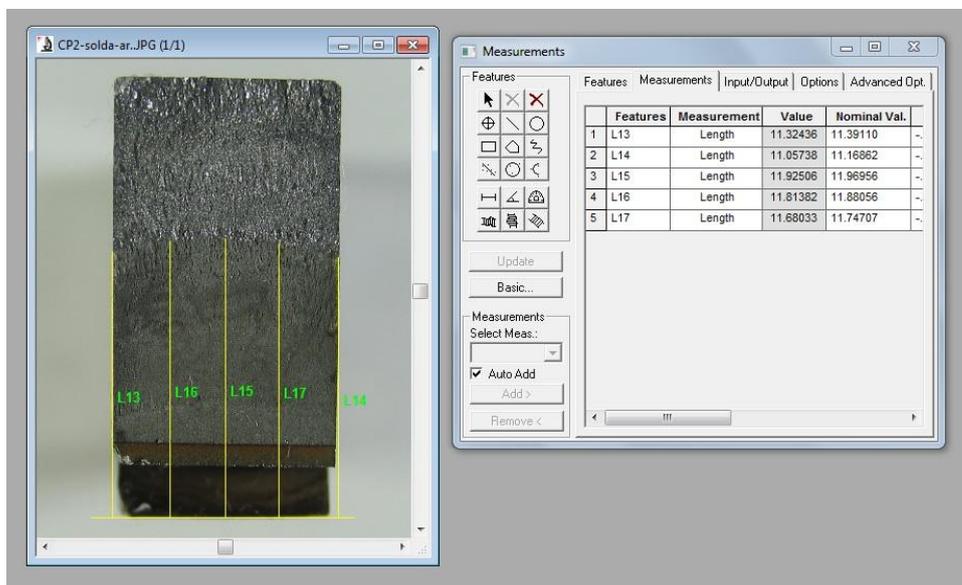


Figura 5.52 - Medição de trinca final por fadiga igual a 11,80 mm no CP2.

A Figura 5.53 revela a curva da/dN x ΔK corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova com relação CP2, relação B/W = 0,5. Os valores das

taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 18 e 47 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

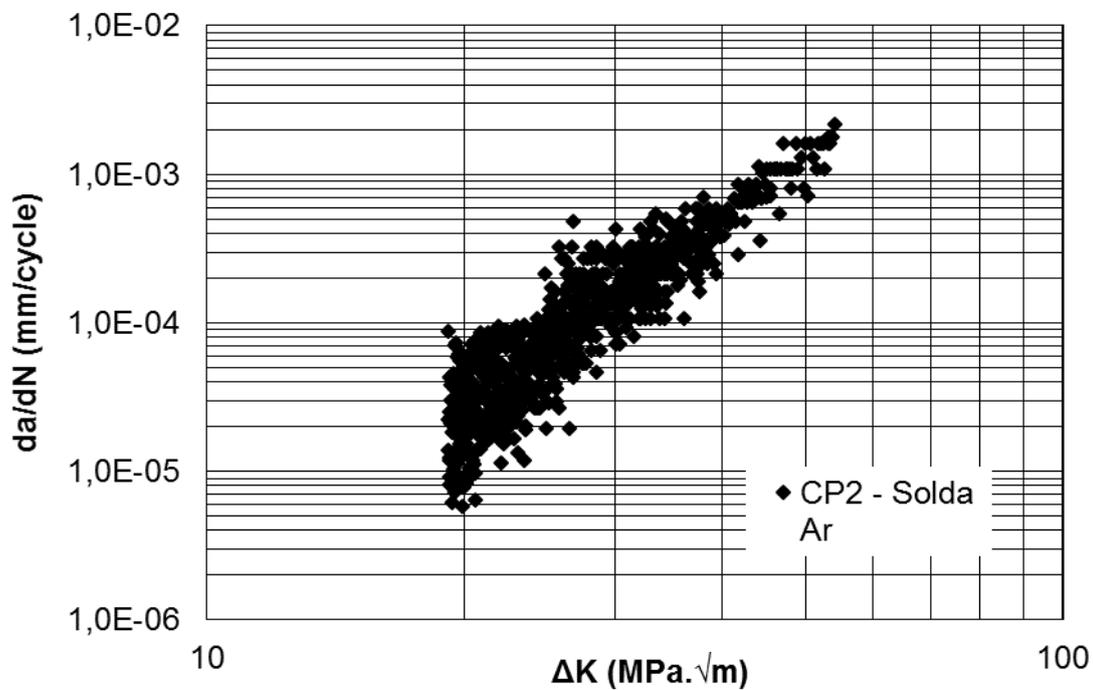


Figura 5.53 - Curva da/dN x ΔK para o CP2 corrigido.

A Figura 5.54 apresenta os resultados das medições do entalhe e trinca final por fadiga para o CP3. O entalhe foi de 3,30 mm, a pré trinca foi de 4,75 mm e tamanho de trinca final de fadiga igual a 12,93 mm.

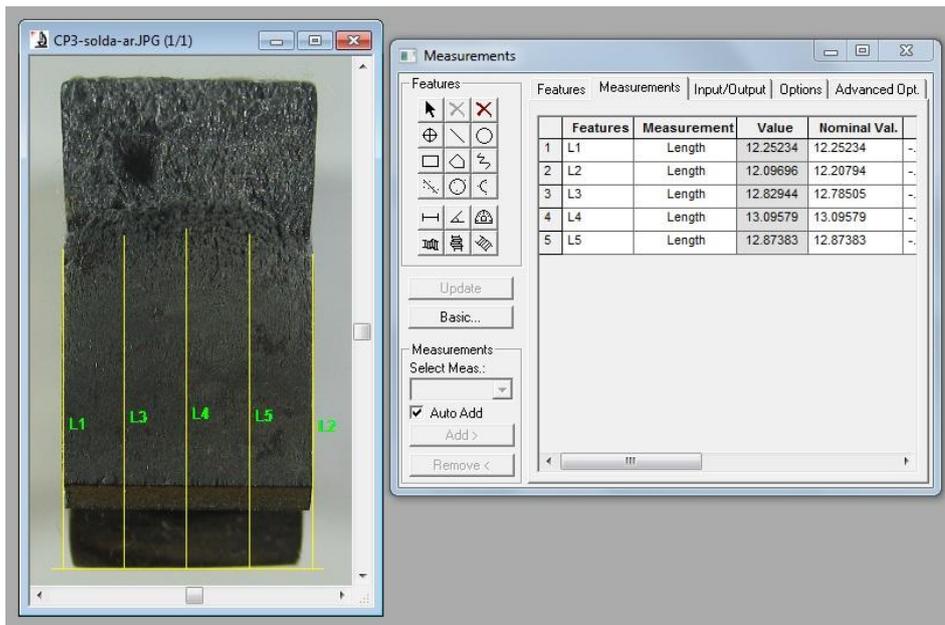


Figura 5.54 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,93 mm no CP3.

A Figura 5.55 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova CP3, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 16 e 49 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

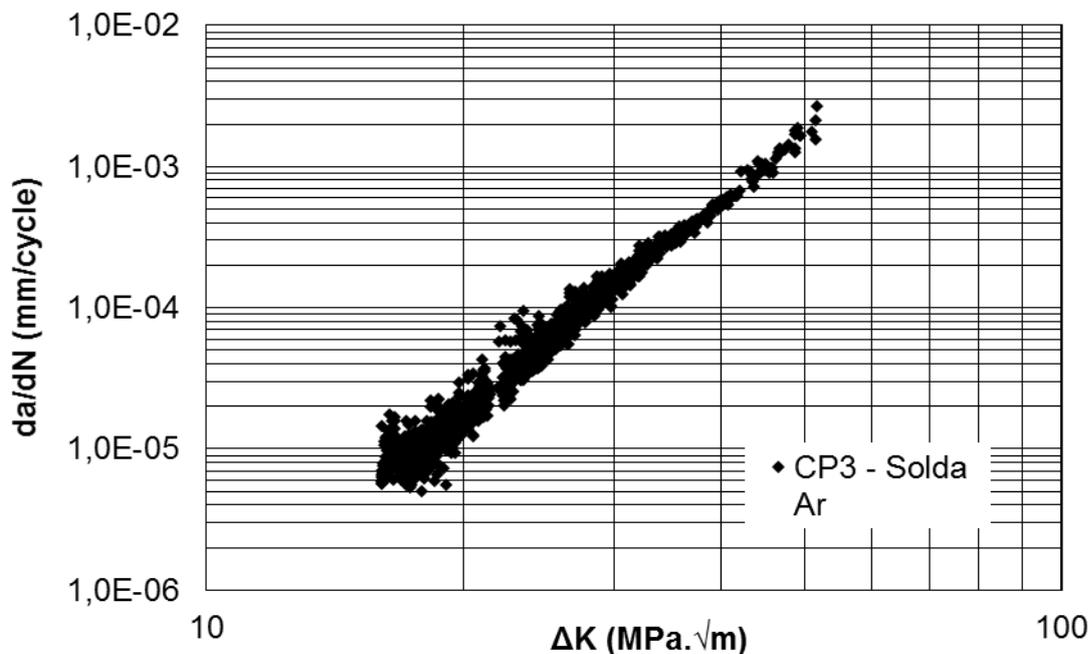


Figura 5.55 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP3 corrigido.

A Figura 5.56 apresenta os resultados das medições do entalhe e trinca final por fadiga para o CP4. O entalhe foi de 3,30 mm, a pré trinca foi de 4,75 mm e tamanho de trinca final de fadiga igual a 11,33 mm.

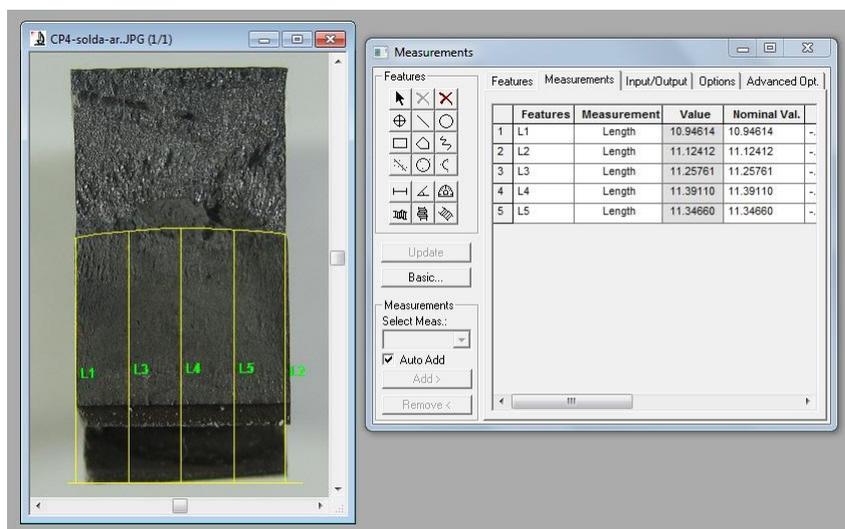


Figura 5.56 - Medição de trinca final por fadiga igual a 11,33 mm no CP4.

A Figura 5.57 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova CP4, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 17 e 44 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

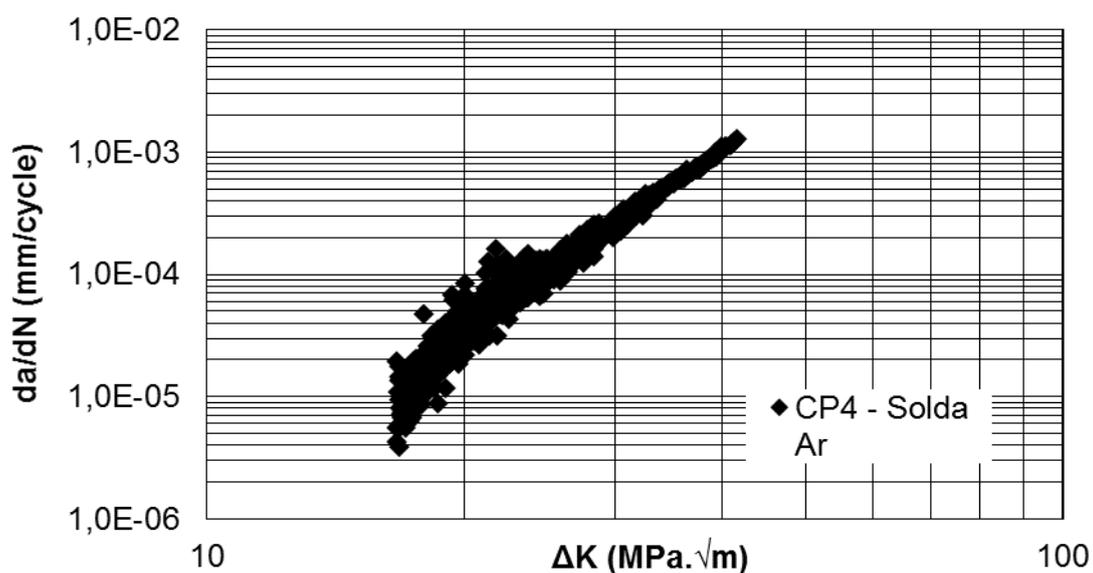


Figura 5.57 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP4 corrigido.

A Figura 5.58 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para todos os corpos de prova da solda ensaiados ao ar, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 16 e 55 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

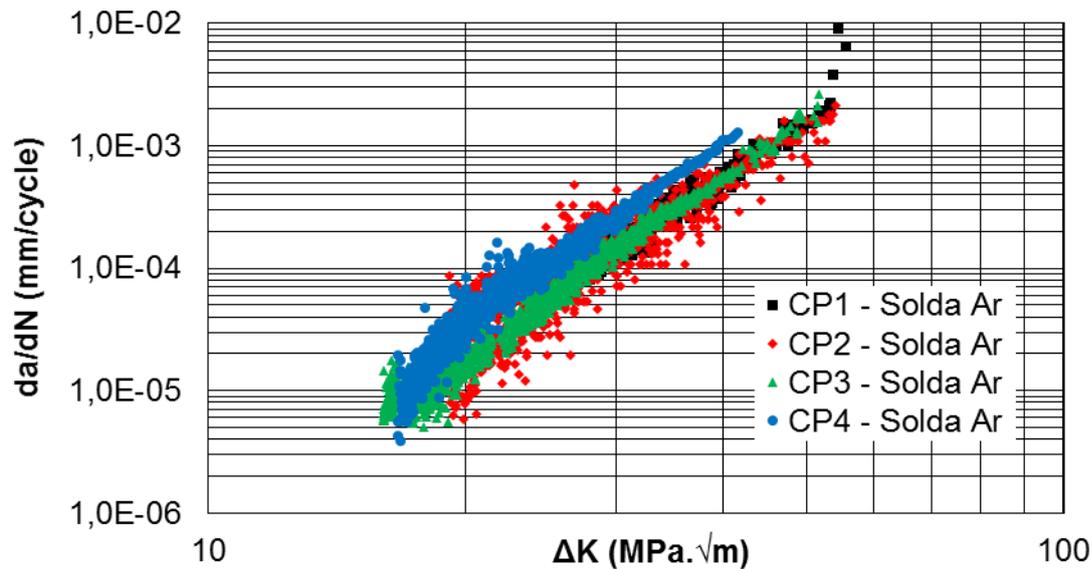


Figura 5.58 - Curva $da/dN \times \Delta K$ de todos os CPs.

5.8.2.2 Ensaios da ZTA ao ar

A partir de ensaios de propagação de trinca realizados em 02 corpos de prova com entalhe na ZTA conforme Tabela 5.7, obtiveram-se as curvas de Paris-Erdogan para os CPs do tipo SEN(B), com relação B/W iguais a 0,5. Para a obtenção das curvas corrigidas, foram executadas as correções, de forma conveniente para cada CP, conforme descrito no Capítulo 4.7 desta tese.

Tabela 5.7 - Corpos de prova para o ensaio de fadiga.

Corpo de Prova	Local da Trinca	Meio
CP 6	ZTA	Ar
CP 7	ZTA	Ar

A Figura 5.59 demonstra a propagação da trinca na ZTA ocorrida nos corpos de prova.



Figura 5.59 - Propagação da trinca na região da ZTA.

Nota-se que neste caso a trinca iniciou sua propagação na ZTA mas ao decorrer do ensaio se propagou na linha de fusão entre o cordão de solda e a ZTA.

Para a correção da curva $da/dN \times \Delta K$ obtida no corpo de prova CP6, relação $B/W=0,5$, foi realizada a interpolação linear por meio dos tamanhos de trinca obtidos pela VFE. A medição do entalhe foi de 2,80 mm (média) e o comprimento de trinca final por fadiga igual a 12,17 mm, Figura 5.60.

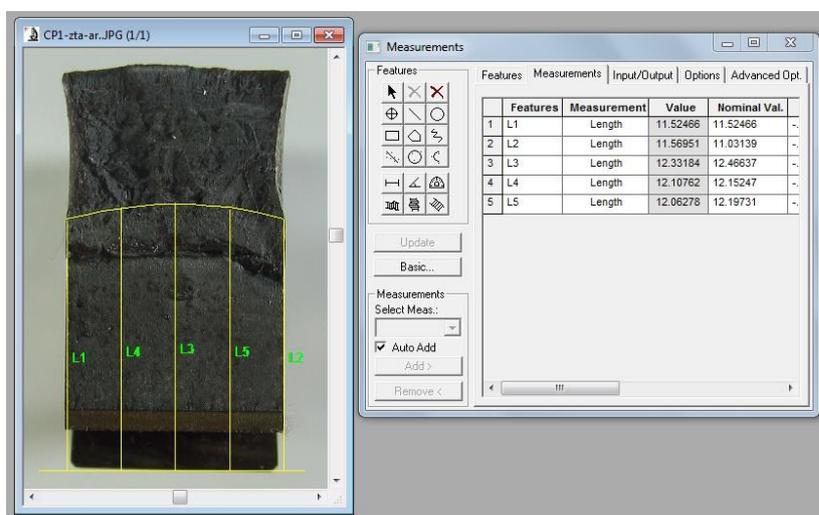


Figura 5.60 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,17 mm no CP6.

A Figura 5.61 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova CP6, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 17 e 54 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

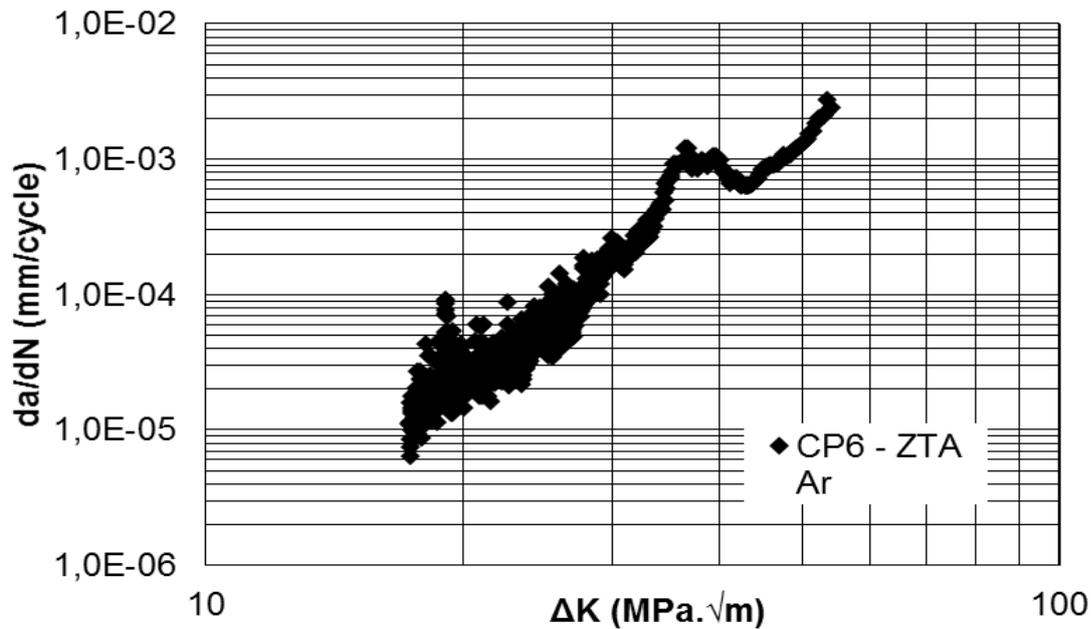


Figura 5.61 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP6 corrigido.

Para a correção da curva $da/dN \times \Delta K$ obtida no corpo de prova CP7, relação $B/W=0,5$, foi realizada a interpolação linear por meio dos tamanhos de trinca obtidos pela VFE. A medição do entalhe foi de 2,80 mm (média) e o comprimento de trinca final por fadiga igual a 12,56 mm, Figura 5.62.

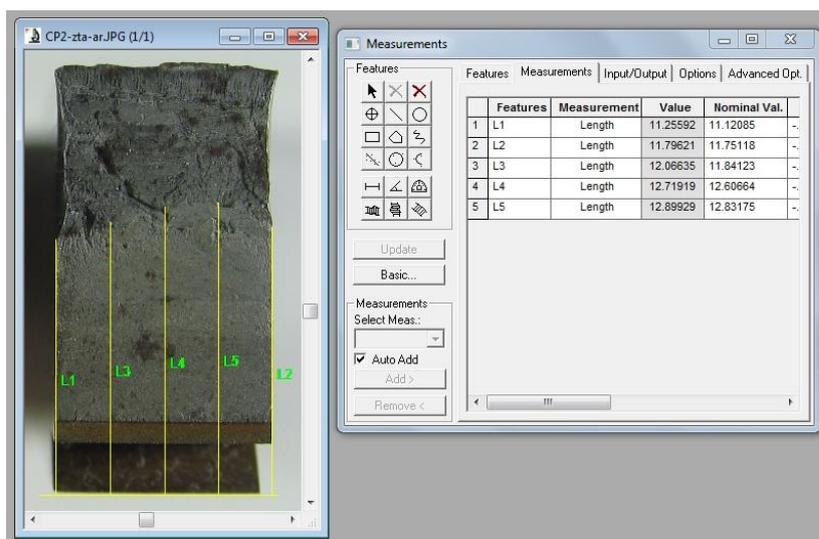


Figura 5.62 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,56 mm no CP7.

A Figura 5.63 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova CP7, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 17 e 55 MPa.m^{1/2}.

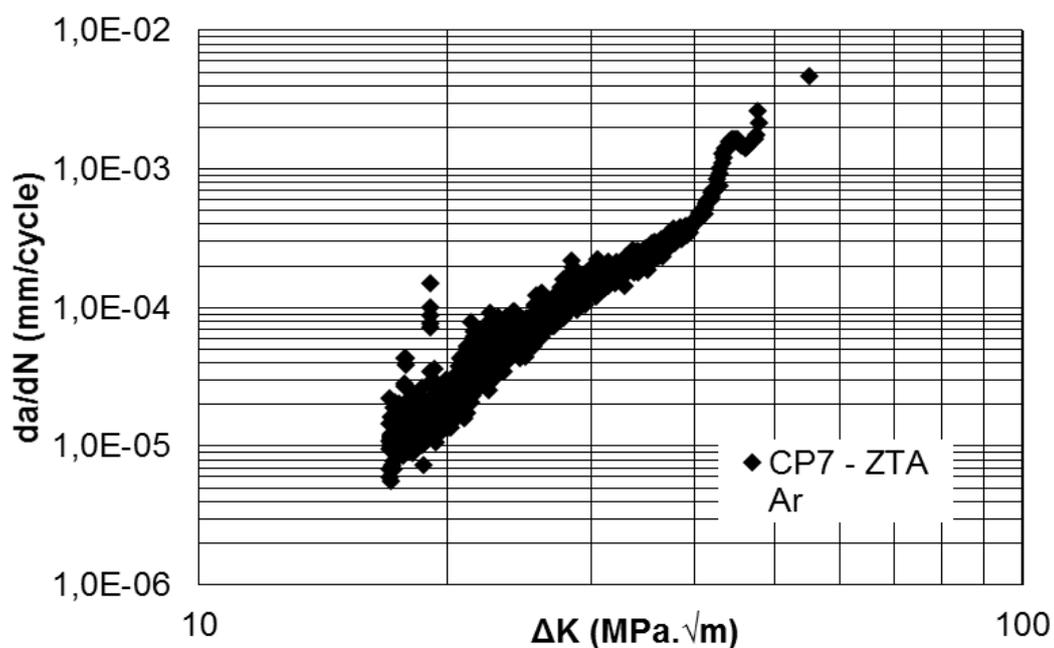


Figura 5.63 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP7 corrigido.

A Figura 5.64 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para os CP6 e CP7, ZTA ensaiados ao ar, relação B/W = 0,5. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 17 e 55 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

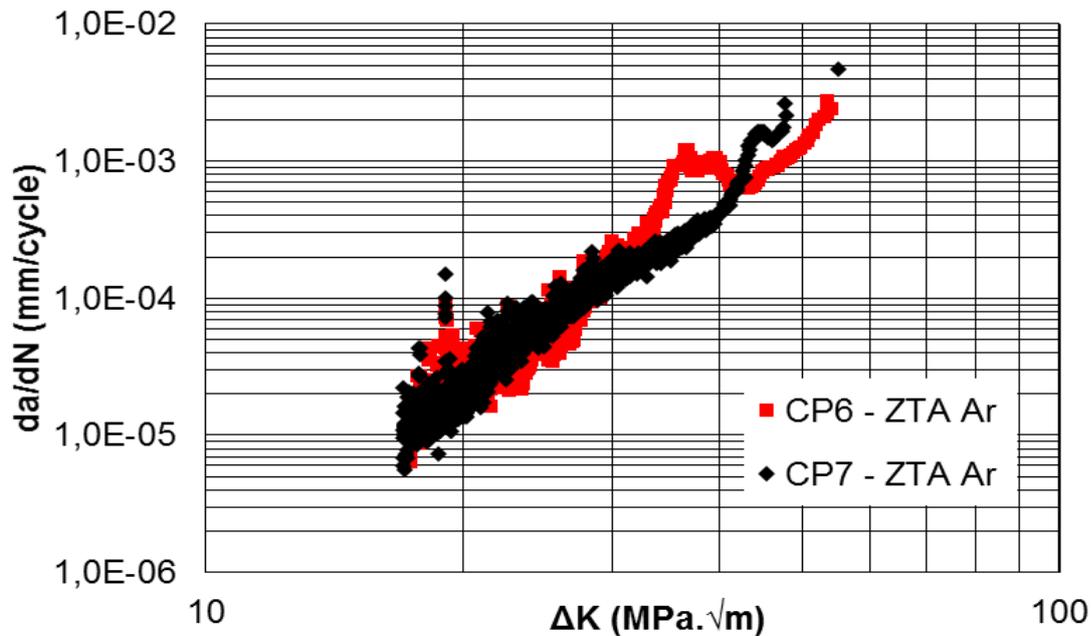


Figura 5.64 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP6 e CP7 e sua média corrigidos.

5.8.3 Curvas $da/dN \times \Delta K$ dos ensaios realizados em etanol

5.8.3.1 Ensaios da solda em etanol

A partir de ensaios de propagação de trinca realizados em 02 corpos de prova com entalhe na solda conforme Tabela 5.8, obtiveram-se as curvas de Paris-Erdogan para os CPs do tipo SEN(B), com relação B/W iguais a 0,5. Para a obtenção das curvas corrigidas, foram executadas as correções, de forma conveniente para cada CP, conforme descrito no Capítulo 4.7 desta tese.

Tabela 5.8 - Corpos de prova para o ensaio de fadiga.

Corpo de Prova	Local da Trinca	Meio
CP 8	Solda	Etanol
CP 9	Solda	Etanol

A Figura 5.65 demonstra a propagação da trinca no cordão de solda ocorrida nos corpos de prova.



Figura 5.65 - Propagação da trinca na região da solda.

Para a correção da curva $da/dN \times \Delta K$ obtida no corpo de prova CP8, relação $B/W=0,5$, foi realizada a interpolação linear por meio dos tamanhos de trinca obtidos pela VFE.

A Figura 5.66 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova CP8, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 18 e 52 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

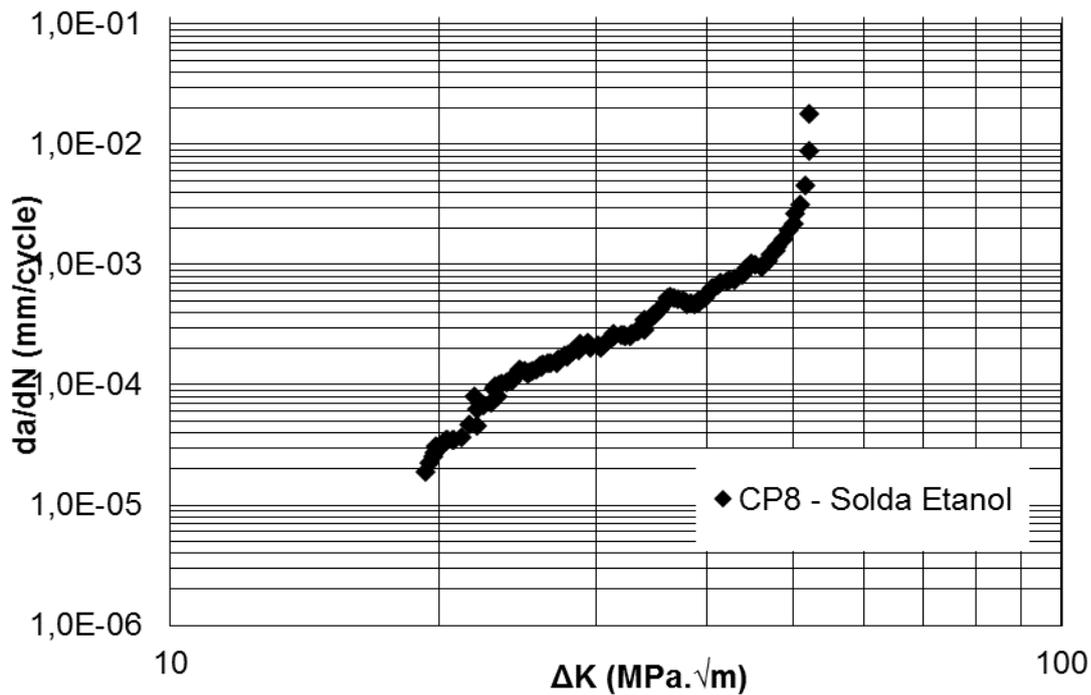


Figura 5.66 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP8 corrigido.

Para a correção da curva $da/dN \times \Delta K$ obtida no corpo de prova CP9, relação $B/W=0,5$, foi realizada a interpolação linear por meio dos tamanhos de trinca obtidos pela VFE. A medição do entalhe foi de 3,60 mm (média) e o comprimento de trinca final por fadiga igual a 12,14 mm, Figura 5.67.

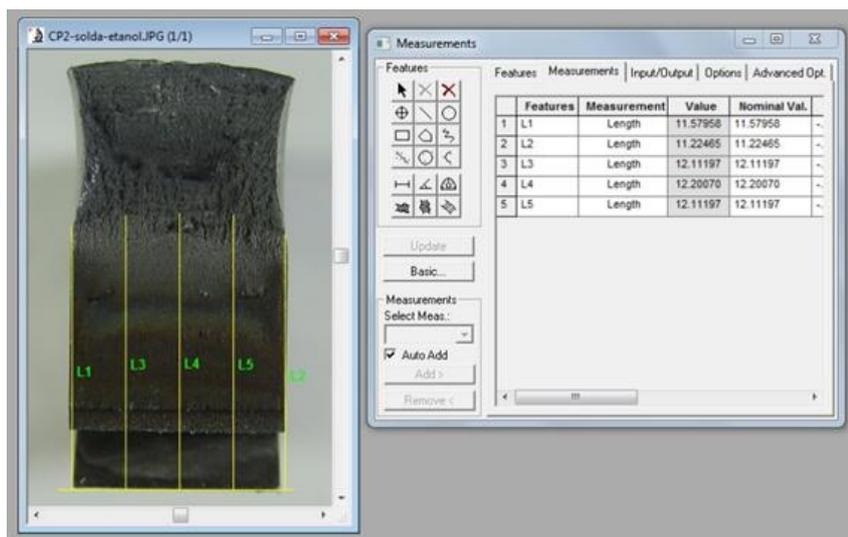


Figura 5.67 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,14 mm no CP9.

A Figura 5.68 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova CP9, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 15 e 52 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

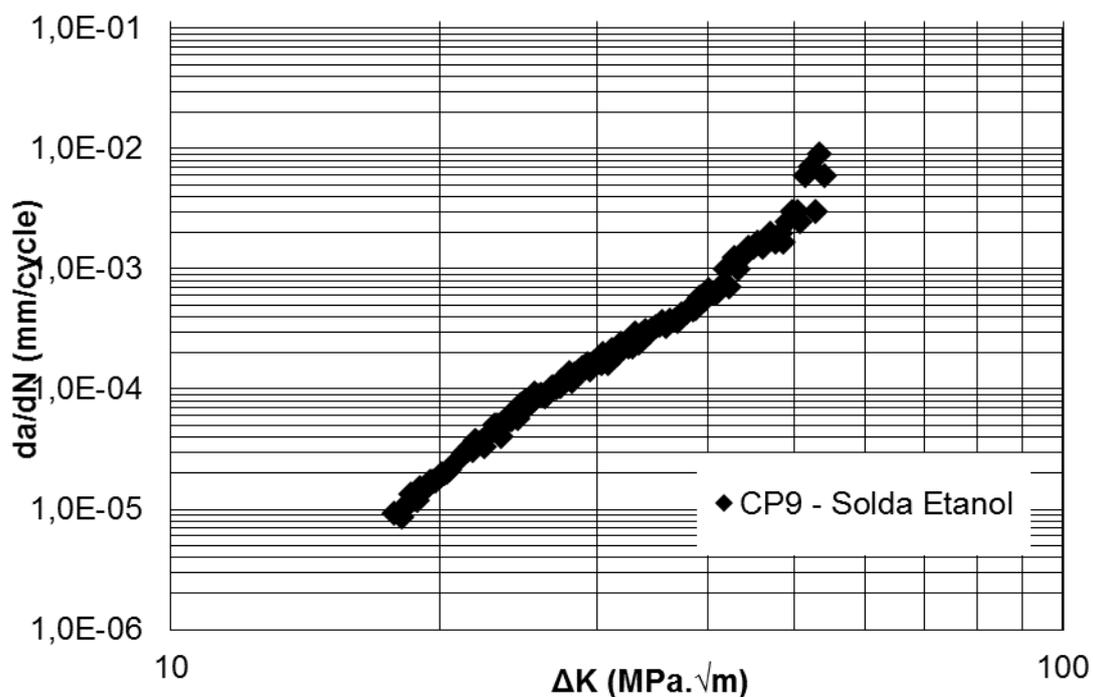


Figura 5.68 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP9 corrigido.

A Figura 5.69 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para os CP8 e CP9, solda ensaiados em etanol, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 15 e 52 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

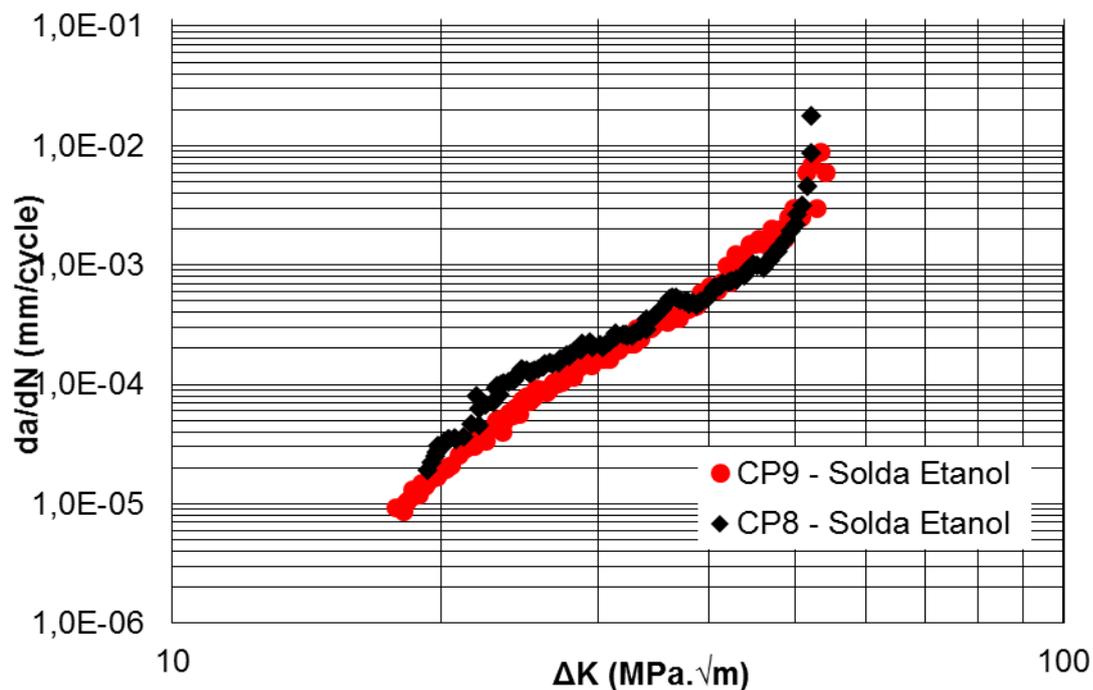


Figura 5.69 - Curva da/dN x ΔK para o CP8 e CP9.

5.8.3.2 Ensaios da ZTA em etanol

A partir de ensaios de propagação de trinca realizados em 02 corpos de prova com entalhe na ZTA conforme Tabela 5.9, obtiveram-se as curvas de Paris-Erdogan para os CPs do tipo SEN(B), com relação B/W iguais a 0,5. Para a obtenção das curvas corrigidas, foram executadas as correções, de forma conveniente para cada CP, conforme descrito no Capítulo 4.7 desta tese.

Tabela 5.9 - Corpos de prova para o ensaio de fadiga.

Corpo de Prova	Local da Trinca	Meio
CP 10	ZTA	Etanol
CP 11	ZTA	Etanol

A Figura 5.70 demonstra a propagação da trinca na ZTA ocorrida nos corpos de prova.

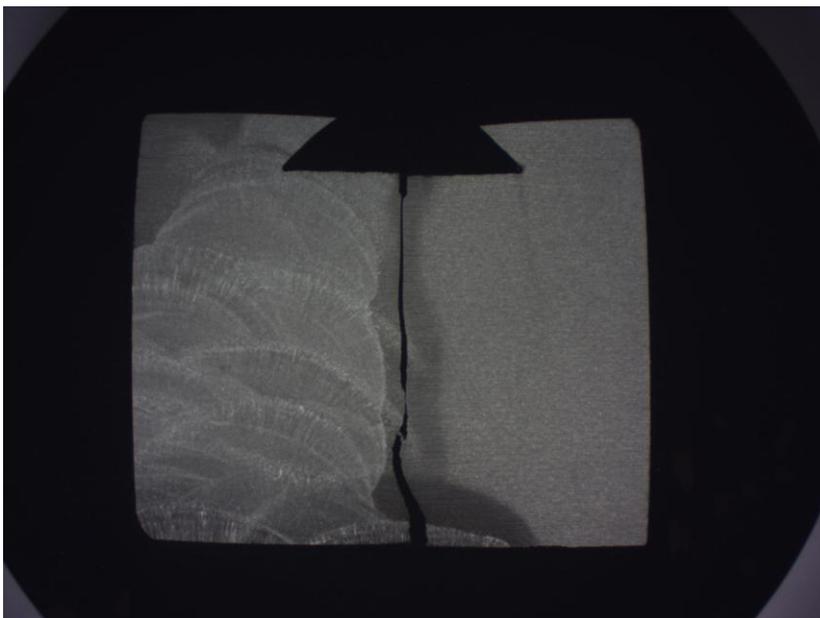


Figura 5.70 - Propagação da trinca na região da ZTA.

Para a correção da curva $da/dN \times \Delta K$ obtida no corpo de prova CP10, relação $B/W=0,5$, foi realizada a interpolação linear por meio dos tamanhos de trinca obtidos pela VFE. A medição do entalhe foi de 3,54 mm (média) e o comprimento de trinca final por fadiga igual a 12,10 mm, Figura 5.71.

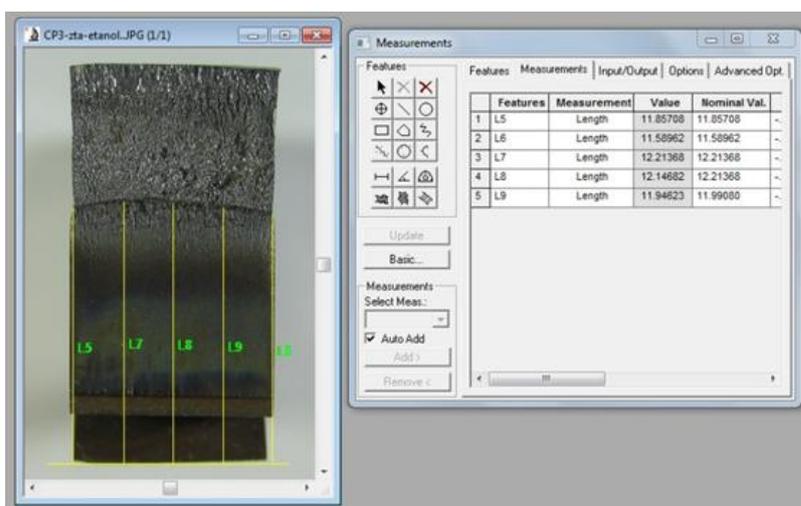


Figura 5.71 - Medição de trinca final por fadiga igual a 12,10 mm no CP10.

A Figura 5.72 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova CP10, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN

foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 21 e 65 MPa.m^{1/2}.

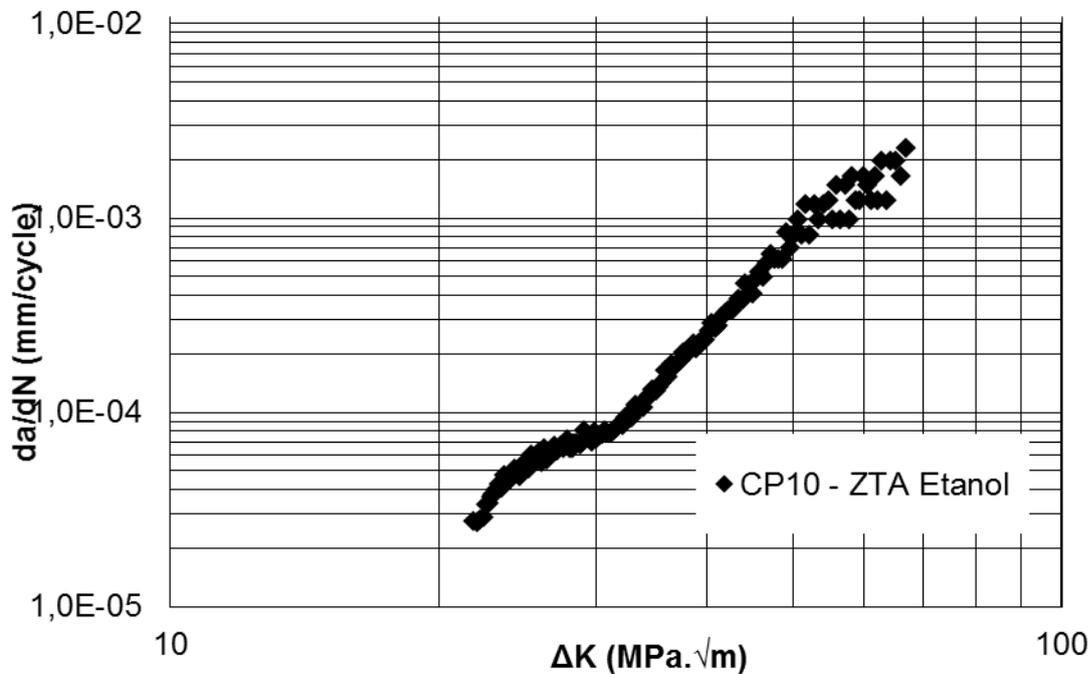


Figura 5.72 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP10 corrigido.

Para a correção da curva $da/dN \times \Delta K$ obtida no corpo de prova CP11, relação $B/W=0,5$, foi realizada a interpolação linear por meio dos tamanhos de trinca obtidos pela VFE. A medição do entalhe foi de 4,83 mm (média), Figura 5.73 e o comprimento de trinca final por fadiga igual a 10,54 mm, Figura 5.74.

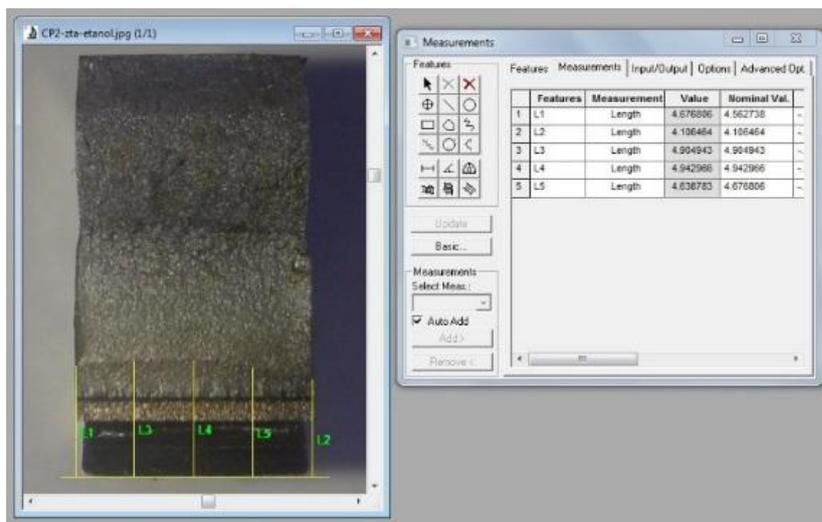


Figura 5.73 - Medição de pré trinca inicial por fadiga igual a 4,83 mm no CP11.

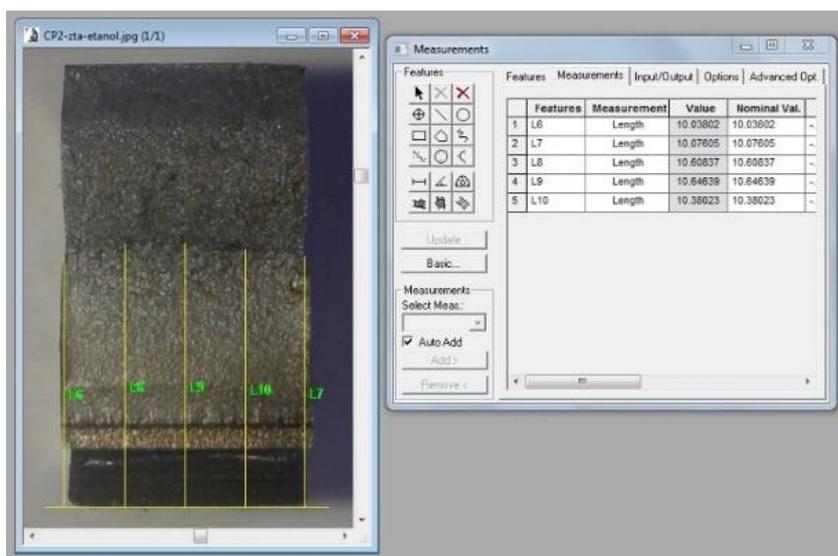


Figura 5.74 - Medição de trinca final por fadiga igual a 10,54 mm no CP11.

A Figura 5.75 revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para o corpo de prova CP11, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 30 e 64 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

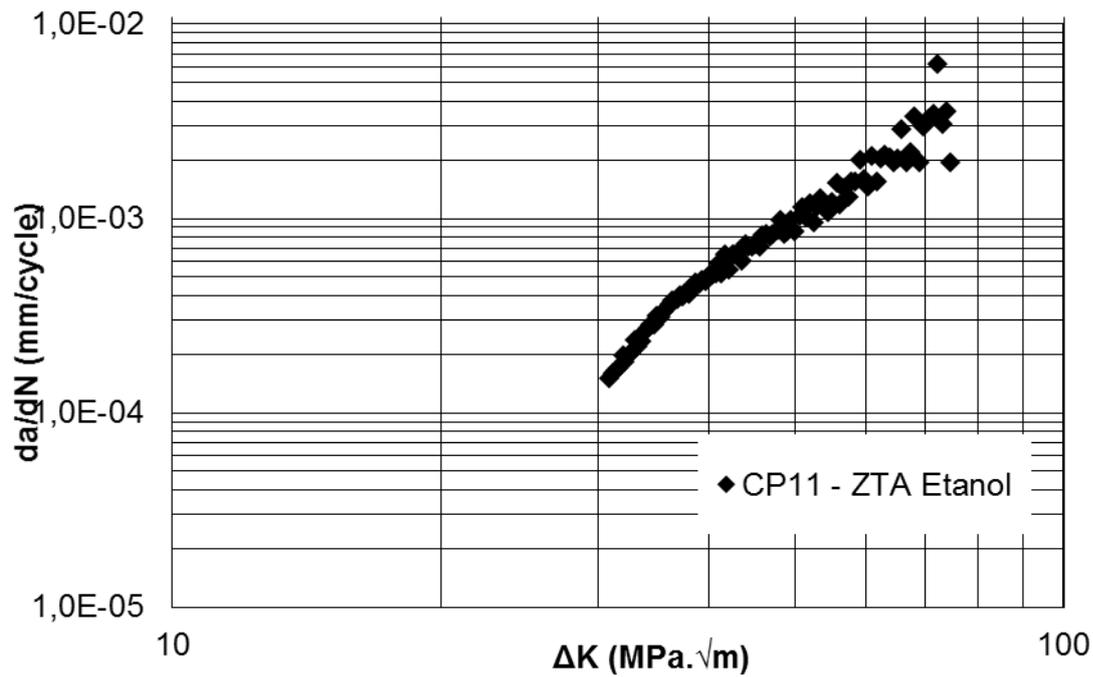


Figura 5.75 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP11 corrigido.

A Figura 5.76 a seguir revela a curva $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para os CP10 e CP11, solda ensaiados em etanol, relação B/W = 0,5. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente, 21 e 65 MPa $\cdot m^{1/2}$.

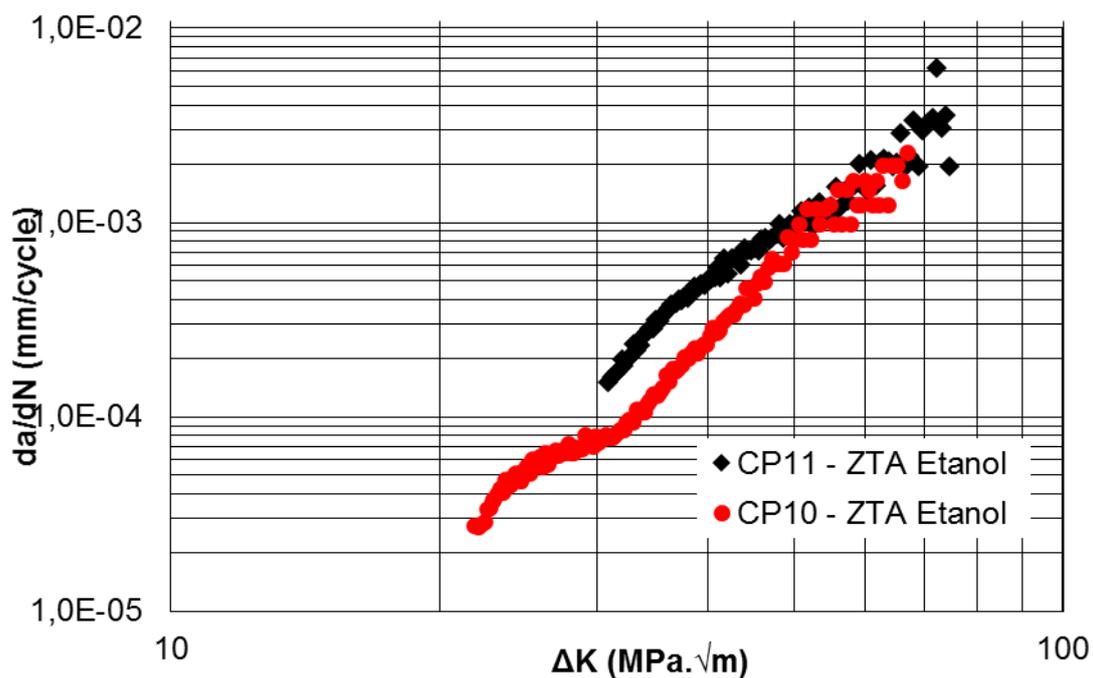


Figura 5.76 - Curva $da/dN \times \Delta K$ para o CP10 e CP11.

5.8.4 Constantes C e m para os ensaios de fadiga realizado

A Tabela 5.10 apresenta as constantes experimentais C e m para os corpos de prova em diferentes condições, no intuito de se fazer um comparativo da região linear obtida para a solda circunferencial na região de sua ZTA e do cordão de solda.

Tabela 5.10 - Constantes C e m para os corpos de prova em diferentes condições.

CP	C [(mm/ciclo)/(MPa.m ^{1/2}) ^m]	m	B/W
CP1 Solda Ar	$3,75 \times 10^{-11}$	4,48	0,5
CP2 Solda Ar	$6,25 \times 10^{-11}$	4,31	0,5
CP3 Solda Ar	$6,21 \times 10^{-12}$	4,98	0,5
CP4 Solda Ar	$1,25 \times 10^{-11}$	4,96	0,5
CP5 Solda Ar (TH)	$1,96 \times 10^{-11}$	4,69	0,5
CP6 ZTA Ar	$1,56 \times 10^{-11}$	4,74	0,5
CP7 ZTA Ar	$3,39 \times 10^{-11}$	4,49	0,5
CP8 Solda Etanol	$3,6 \times 10^{-12}$	5,18	0,5
CP9 Solda Etanol	$2,53 \times 10^{-10}$	4,00	0,5
CP10 ZTA Etanol	$1,45 \times 10^{-10}$	3,92	0,5
CP11 ZTA Etanol	$2,4 \times 10^{-9}$	3,30	0,5

Na literatura não foram encontrados dados referentes a junta circunferencial de duto de aço API 5L X70 muito mais raro para ensaios em etanol, para uma comparação com os resultados, mas encontra-se dados para o material de base e juntas longitudinais. A tese de BELTRÃO [76] apresenta os coeficientes C e m para uma junta longitudinal de um aço API 5L X70 conforme Tabela 5.11.

Tabela 5.11 - Coeficiente da Equação de Paris e Erdogan para API 5L X70. [76]

Aço	Metal de base		Solda		ZTA	
	C	m	C	m	C	m
API 5L X70	$3,73 \times 10^{-9}$	3,28	$3,07 \times 10^{-9}$	3,16	$3,18 \times 10^{-9}$	3,2

Já DE MARCO FILHO [38] apresenta os coeficientes C e m para uma junta longitudinal de um aço API 5L X65 conforme Tabela 5.12.

Tabela 5.12 - Coeficiente da Equação de Paris e Erdogan para API 5L X65. [38]

Aço	Metal de base		Solda		ZTA	
	C	m	C	m	C	m
API 5L X65	$0,12 \times 10^{-9}$	2,68	$8,81 \times 10^{-9}$	2,83	$0,37 \times 10^{-9}$	2,20

Como os dados de literatura apresentaram valores de C e m para regiões de propagação de trinca na solda longitudinal e ainda sem contato com o etanol não foi possível fazer a comparação destes valores com os valores dos ensaios realizados neste trabalho.

5.8.5 Comparação de resultados entre os ensaios de fadiga

Este capítulo apresenta as curvas de fadiga em um único gráfico comparando-se os resultados para os ensaios realizados no mesmo meio (ar e etanol) mas com o entalhe em diferentes regiões (solda e ZTA) e com o entalhe nas mesmas regiões (solda e ZTA) mas em diferentes meios (ar e etanol).

5.8.5.1 Comparação dos resultados no mesmo meio.

A Figura 5.77 revela a comparação das curvas $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para os CP1 e CP3 que possui a trinca localizada na solda com os CP6 e CP7 que possui a trinca localizada na ZTA, todos ensaiados ao ar, relação B/W = 0,5. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente 16 e 55 MPa.m^{1/2}.

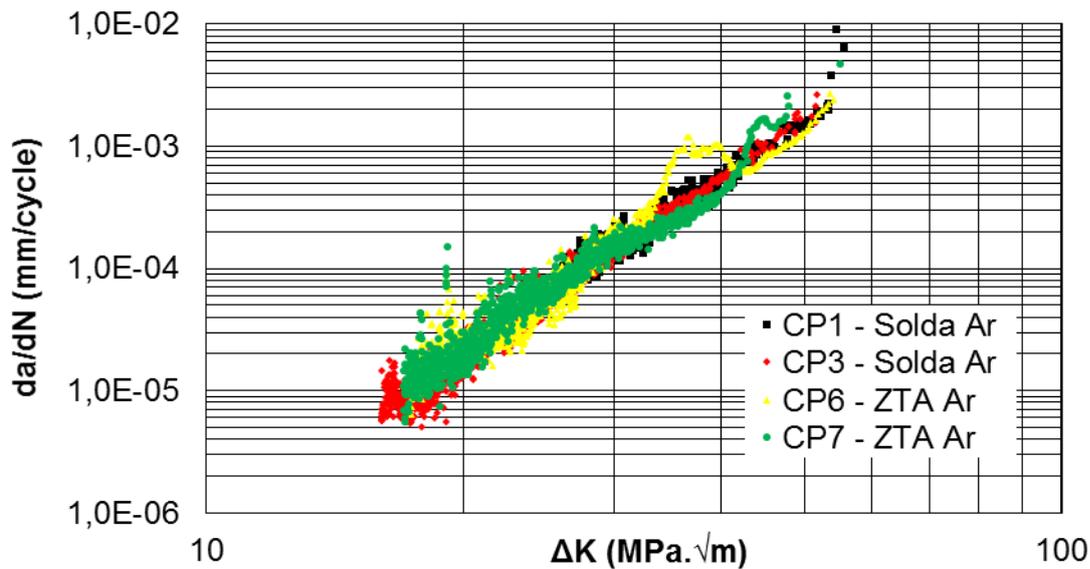


Figura 5.77 - Curvas $da/dN \times \Delta K$ para os ensaios realizados ao ar.

Verifica-se que para os ensaios realizados com o entalhe localizado na ZTA houve um pequeno aumento da taxa de propagação da trinca na região compreendida entre 32 a 47 $MPa \cdot m^{1/2}$ para ambos os corpos de prova. Porém após esta região a taxa de propagação se assemelha aos ensaios realizados com a trinca na região da solda não apresentando diferenças entre as taxas de propagação.

A Figura 5.78 revela a comparação das curvas $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para os CP8 e CP9 que possui a trinca localizada na solda com os CP10 e CP11 que possui a trinca localizada na ZTA, todos ensaiados em etanol, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente 20 a 70 $MPa \cdot m^{1/2}$.

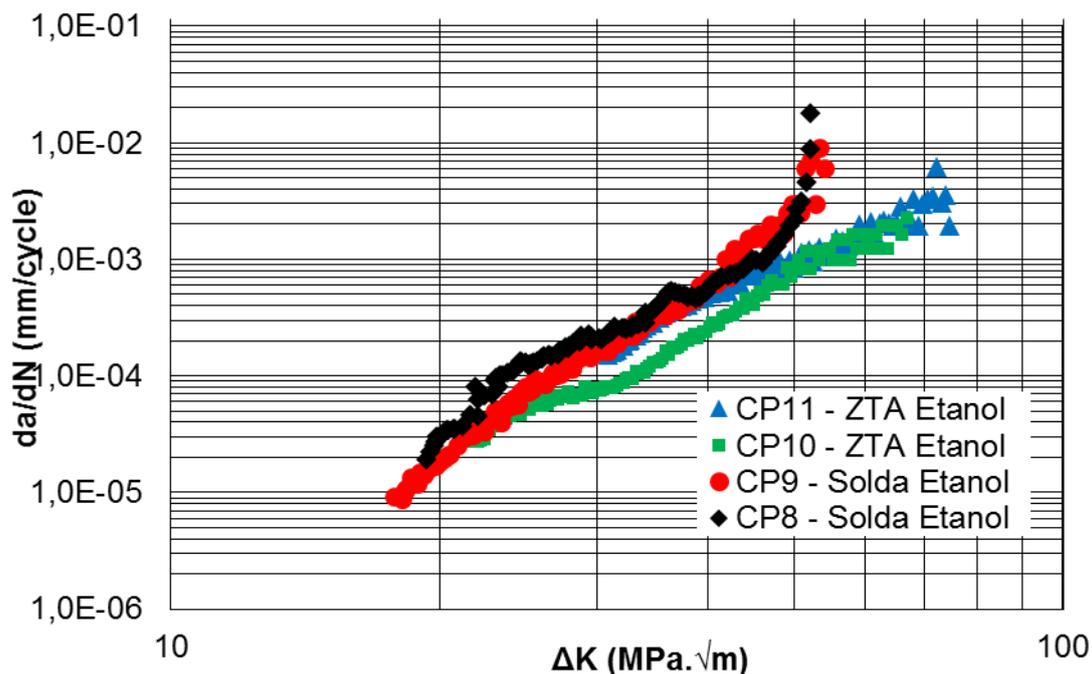


Figura 5.78 - Curvas $da/dN \times \Delta K$ para os ensaios realizados em etanol.

Verifica-se que para os ensaios realizados com o entalhe localizado na solda a taxa de propagação da trinca é maior para todos os valores de ΔK .

Dentre os corpos de provas avaliados, o que obteve a menor taxa de propagação de trinca foram os ensaios realizados em etanol com o entalhe localizado na ZTA.

5.8.5.2 Comparação dos resultados com o entalhe no mesmo local.

A Figura 5.79 revela a comparação das curvas $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para os CP1 e CP3 ensaiados ao ar com os CP8 e CP9 ensaiados em etanol, todos com a trinca localizada na solda, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente 17 a 56 MPa.m^{1/2}.

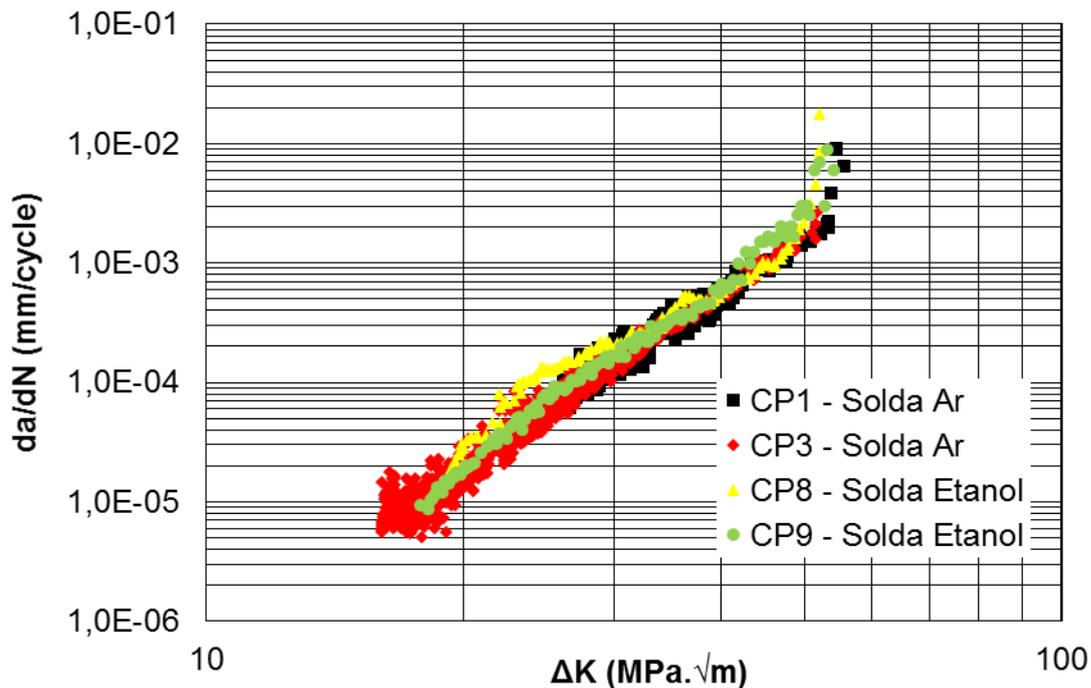


Figura 5.79 - Curvas $da/dN \times \Delta K$ para os ensaios realizados com o entalhe na solda.

Verifica-se que para os ensaios realizados em etanol, para valores de ΔK entre 19 e 32, a taxa de propagação é ligeiramente maior que para os ensaios realizado ao ar. Após estes valores, a taxa de propagação volta a ser similar com as taxas para os ensaios ao ar.

A Figura 5.80 revela a comparação das curvas $da/dN \times \Delta K$ corrigida por meio da interpolação, para os CP6 e CP7 ensaiados ao ar com os CP10 e C11 ensaiados em etanol, todos com a trinca localizada na ZTA, relação $B/W = 0,5$. Os valores das taxas da/dN foram obtidos numa faixa de ΔK compreendida entre, aproximadamente 17 a 75 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$.

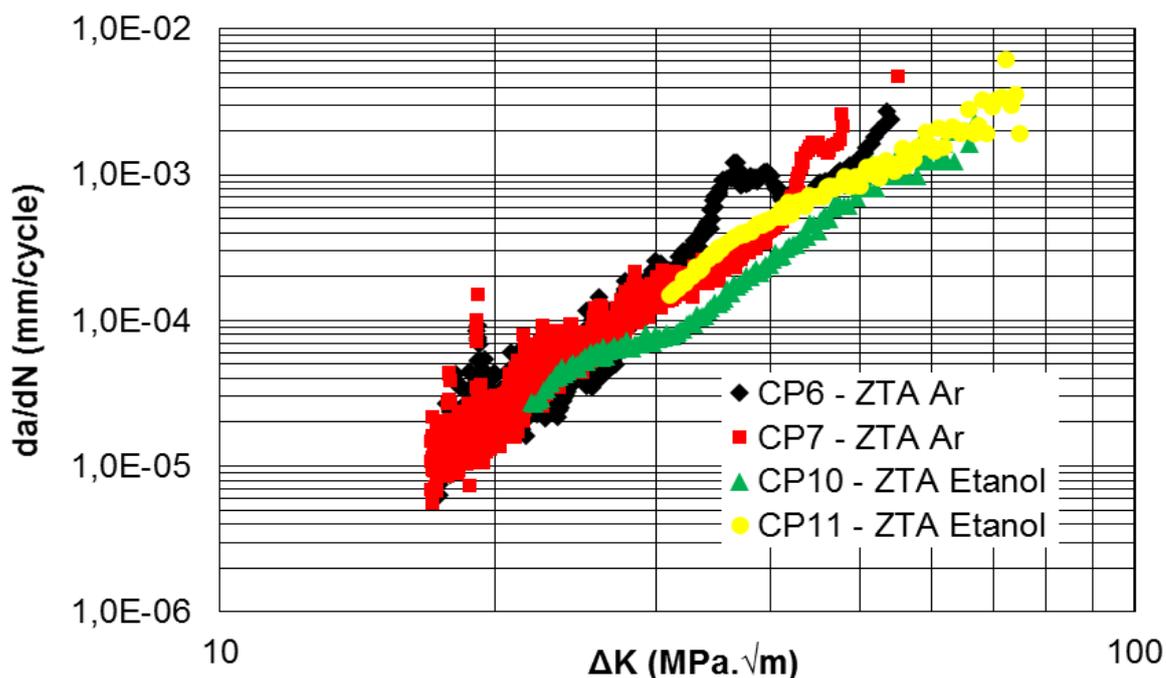


Figura 5.80 - Curvas da/dN x ΔK para os ensaios realizados com o entalhe na ZTA.

Verifica-se que para os ensaios realizados em etanol, para baixo valores de ΔK entre 17 e 30, a taxa de propagação é similar que para os ensaios realizado ao ar. Após estes valores, as taxas de propagação nos ensaios ao ar são ligeiramente superiores que para os ensaios em etanol. Além disto temos conforme já apresentado na Figura 5.77 que a região compreendida entre 30 a 50 MPa.m^{1/2} ocorre aumento mais acentuada da taxa de propagação de trinca para os ensaios ao ar. Diferente do apresentado quando avaliamos a propagação da trinca na solda em que o meio etanol acelera a taxa de propagação de trinca.

Uma característica comum dos ensaios realizados em etanol são as mudanças de inclinação da curva da/dN x ΔK, (Figura 5.79) com períodos de aceleração e desaceleração na velocidade de crescimento da trinca. O efeito do meio corrosivo na taxa crescimento da trinca envolve reações químicas, incluindo ruptura de filme, taxa de passivação, renovação na ponta da trinca envolvem fenômenos dependentes do tempo e portanto da frequência no ensaio de fadiga, de modo que em determinadas condições de serviço o efeito do meio pode acelerar ou retardar o crescimento da trinca. Shoji [77] propôs um modelo

para separar os efeitos do meio dos efeitos mecânicos e microestruturais, considerando que a taxa de deformação na ponta da trinca, devido a efeitos mecânico em ensaios ao ar pode ser estimada pela equação 5.1:

$$\frac{da}{dt}_{\text{mecânico}} = f \cdot \frac{da}{dN_{\text{ar}}} \approx \epsilon \quad (5.1)$$

Onde:

t: tempo;

f: frequência de carga;

ϵ : taxa de deformação.

Desta forma, Sowards et al. [51] compararam dados obtidos ao ar e em etanol, da forma representada na Figura 5.81, e estimaram para o aço API 5L X70 um acréscimo em da/dt causado pela presença do etanol evidenciado em torno de $33 \text{ MPa.m}^{1/2}$, correspondente a KISCC na Figura 5.81. Em uma observação mais detalhada da Figura 5.79, em particular CP8-solda etanol, um efeito de aceleração em relação ao ensaio ao ar para em níveis de ΔK de 20-24 $\text{MPa.m}^{1/2}$, retornando em seguida para taxas similares. Um estudo mais detalhado desses desvios na curva $da/dN \times \Delta K$ em etanol, levando em conta a frequência do carregamento em fadiga poderá ser explorado em trabalhos futuros.

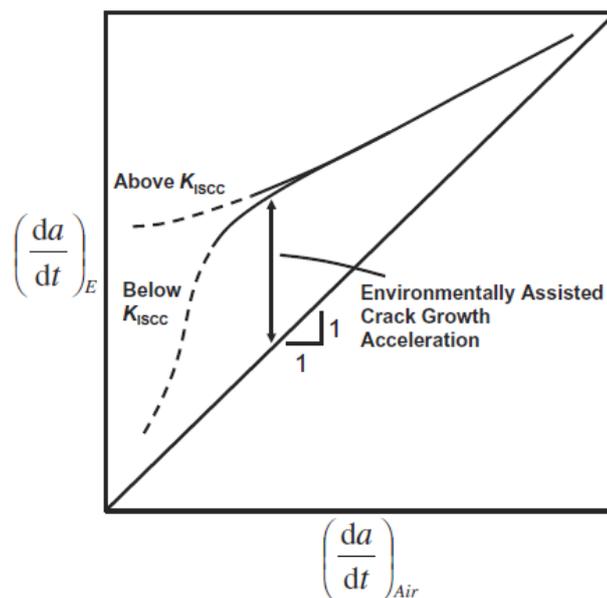


Figura 5.81 - Esquemática ilustração apresentando aceleração da taxa de propagação de trinca em ambientes com etanol [51].

5.8.6 Fractografia

Realizou-se caracterização fractográfica de cinco corpos de prova submetidos aos ensaios de propagação de trinca mencionados no capítulo anterior. Os corpos de prova foram submetidos a exames microfractográficos em microscópio eletrônico de varredura em regiões específicas definidas como F1, F2, F3 e F4 em diferentes aumentos conforme descrição da Tabela 5.13.

Tabela 5.13 - Identificação das regiões avaliadas.

Identificação	Região de análise (Exceto para o CP1)
F1	Pré trinca – baixo ΔK .
F2	Início da propagação da trinca na região II – médio ΔK .
F3	Fim da propagação da trinca na região II – alto ΔK .
F4	Fratura

Os cinco corpos de prova foram identificados conforme Tabela 5.14.

Tabela 5.14 - Identificação dos corpos de prova para análise da superfície após o ensaio de fadiga.

Identificação	Local da trinca	Meio
CP1 - TH SOLDA-AR	Solda	Ar
CP2 - SOLDA-AR	Solda	Ar
CP3 - ZTA-AR	ZTA	Ar
CP4 - SOLDA-ETANOL	Solda	Etanol
CP5 - ZTA-ETANOL	ZTA	Etanol

Os resultados mostraram que os corpos de prova analisados apresentaram duas regiões distintas: uma região de fratura estável caracterizada pela topografia plana e por marcas de propagação e uma região de fratura final, caracterizada pelo mecanismo de clivagem nos corpos de prova CP1 TH SOLDA-AR e CP5 ZTA-ETANOL e pelo mecanismo de formação e coalescência de alvéolos nos corpos de prova CP3 ZTA-AR e CP4 SOLDA-ETANOL.

5.8.6.1 Fractografia do CP1 TH SOLDA-AR

O aspecto microfractográfico do corpo de prova CP1 TH SOLDA-AR é apresentado nas Figura 5.82, Figura 5.83, Figura 5.84 e Figura 5.85 em quatro regiões distintas (F1 a F4) em diferentes aumentos.

Na Figura 5.82 observa-se a região de pré trinca que foi realizado para este caso com maior ΔK por se tratar de ensaio de ΔK_{lim} onde se realiza o ensaio com ΔK decrescente até que não ocorra propagação da trinca.

Verifica-se que dentre as regiões analisadas, é a região com maior espaçamento das estrias de fadiga já que em outras regiões o ΔK imposto foi menor e assim a quantidade destas estrias são maiores devido à baixa taxa de propagação da trinca para cada carregamento imposto.

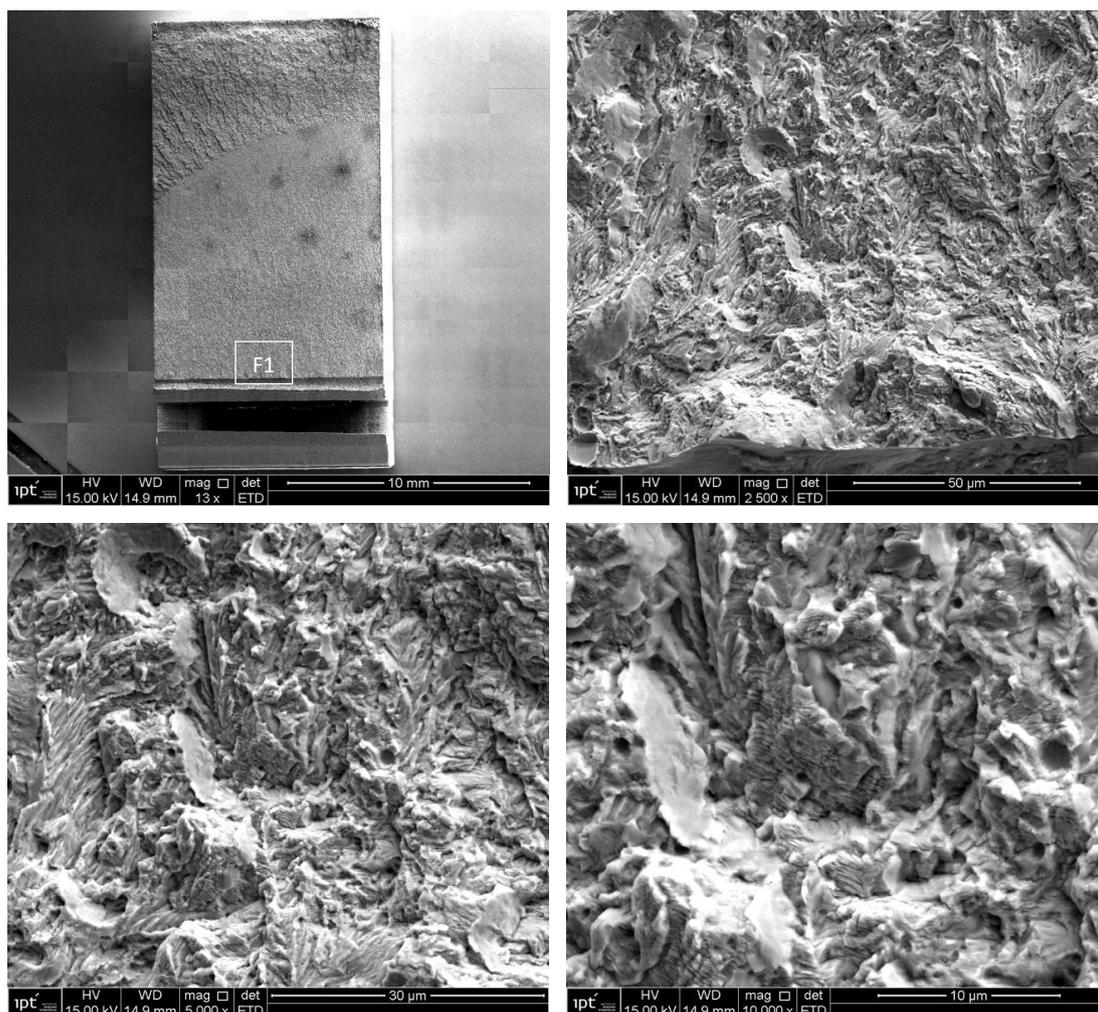


Figura 5.82 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 TH SOLDA-AR na região F1. Note a presença de estrias de fadiga na imagem de maior aumento.

Na Figura 5.83 observa-se a região intermediária de propagação com ΔK imposto menor que o da região F1.

Verifica-se a presença de estrias de fadiga e pequenas inclusões radiais distribuídas ao longo da microestrutura identificada por círculos vermelhos. Por se tratar de corpo de prova extraído da região da solda, estas inclusões são características do processo de soldagem do tubo.

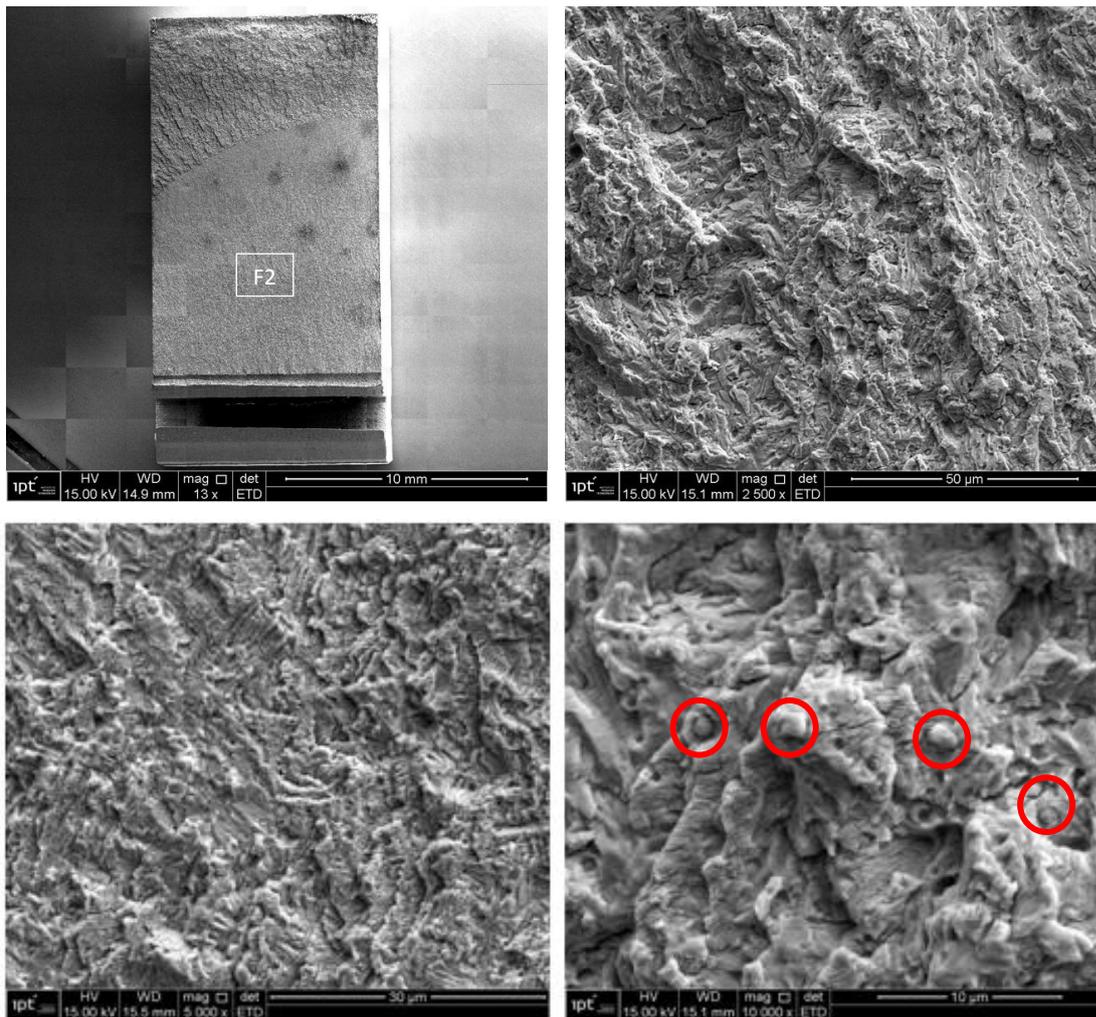


Figura 5.83 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 TH SOLDA-AR na região F2.

Na Figura 5.84 observa-se a região final de propagação com o menor ΔK imposto dentro as regiões avaliadas.

Verifica-se que dentre as regiões analisadas, é a região com menor espaçamento das estrias de fadiga já que em outras regiões o ΔK imposto foi maior e assim a quantidade destas estrias são menores devido à alta taxa de propagação da trinca para cada carregamento imposto. Estas estrias estão presentes no interior dos grãos. Verifica-se também que esta região apresenta uma superfície mais plana que as demais com poucos escorregamentos das trincas entre os grãos evitando assim clivagem dos grãos.

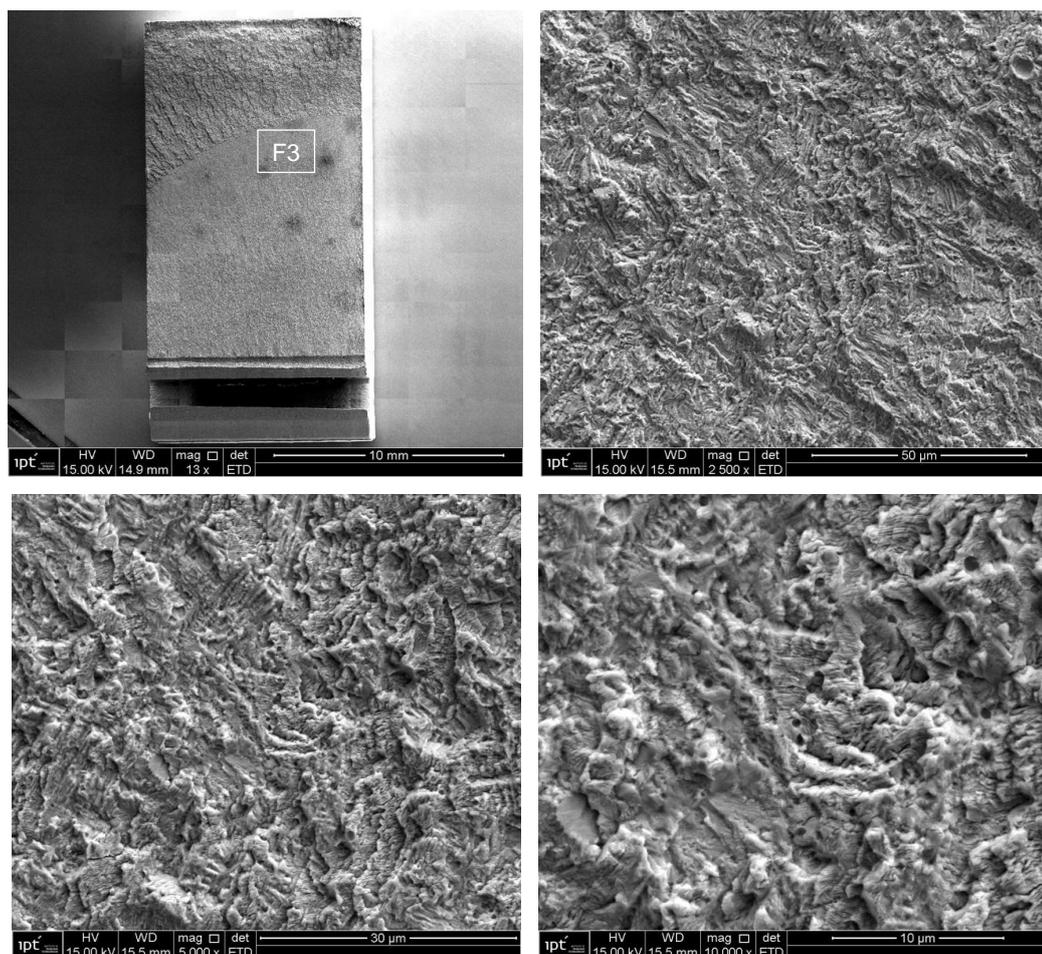


Figura 5.84 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 TH SOLDA-AR na região F3.

Na Figura 5.85 observa-se a região de fratura da trinca. Este corpo de prova foi rompido manualmente em atmosfera de nitrogênio pois o ensaio foi finalizado antes da ruptura do corpo de prova não ocorrendo assim a propagação instável da trinca pois conforme informado anteriormente o ΔK_{lim} de $10,83 \text{ MPa.m}^{1/2}$ foi atingido e teoricamente jamais teríamos a rompimento do corpo de prova nestas condições (Figura 5.45). Devido a isto verifica-se a presença de clivagem dos grãos típico de uma fratura frágil. Portanto mesmo que a solda seja tipicamente formada por um material dúctil, devido ao rompimento ter ocorrido manualmente em baixa temperatura verificou-se uma superfície de fratura típica de uma fratura frágil.

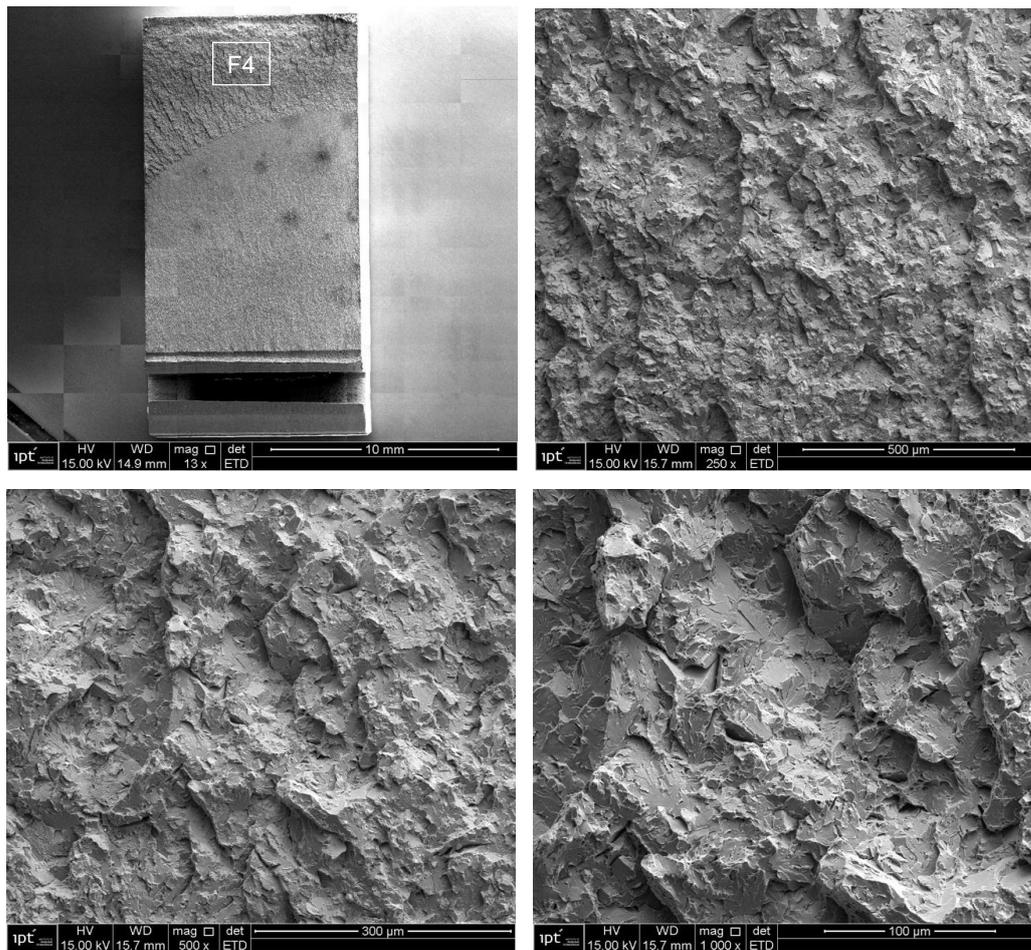


Figura 5.85 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP1 TH SOLDA-AR na região F4.

O espectro de uma análise por dispersão de energia na superfície de fratura do corpo de prova CP1 TH SOLDA-AR é apresentado na Figura 5.86. Ele evidencia a presença de oxigênio (O), ferro (Fe), manganês (Mn) e níquel (Ni).

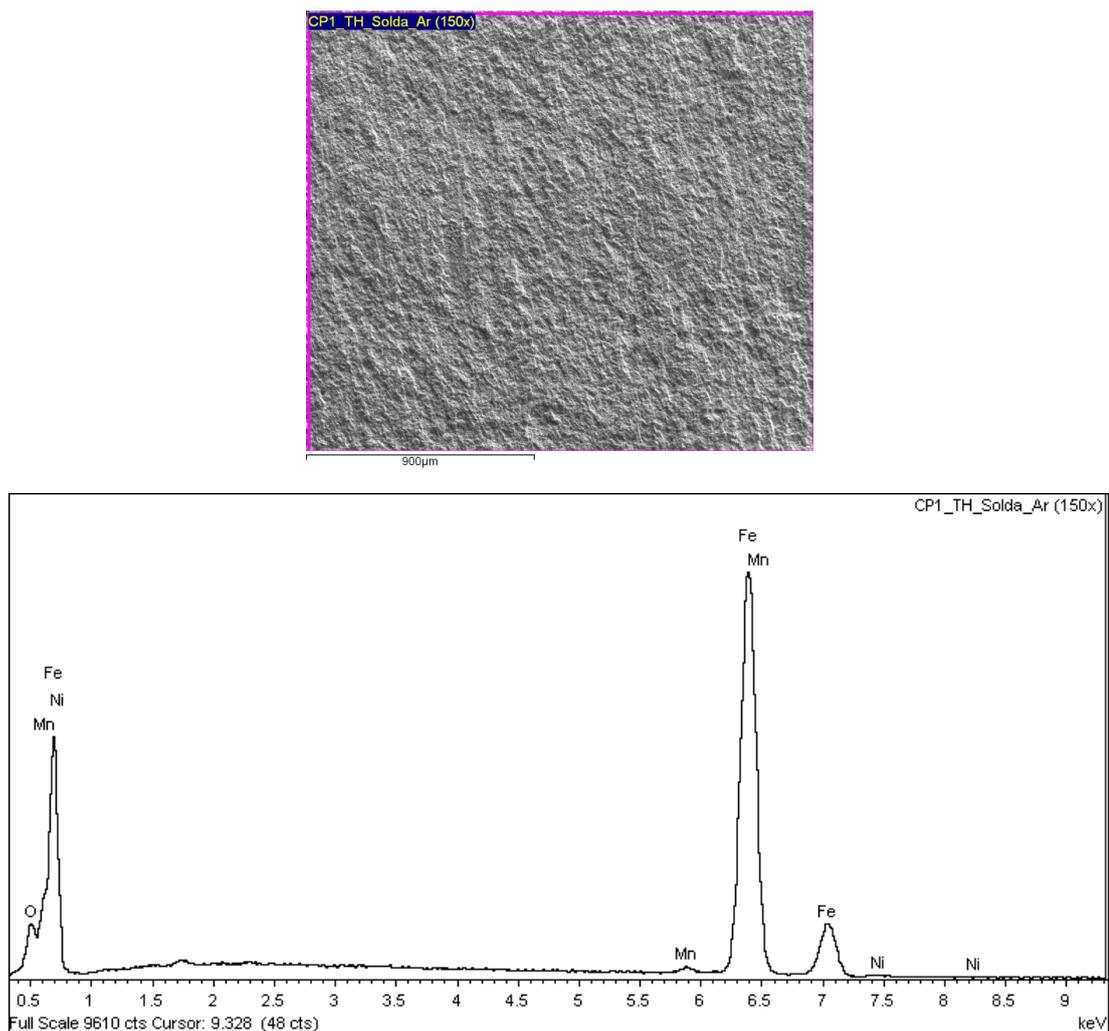


Figura 5.86 - Localização e espectro de dispersão de energia obtido para uma região da superfície de fratura. CP1 TH SOLDA-AR.

5.8.6.2 Fratografia do CP2 SOLDA-AR.

O aspecto microfractográfico do corpo de prova CP2 SOLDA-AR é apresentado nas Figura 5.87, Figura 5.88 e Figura 5.89 em três regiões distintas (F1 a F3) em diferentes aumentos.

Na Figura 5.87 observa-se a região de pré trinca que foi realizado para este caso com menor ΔK por se tratar de ensaio de ΔK onde se realiza o ensaio com ΔK crescente até que a propagação instável da trinca. Em todos os corpos de provas foram impostos ΔK similares para produzir a pré trinca então espera-

se apenas diferenças nestas regiões para os corpos de prova ensaiados em etanol.

Verifica-se que dentre as regiões analisadas para este corpo de prova, é a única região que é possível identificar as estrias de fadiga. Em outras regiões o ΔK imposto foi maior e assim não houve possibilidade de sua formação.

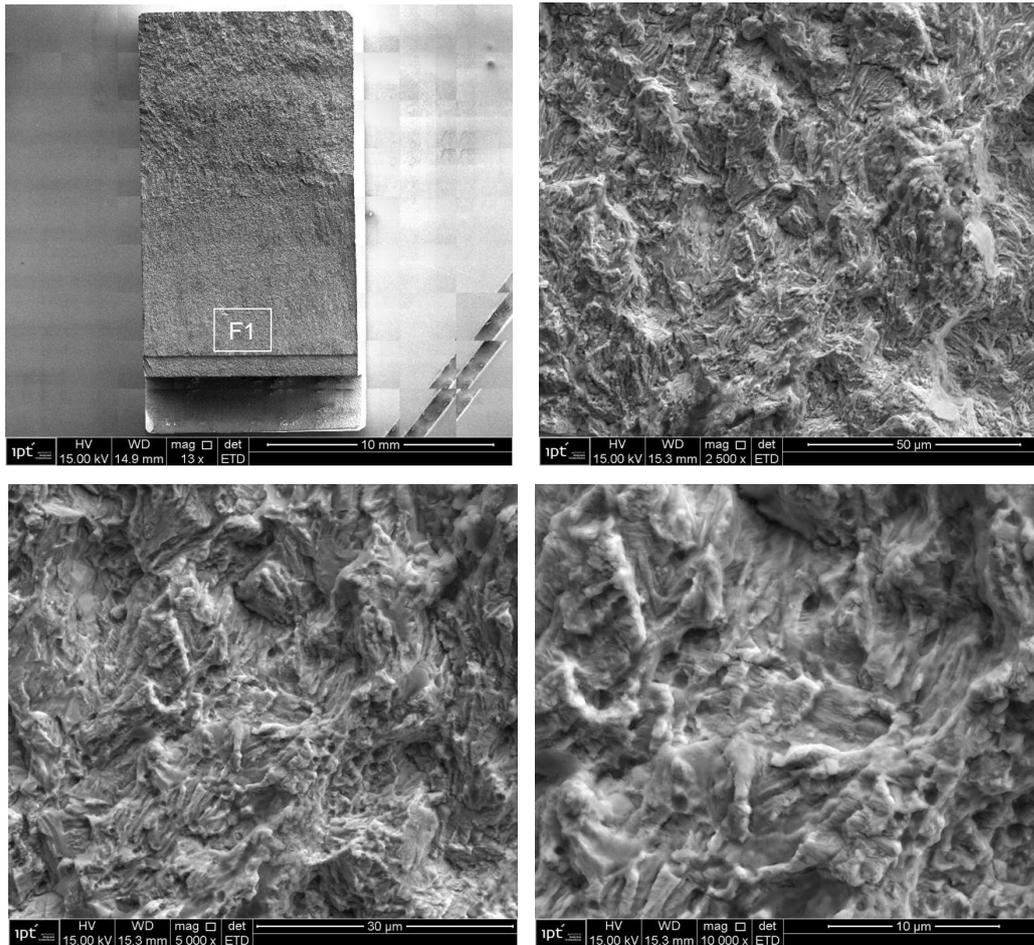


Figura 5.87 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP2 SOLDA-AR na região F1.

Na Figura 5.88 observa-se a região intermediária de propagação com ΔK imposto maior que o da região F1.

Verifica-se a formação inicial de cavidades características dos dimples e pequenas cavidades radiais distribuídas ao longo da microestrutura identificada por círculos vermelhos. Estas cavidades são os locais que haviam as inclusões

fruto do processo de soldagem. Verifica-se ainda algumas estrias de fadiga com maiores espaçamentos que as da região da pré trinca (F1).

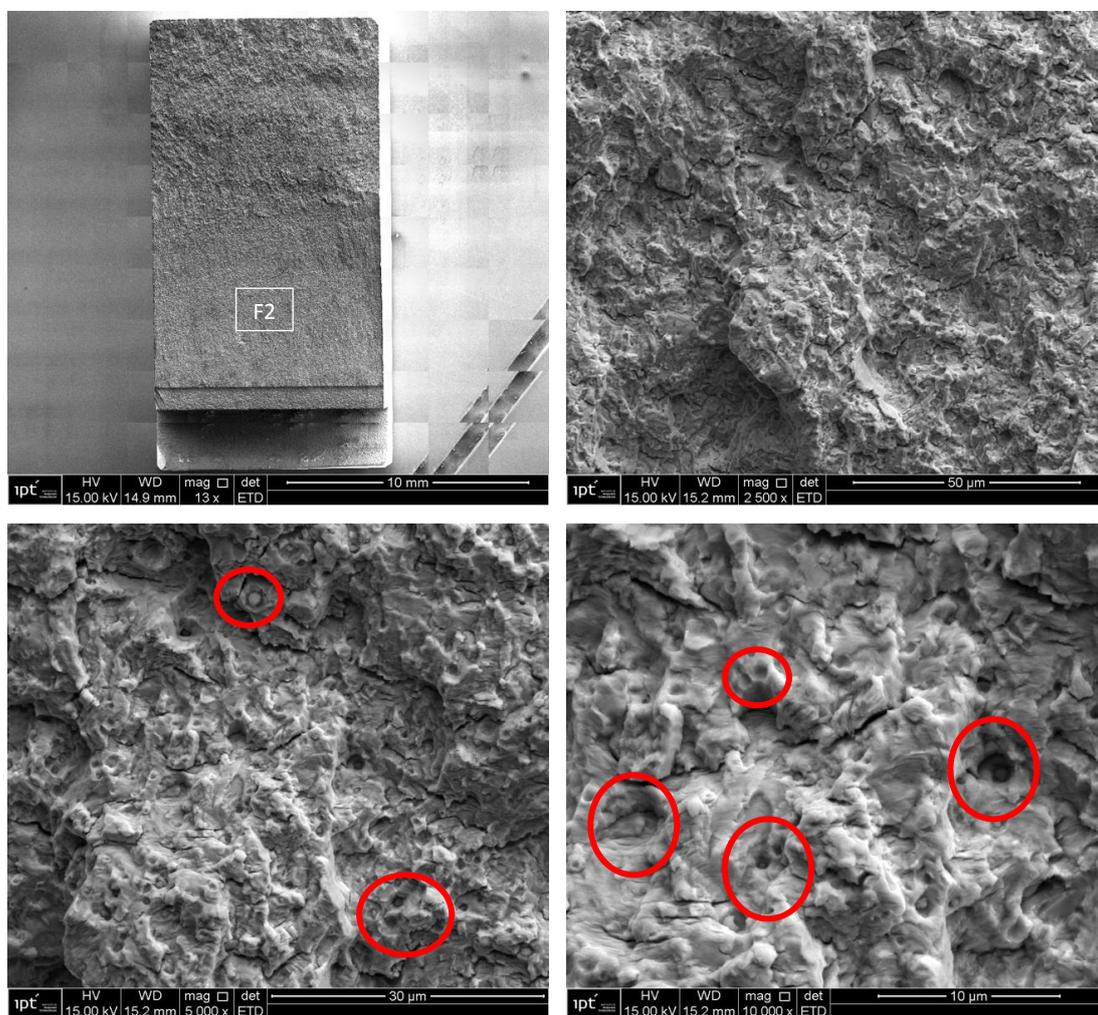


Figura 5.88 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP2 SOLDA-AR na região F2.

Na Figura 5.89 observa-se a região final de propagação com o maior ΔK imposto dentro as regiões avaliadas.

Verifica-se que dentre as regiões analisadas, é a região com maior quantidade de coalescimento de alvéolos característica dos dimples e maior deformação da superfície caracterizada por desvios dos planos de escorregamentos (clivagem) da trinca ao longo de sua propagação.

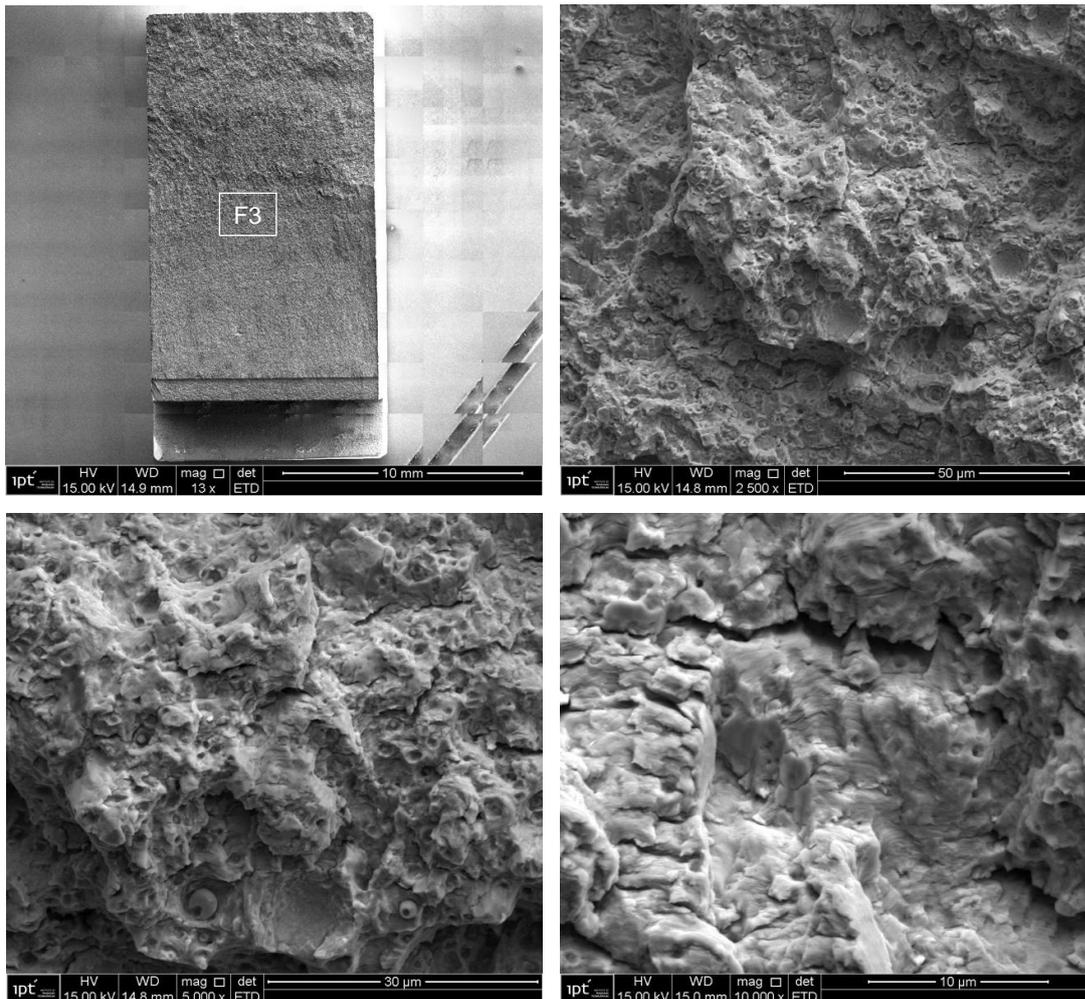


Figura 5.89 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP2 SOLDA-AR na região F3.

5.8.6.3 Exames fractográficos CP3 ZTA-AR

O aspecto microfratográfico do corpo de prova CP3 ZTA-AR é apresentado nas Figura 5.90, Figura 5.91, Figura 5.92 e Figura 5.93 em quatro regiões distintas (F1 a F4) em diferentes aumentos.

Na Figura 5.90 observa-se a região de pré trinca que foi realizado para este caso com menor ΔK .

Verifica-se estrias de fadiga formadas por deformação plástica localizadas na frente da trinca idênticas as encontradas no CP1 TH SOLDA-AR e CP2 - SOLDA-AR. Isto porque ambos os CPs foram submetidos as mesmas condições para propagação da pré trinca.

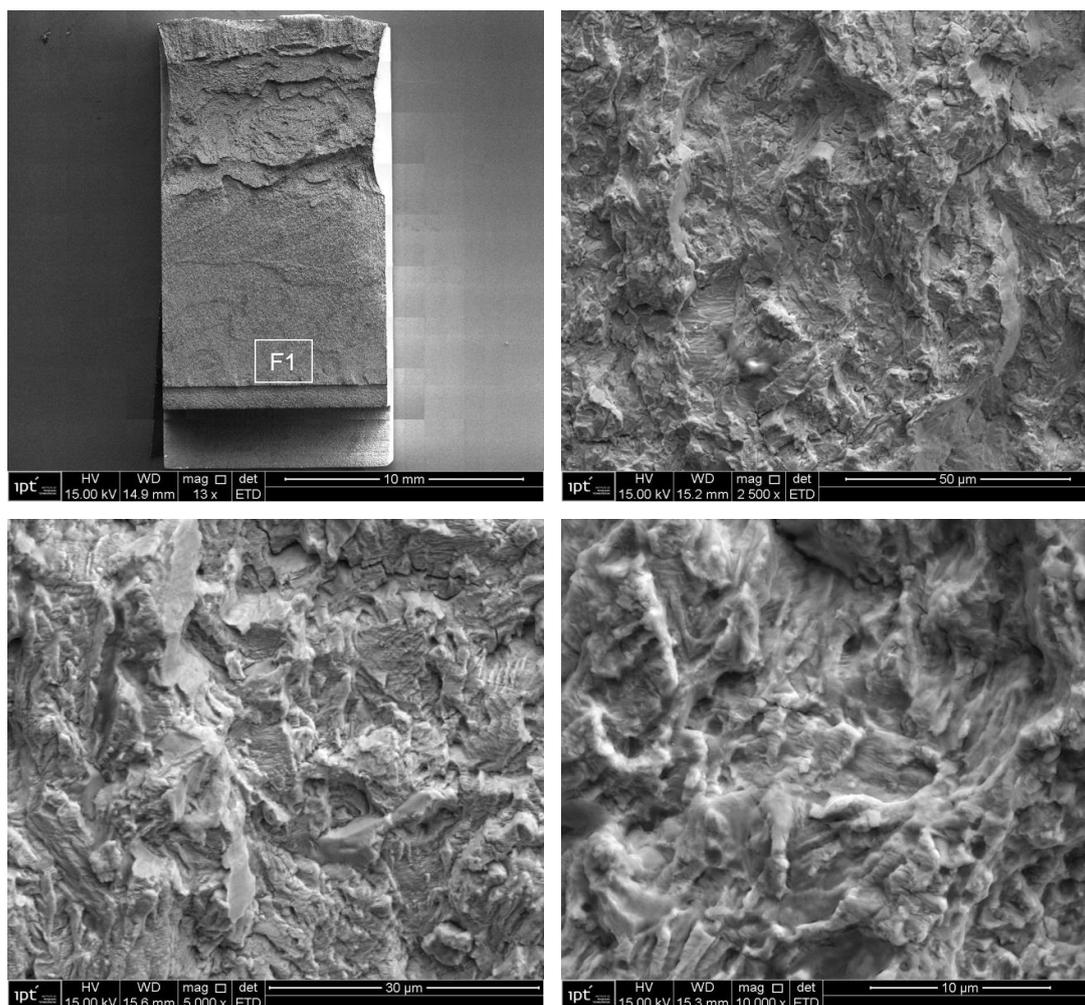


Figura 5.90 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP3 ZTA-AR na região F1.

Na Figura 5.91 observa-se a região intermediária de propagação com ΔK imposto maior que o da região F1.

Por se tratar da região da ZTA não se encontram cavidades radiais típicas das inclusões que se encontrou na região da solda. Nesta análise pode-se apenas verificar as marcas das estrias de fadiga causada pela propagação da trinca ao longo da microestrutura.

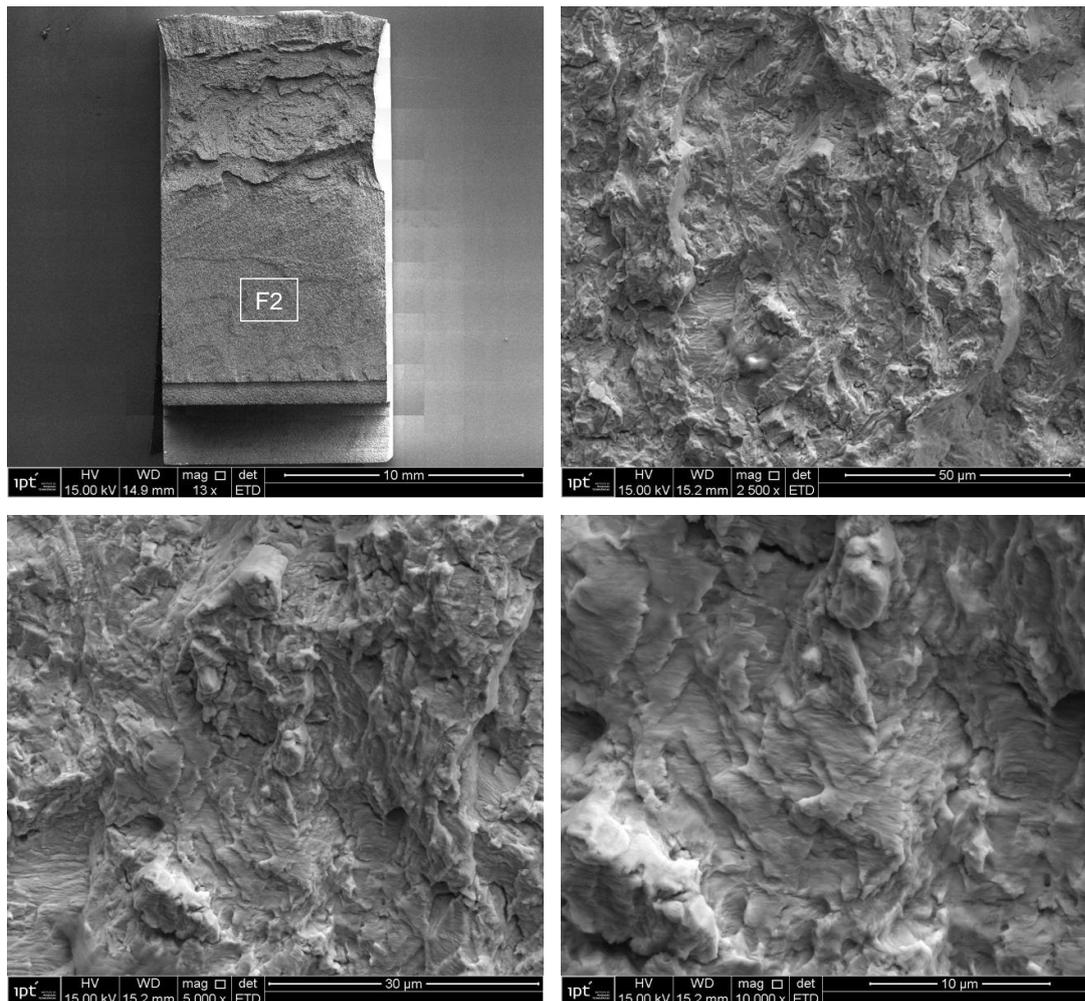


Figura 5.91 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP3 ZTA-AR na região F2.

Na Figura 5.92 observa-se a região final de propagação com o maior ΔK imposto dentro as regiões avaliadas.

Verifica-se que dentre as regiões analisadas da propagação da trinca estável, é a região com maior quantidade de coalescimento de alvéolos característica dos dimples e maior deformação da superfície caracterizada por desvios dos planos de escorregamentos (clivagem) da trinca ao longo de sua propagação caracterizando assim ainda uma fratura dúctil. Microestrutura característica similar ao encontrado no CP2 SOLDA-AR porém sem a presença de inclusões. (Figura 5.89).

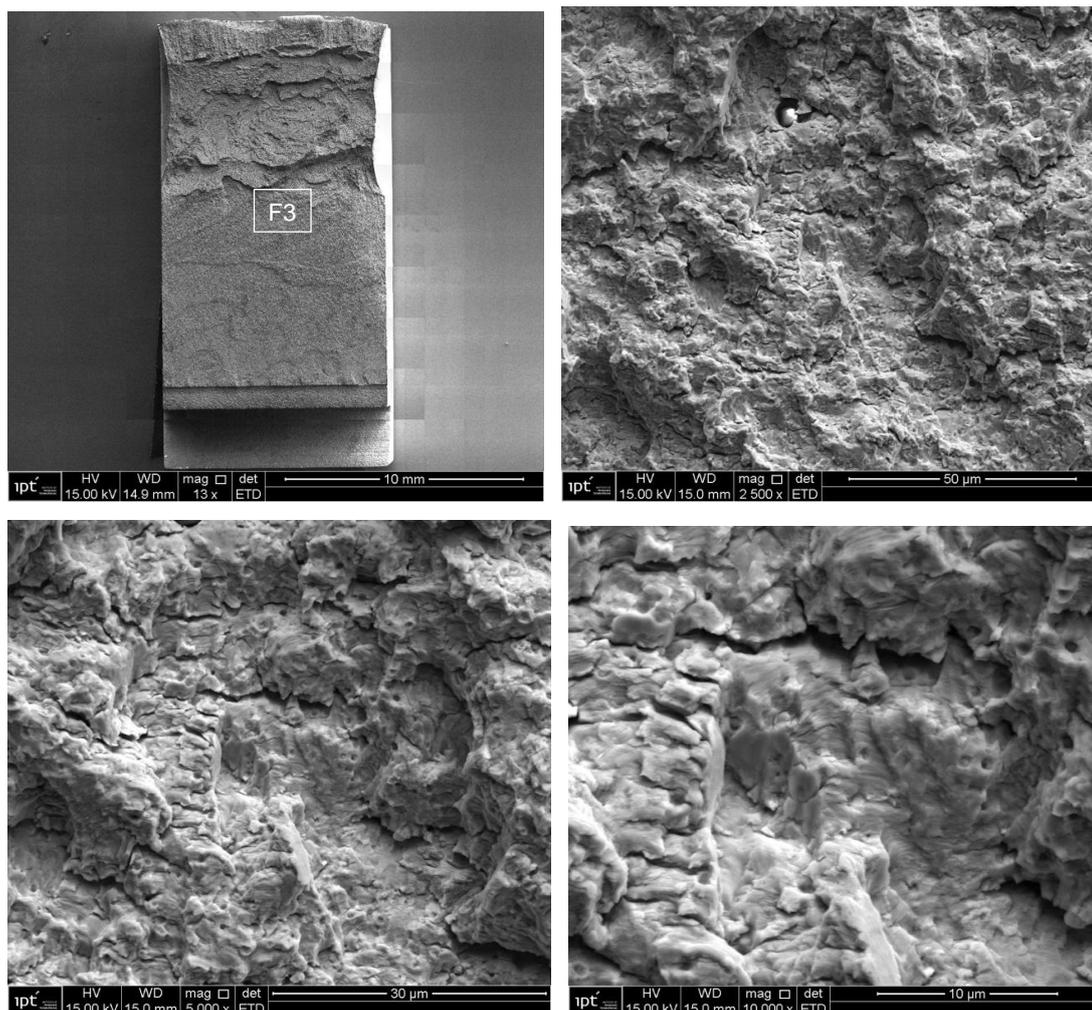


Figura 5.92 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP3 ZTA-AR na região F3.

Na Figura 5.93 observa-se a região de fratura da trinca. Este corpo de prova foi rompido quando houve propagação instável da trinca durante a execução do ensaio de fadiga.

Verifica-se mecanismo de formação e coalescência de alvéolos, característico de fratura dúctil. Nesta região podemos dizer que se atingiu valores de ΔK elevados numa faixa de 50 a 60 MPa.m^{1/2} localizados na região III da curva de propagação de trinca. Nesta região III, o modo de ruptura dúctil passa a ser o modo principal de fratura [78].

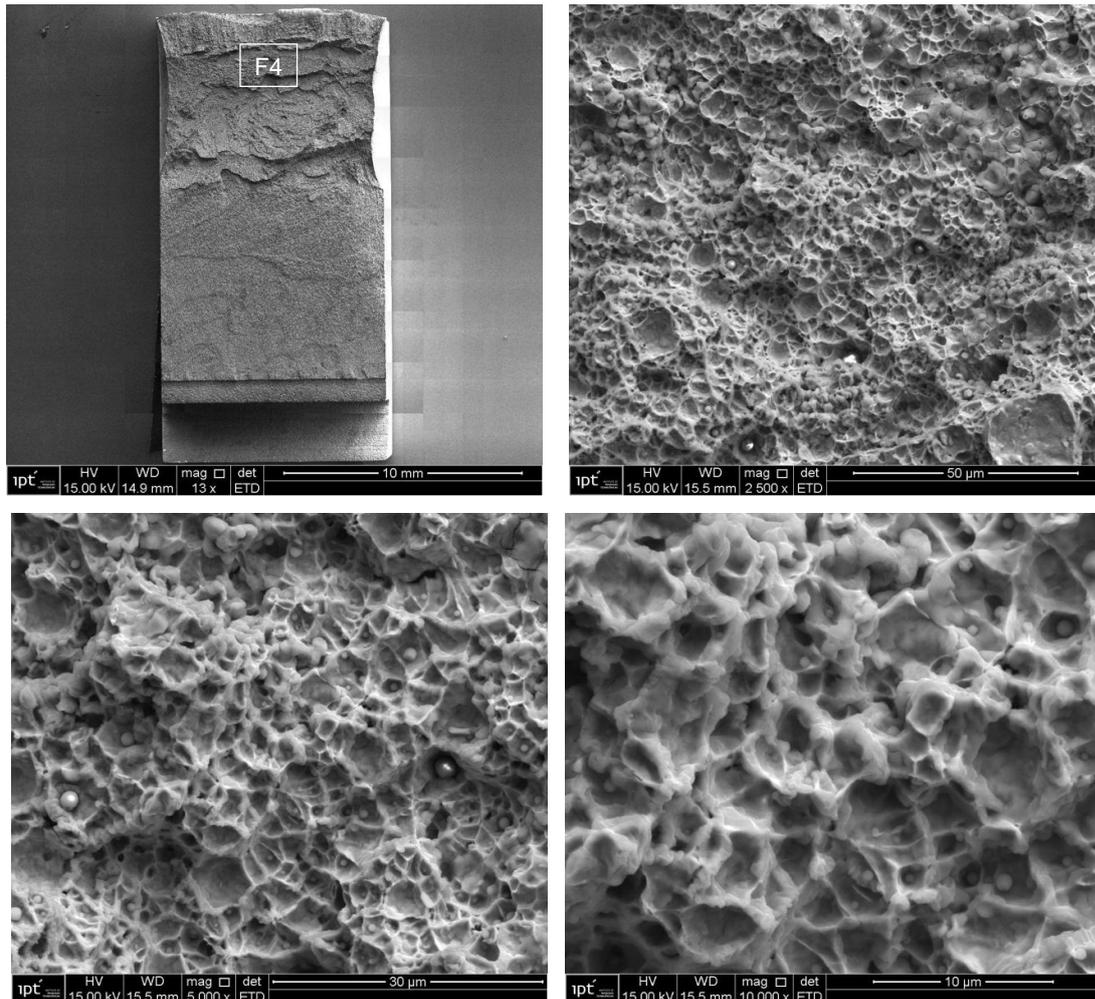


Figura 5.93 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP3 ZTA-AR na região F4.

5.8.6.4 Exames fractográficos CP4 SOLDA-ETANOL

O aspecto microfratográfico do corpo de prova CP4 SOLDA-ETANOL é apresentado nas Figura 5.94, Figura 5.95, Figura 5.96 e Figura 5.97 em quatro regiões distintas (F1 a F4) em diferentes aumentos.

Na Figura 5.94 observa-se a região de pré trinca que foi realizado para este caso com menor ΔK . O corpo de prova não teve contato com etanol na propagação da pré trinca, porém após o início do ensaio em meio de etanol, esta foi a região que ficou maior tempo exposto a solução. Devido a isto verifica-se que dentre as regiões analisadas é que apresenta a maior quantidade de produto de corrosão que recobre os grãos deformados

dificultando até mesmo a visualização das estrias de fadiga, tipicamente encontradas em outros corpos de provas na região da pré trinca. Deste modo novamente verificamos a corrosão causada pela solução de etanol.

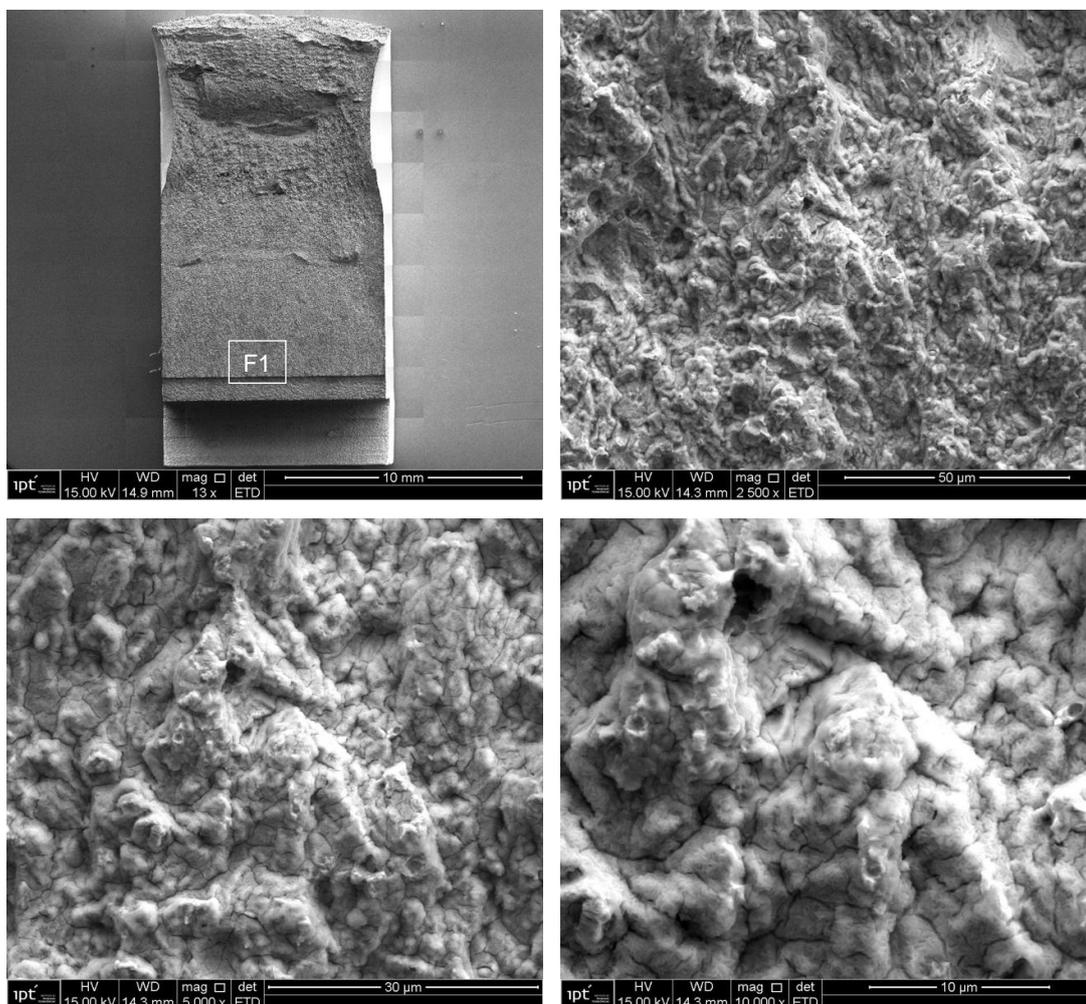


Figura 5.94 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 SOLDA-ETANOL na região F1.

Na Figura 5.95 observa-se a região intermediária de propagação com ΔK imposto maior que o da região F1.

Verifica-se algumas marcas de estrias de fadiga e regiões com produtos de corrosão que recobrem os grãos deformados, mas em menor quantidade do que ao encontrado na vista F1 (Figura 5.94). Nota-se também o início de coalescimento de alvéolos típicos dos dimples e de uma superfície de fratura tipicamente dúctil.

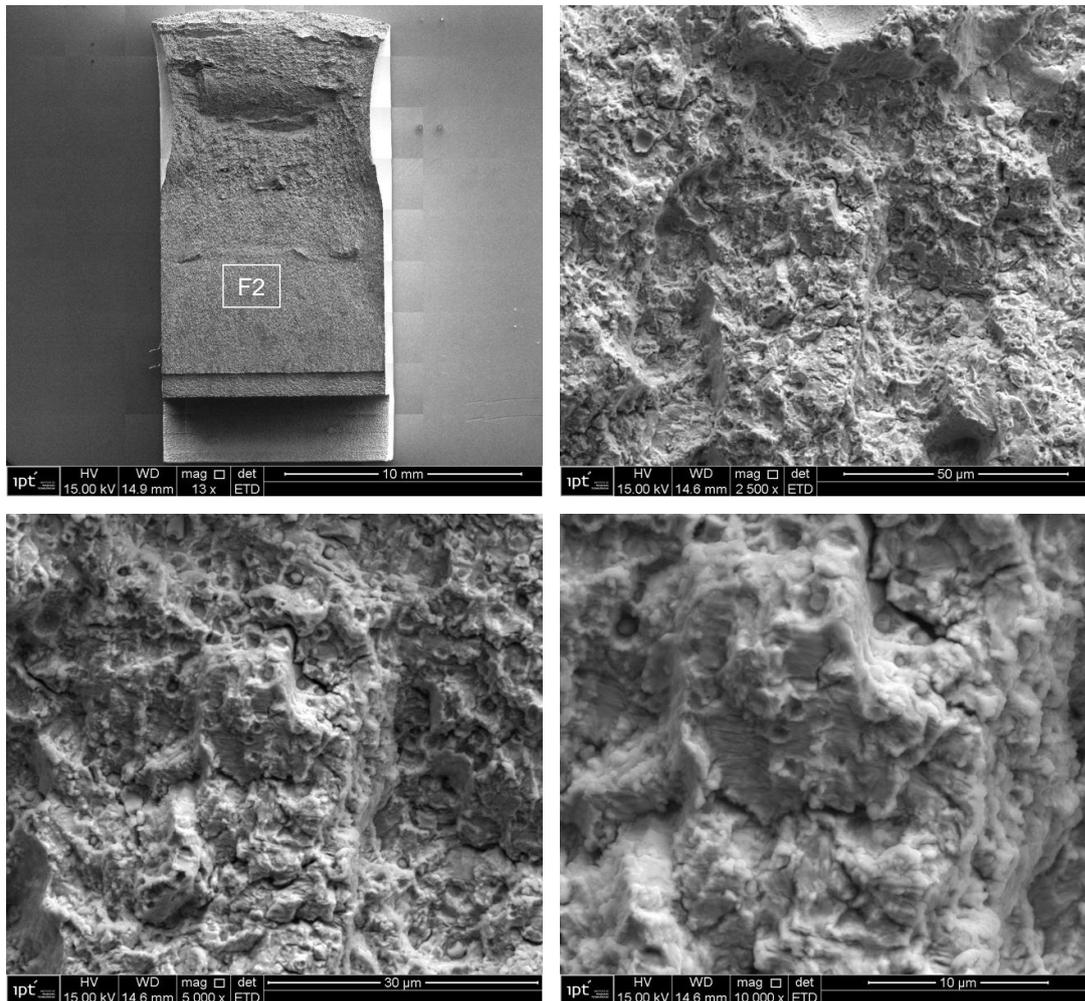


Figura 5.95 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 SOLDA-ETANOL na região F2.

Na Figura 5.96 observa-se a região final de propagação com o maior ΔK imposto dentro as regiões avaliadas.

Verifica-se marcas de estrias de fadiga que parecem se formar na direção perpendicular a propagação da trinca com a mudança de plano de escorregamento dos grãos. Estas estrias de fadiga possuem dimensões maiores na direção perpendicular a propagação da trinca do que as encontradas nos ensaios realizado ao ar indicando que o etanol age impedindo seu movimento natural de propagação ao longo da espessura do corpo de prova e fazendo com que a trinca se propague mais facilmente na direção L conforme mostrado na figura através do quadrado vermelho e seta da direção.

Dentre os ensaios de fadiga, este corpo de prova apresentou maior coeficiente C e menor coeficiente m da equação de Paris e Erdogan comparados com o ensaio realizado ao ar (Tabela 5.10 – CP9). Este fenômeno evidenciado pela formação de marcas de estrias maiores na direção na direção L deve explica o retardamento da taxa de crescimento de trinca.

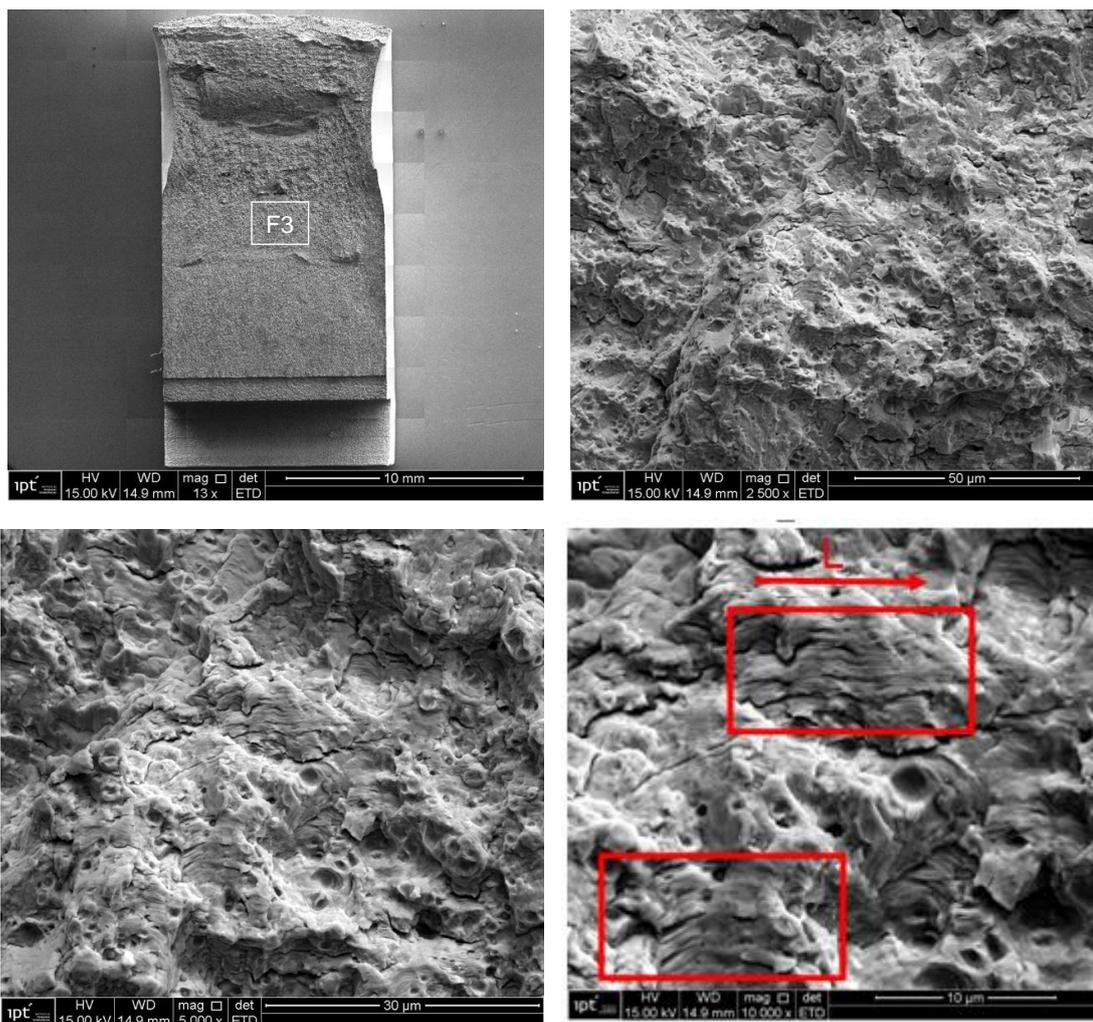


Figura 5.96 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 SOLDA-ETANOL na região F3.

Na Figura 5.97 observa-se a região de fratura da trinca. Este corpo de prova foi rompido quando houve propagação instável da trinca durante a execução do ensaio de fadiga.

Verifica-se mecanismo de formação e coalescência de alvéolos, característico de fratura dúctil. Nesta região podemos dizer que se atingiu valores de ΔK elevados numa faixa de 45 a 55 MPa.m^{1/2} localizados na região III da curva de propagação de trinca. Microestrutura similar ao encontrado no corpo de prova CP3 ZTA-AR (Figura 5.93).

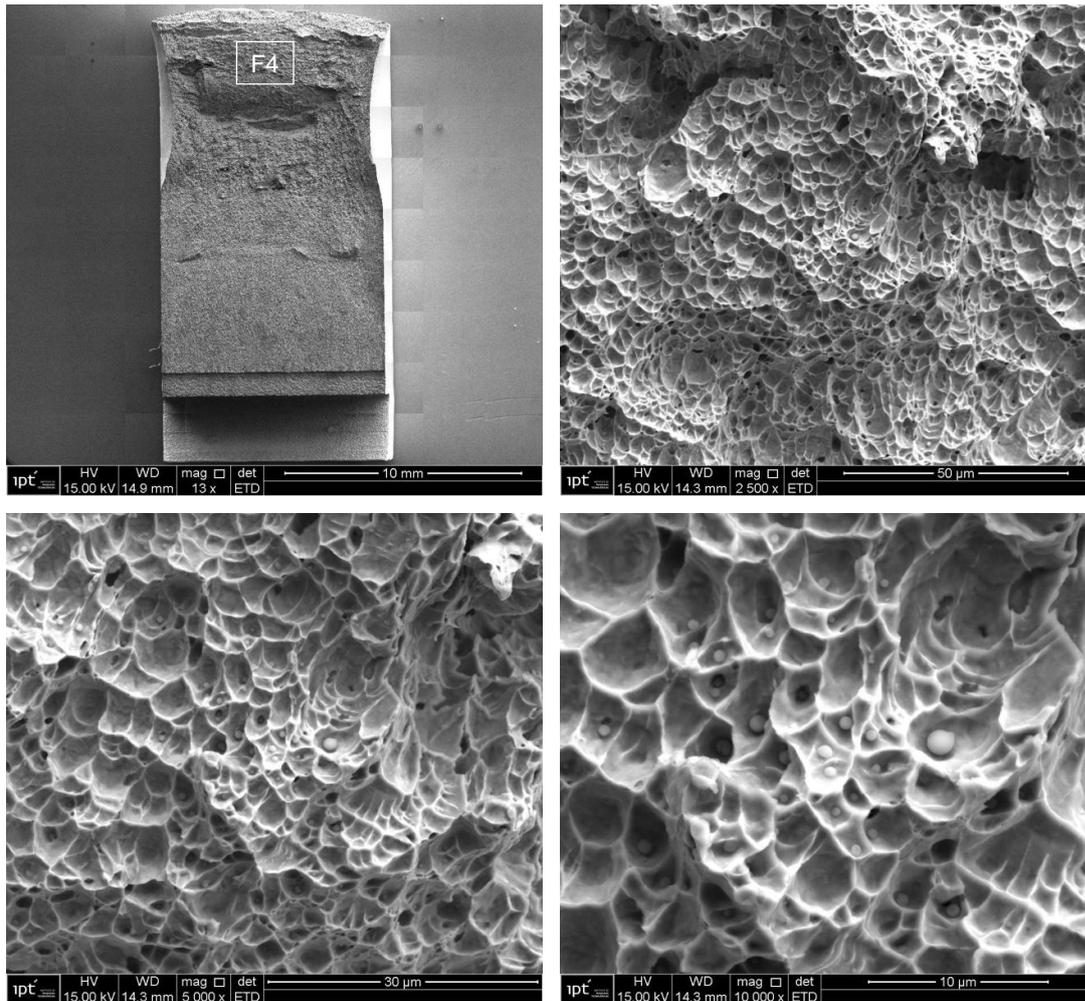


Figura 5.97 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP4 SOLDA-ETANOL na região F4.

A Figura 5.98 apresenta a localização e o espectro da análise por dispersão de energia na superfície de fratura do corpo de prova CP4 SOLDA-ETANOL. Ele evidencia a presença de oxigênio (O), ferro (Fe), silício (Si), manganês (Mn) e níquel (Ni). Nota-se a presença relativamente maior de oxigênio comparado

com o espectro do corpo de prova ensaiado ao ar (Figura 5.86). Este oxigênio é fruto do produto de corrosão formado pelo etanol.

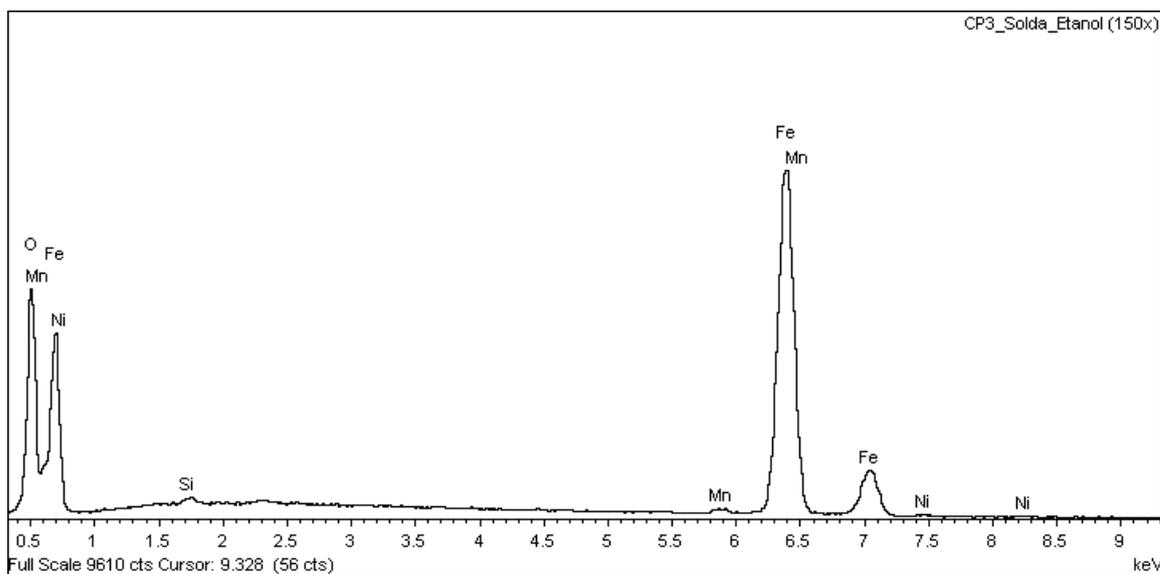
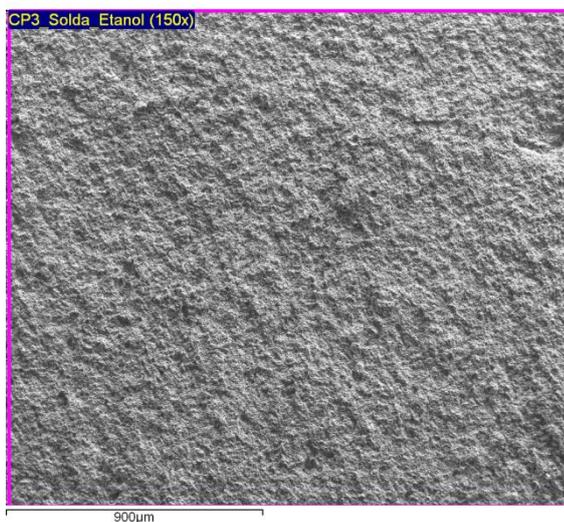


Figura 5.98 - Localização e espectro de dispersão de energia obtido para uma região da superfície de fratura. CP4 SOLDA-ETANOL.

5.8.6.5 Exames fractográficos CP5 ZTA-ETANOL

O aspecto microfratográfico do corpo de prova CP5 ZTA-ETANOL é apresentado nas Figura 5.99, Figura 5.100, Figura 5.101 e Figura 5.102 em quatro regiões distintas (F1 a F4) em diferentes aumentos.

Na Figura 5.99 observa-se a região de pré trinca que foi realizado para este caso com menor ΔK . O corpo de prova não teve contato com etanol na

propagação da pré trinca, porém após o início do ensaio em meio de etanol, esta foi a região que ficou maior tempo exposto a solução.

Verifica-se estrias de fadiga formadas por deformação plástica localizadas na frente da trinca idênticas as encontradas no CP1 TH SOLDA-AR, CP2 SOLDA-AR e CP3 ZTA-AR. Isto porque ambos os CPs foram submetidos as mesmas condições para propagação da pré trinca.

Diferente do encontrado no CP4 SOLDA-ETANOL o qual ficou exposto ao etanol no decorrer do ensaio de propagação de trinca, neste corpo de prova que também ficou exposto, não se verifica grande quantidade de produto de corrosão recobrendo os grãos, mas alguma evidência em menores quantidades.

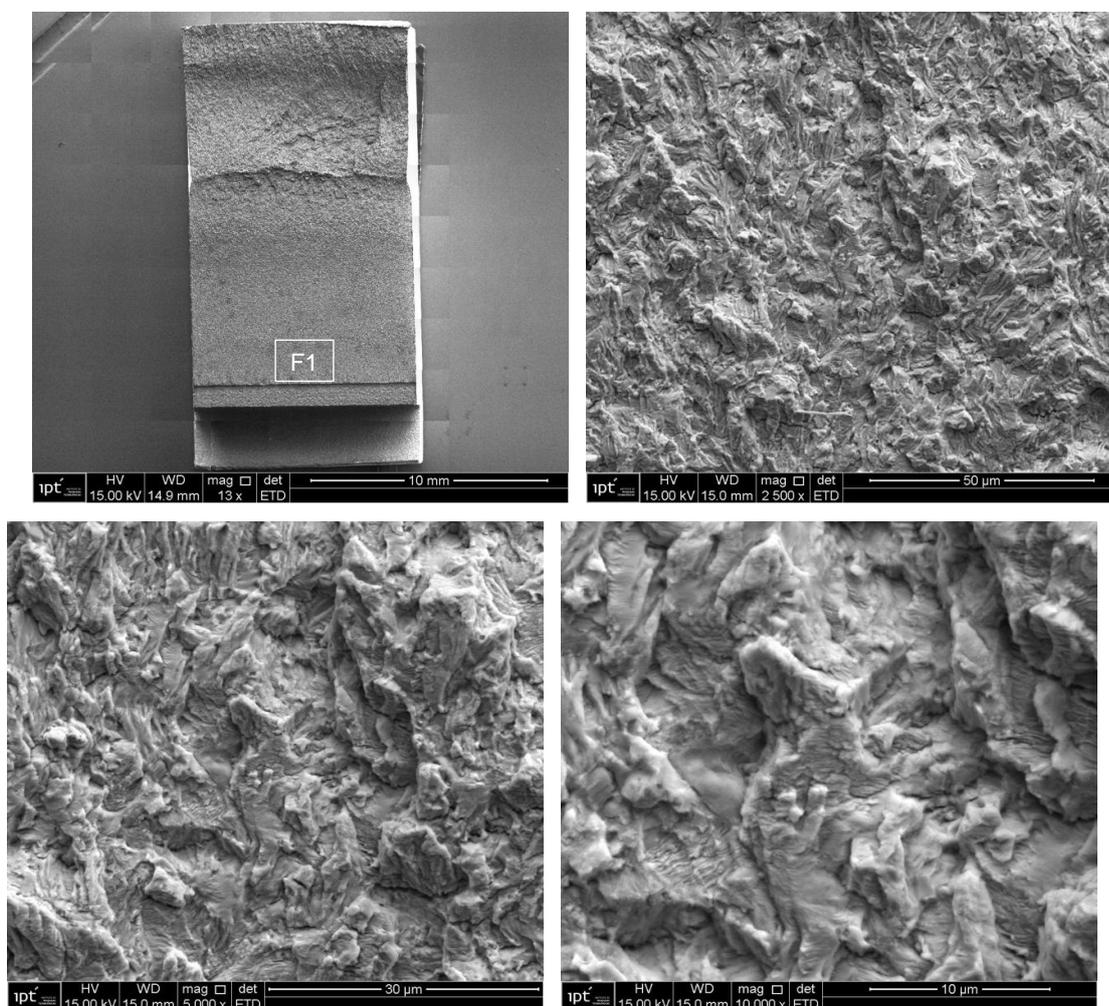


Figura 5.99 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP5 ZTA-ETANOL na região F1.

Na Figura 5.100 observa-se a região intermediária de propagação com ΔK imposto maior que o da região F1.

Verifica-se algumas marcas de estrias de fadigas e regiões com produtos de corrosão que recobrem os grãos deformados, similar ao encontrado no CP4 SOLDA-ETANOL (Figura 5.95). Nota-se, porém, menor quantidade de coalescimento de alvéolos típicos dos dimples e início de um alongamento da direção L das marcas de estrias indicando já um retardamento na taxa de crescimento da trinca.

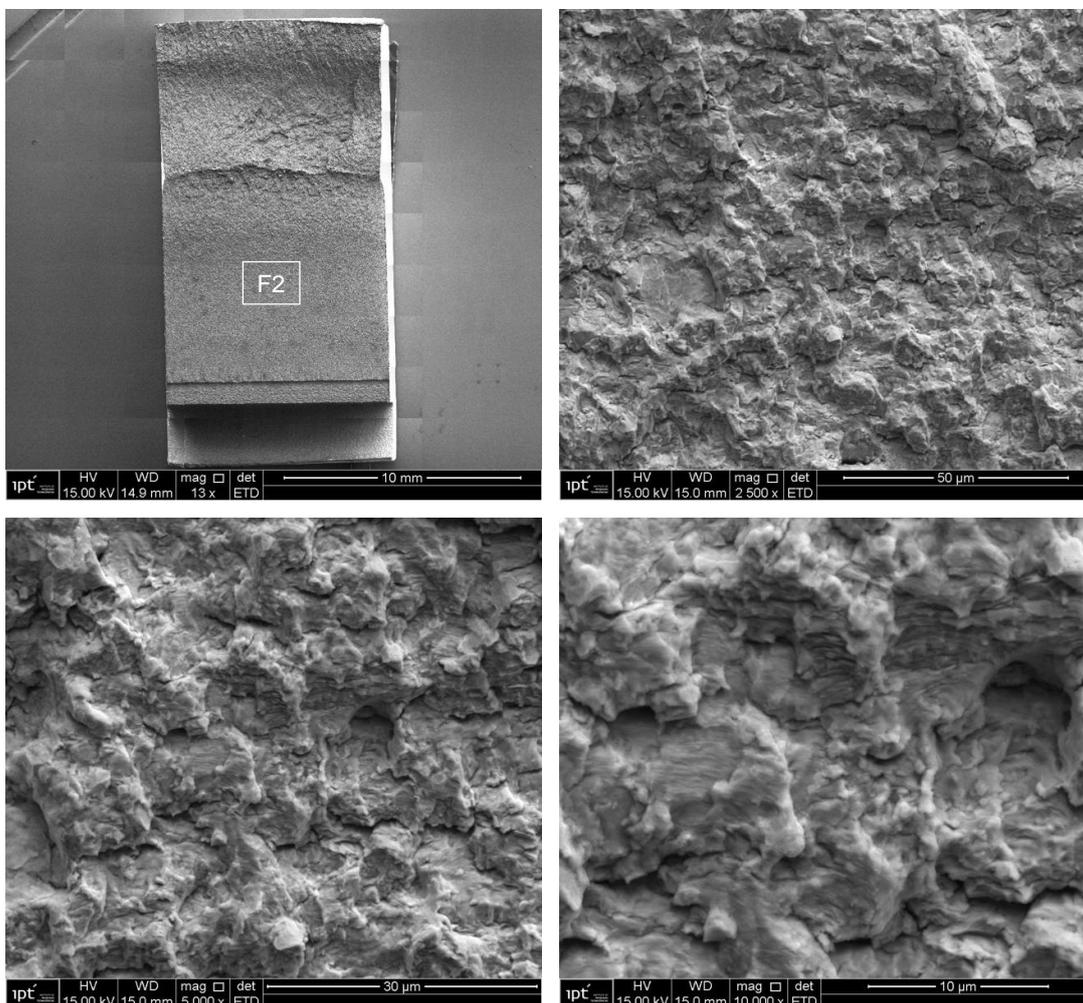


Figura 5.100 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP5 ZTA-ETANOL na região F2.

Na Figura 5.101 observa-se a região final de propagação com o maior ΔK imposto dentro as regiões avaliadas.

Verifica-se marcas de estrias de fadiga que parecem se formar na direção perpendicular a propagação da trinca com a mudança de plano de escorregamento dos grãos similar ao encontrado no CP4 SOLDA-ETANOL (Figura 5.96). Porém nesta microestrutura estas estrias de fadiga possuem dimensões ainda maiores na direção perpendicular a propagação da trinca do que as encontradas nos no CP4 SOLDA-ETANOL (Figura 5.96). De fato e dentre os ensaios de fadiga realizados, este corpo de prova apresentou o maior coeficiente C e menor coeficiente m da equação de Paris e Erdogan (Tabela 5.10 – CP11). Este fenômeno evidenciado pela formação de marcas de estrias maiores na direção na direção L deve explica o retardamento da taxa de crescimento de trinca.

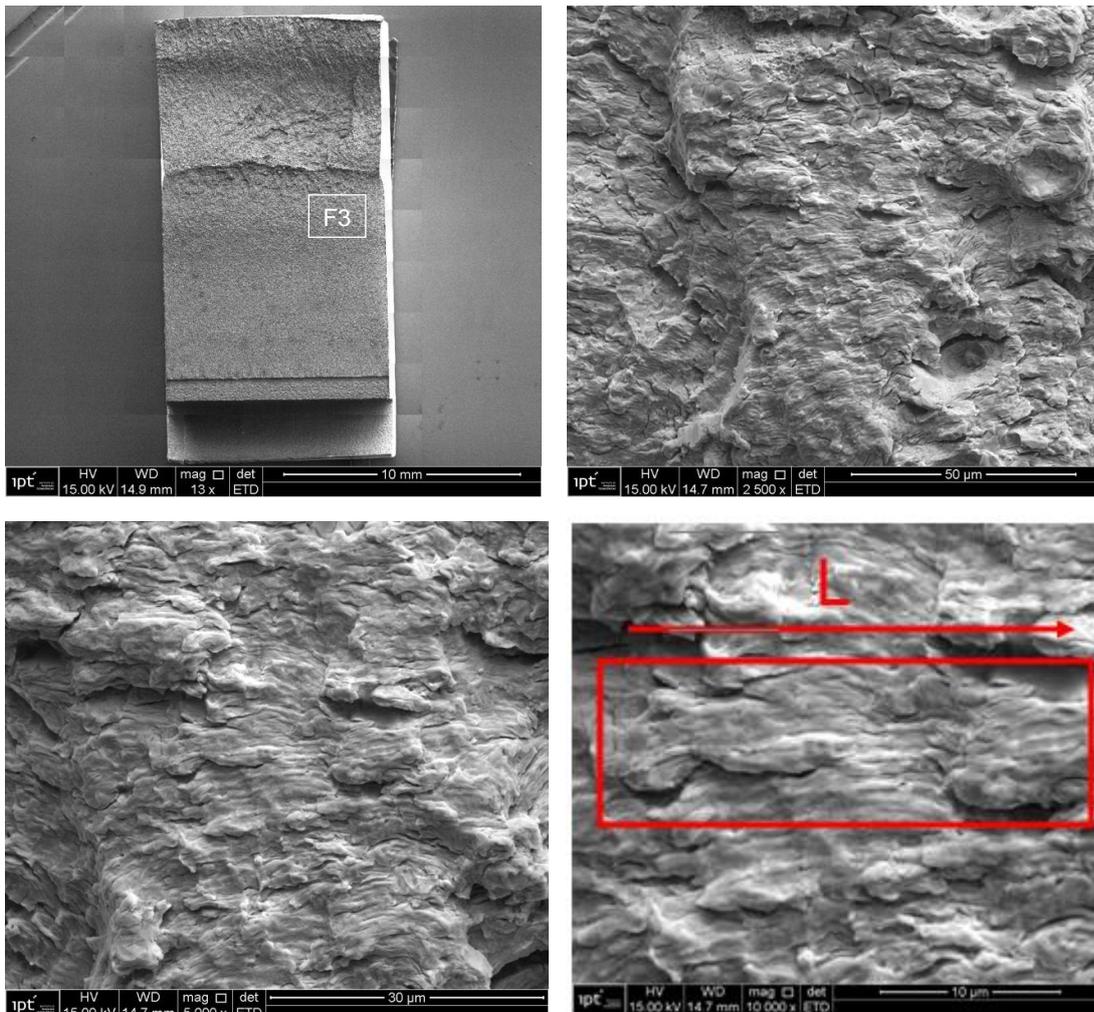


Figura 5.101 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP5 ZTA-ETANOL na região F3.

Na Figura 5.102 observa-se a região de fratura da trinca. Este corpo de prova foi rompido manualmente em atmosfera de nitrogênio pois o ensaio foi finalizado antes da ruptura do corpo de prova não ocorrendo assim a propagação instável da trinca. Devido a isto verifica-se a presença de clivagem dos grãos típico de uma fratura frágil.

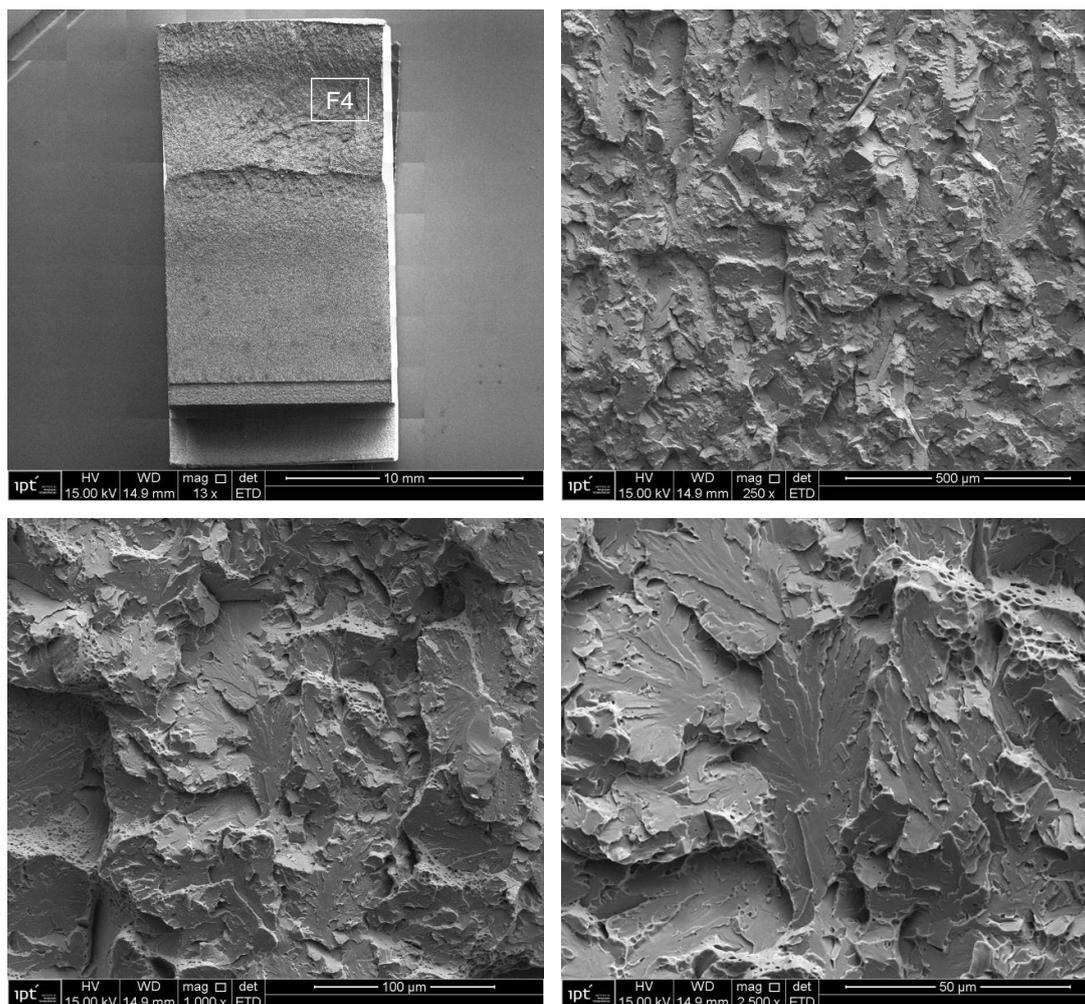


Figura 5.102 - Vista geral e detalhes de uma das superfícies de fratura do corpo de prova CP5 ZTA-ETANOL na região F4.

A Figura 5.103 apresenta a localização e o espectro da análise por dispersão de energia na superfície de fratura do corpo de prova CP5 ZTA-ETANOL. Ele evidencia a presença de oxigênio (O), ferro (Fe) e manganês (Mn). Nota-se a presença relativamente maior de oxigênio encontrado, similar ao espectro da

Figura 5.98, ambos para os corpos de prova ensaiados em etanol. Este oxigênio é fruto do produto de corrosão formado pelo etanol.

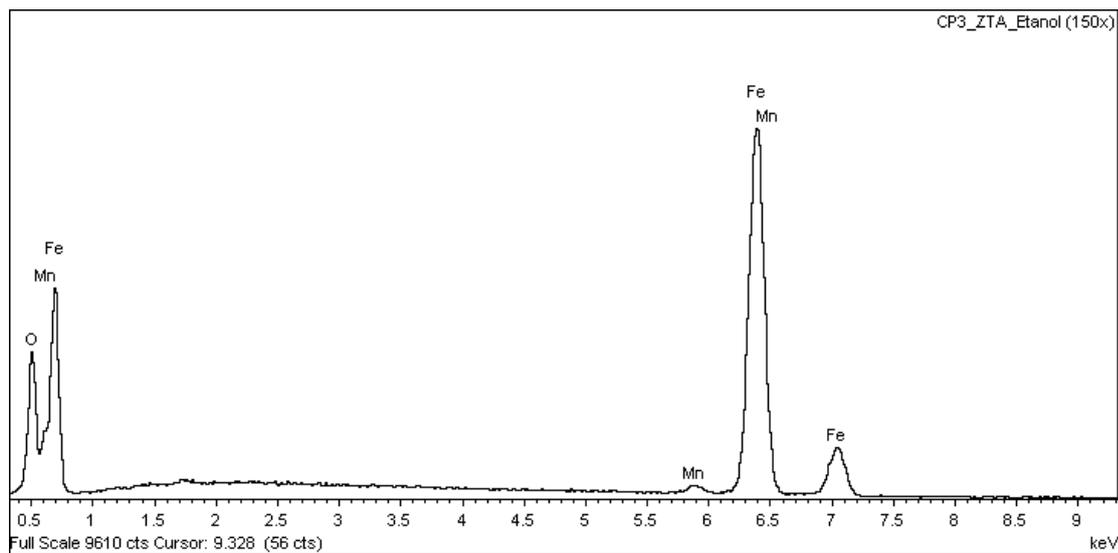
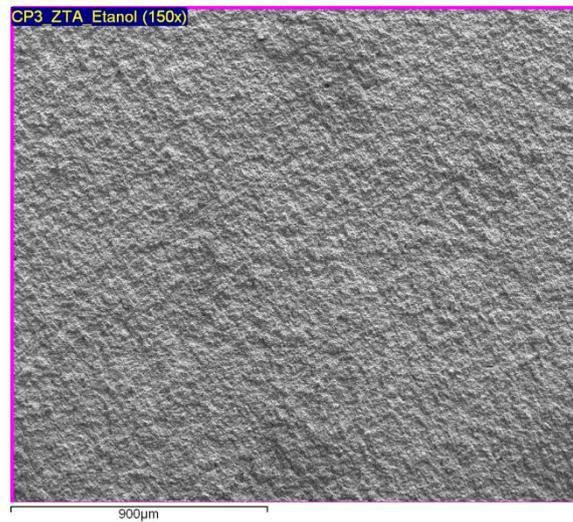


Figura 5.103 - Localização e espectro de dispersão de energia obtido para uma região da superfície de fratura. CP5 ZTA-ETANOL.

6 CONCLUSÕES

1. O material do tubo possui microestrutura com direções preferenciais (alinhamentos) devido a laminação da chapa que precedeu a produção do tubo. Não há diferenças significativas nas propriedades de resistência do material do tubo considerando as direções paralelas e perpendiculares a direção da laminação porém há anisotropia a nível microestrutural. Os maiores valores de resistência foram encontrados na direção perpendicular a laminação da chapa (circunferencial do tubo) sem que a resistência a direção paralela a laminação obtivesse valores inferior ao mínimo especificado pela Norma API 5L para classificar o aço como API 5L X70. Delaminações foram encontradas nas superfícies de fratura devido a distribuição em camadas da perlita na matriz ferrítica (bandeamento). A solda circunferencial produzida no tubo possuía algumas indicações, entre elas, porosidade e escoria que acabaram influenciando na resistência dos ensaios de tração na região da solda, mas sem que causasse queda de resistência menor que o definido na norma API 5L.
2. A região da solda apresentou dureza maior que a região da sua ZTA e metal de base, exceto a raiz da solda que apresentou dureza menor por ser e material diferente do material de enchimento da solda. O mapeamento da dureza revelou nitidamente as diferenças da dureza ao longo da região da solda apresentando valores médios de 270 HV para região da solda em seu enchimento e acabamento, 230 HV para região da raiz da solda e valores de 240 HV a 270 HV para a região do metal de base. Os valores encontrados foram conforme esperados e encontrados em outros trabalhos.
3. Em testes de tração foram observadas descontinuidades na superfície de fratura do MS, que reduziram a resistência e o alongamento final em relação ao MB, embora ainda atendendo os requisitos da norma API. As superfícies de fratura do material de base, em ensaios de tração e de impacto, apresentaram delaminações típicas da anisotropia decorrente da microestrutura bandeada.

4. Nos ensaios de impacto Charpy com entalhes posicionados na ZTA e no MS ficou evidente que o processo de soldagem influi no caminho de propagação da fratura, alterando sensivelmente a energia absorvida. No MS a fratura é fragilizada pela tendência a seguir o caminho das interfaces entre os passes da solda de enchimento. A junta soldada analisada apresentou microestruturas compatíveis com o esperado e atendeu os requisitos mínimos de norma para resistência à tração, dureza e impacto. Entretanto, ficou evidente que, especialmente a região do MS, a presença de descontinuidades afetou de forma significativa os resultados de tração e especialmente a fratura por impacto Charpy. Conclui-se que a solda circunferencial usada na construção de dutos, ainda que executada conforme os procedimentos de qualificação, constitui-se numa região mais susceptível a falhas, especialmente em solicitações de impacto.

5. O etanol provocou Corrosão sob Tensão nos ensaios de Baixa Taxa de Deformação alterando a deformação final do corpo de prova de 15% para 7% para a região da ZTA e de 15% para 4% para a região da solda enquanto que não houve redução no limite de escoamento e de resistência dos corpos de prova ensaiados. Assim a consequência da CST é a perda da ductilidade do material e não redução de sua resistência. As análises da superfície de fratura demonstraram que ao ar, a fratura ocorreu fora da região do entalhe e nos ensaios em etanol, a fratura ocorreu na região do entalhe demonstra que a severidade do entalhe não afeta significativamente os resultados ao ar e somente em etanol, evidenciando a influência do etanol. Duas (02) regiões distintas foram observadas na superfície de fratura, região periféricas com deformação de natureza dúctil de propagação da trinca de corrosão sob tensão caracterizada pela presença de facetas (delaminações) que parecem seguir os planos de clivagem dos grãos até que atingem a região central de início da ruptura onde observa-se então presença de alvéolos na fase final de crescimento da trinca e rompimento do corpo de prova.

6. Nos ensaios de propagação de trinca por fadiga em etanol, as curvas de propagação de trinca apresentam mudanças de inclinações ao longo de todo o ensaio comparados com as taxas dos ensaios realizados ao ar. Este efeito é causado pelo aspecto corrosivo do etanol que influencia a dinâmica de crescimento da trinca formando filme de produto de corrosão na ponta trinca e sua ruptura quando a trinca se propaga, alterando assim a sua taxa de crescimento. Para a região da ZTA, conforme já mencionado anteriormente no item 6 deste capítulo, a menor taxa de propagação de trinca foi evidenciada pelos ensaios conduzidos com a trinca na ZTA em etanol. Portanto, pode se concluir que o etanol além de provocar CST provoca também alterações nas taxas de propagação de trinca alterando ora para um retardamento da propagação (região da ZTA) e ora aceleração da propagação (região da solda). A frequência dos ensaios em etanol foi 15 vezes menor que dos ensaios ao ar, bem como a quantidade de ciclos até o fim da propagação da trinca. Deste modo verificou-se que a frequência dos ensaios é um fator importante para fenômenos dependente do tempo, tais como a corrosão causada pelo etanol, e assim altera a dinâmica da propagação de trincas.

7. As superfícies de fratura dos ensaios de propagação de trinca demonstraram superfície plana com presença de estrias de fadiga e alvéolos (dimples) tipicamente de uma fratura dúctil para os ensaios conduzidos ao ar e etanol, sendo que para os ensaios em etanol, verifica-se presença de material produto de corrosão do etanol que recobre os grãos. Uma grande diferença encontrada entre as superfícies de fratura dos ensaios conduzidos ao ar com os ensaios conduzidos em etanol é a presença de estrias de fadiga maiores na direção perpendicular a propagação da trinca para os ensaios em etanol indicando diferenças no mecanismo de propagação da trinca causado pelo etanol. Verificou-se também a tendência de formação de nucleação de trincas perpendiculares a direção preferencial da trinca e conseqüente formação de facetas, fruto do bandeamento microestrutural existente no material. Na região de ruptura da trinca, verificou-se fratura tipicamente dúctil com grande quantidade de alvéolos para os ensaios que a trinca promoveu a ruptura do

corpo de prova, e fratura tipicamente e frágil com presença de clivagem, para os corpos de prova onde foi necessário rompe-los em nitrogênio devido a trinca não os ter rompido até o final do ensaio.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir das pressões dos testes hidrostático realizados em dutos da Transpetro, calcular o maior tamanho de trinca em que não ocorra falha no duto. A partir deste valor definir o tamanho da pré trinca em ensaios de fadiga. Levantar o histórico de variação de pressão interna destes dutos e executar os ensaios de fadiga com valores de ΔK e ciclagem de cargas equivalentes as cargas impostas pela pressão interna do duto. Com isto definir as constantes da Equação de Paris e Erdogan e calcular a vida útil do duto.

Executar o ensaio de fadiga em diferentes condições de carregamento com patamares e frequência para que ocorra maior tempo de contato do meio na ponta da trinca antes da sua propagação.

Executar o ensaio de fadiga no material API 5L X80 que no futuro poderá ser muito utilizado para os dutos que vierem a ser construídos.

Executar o ensaio de fadiga nas mesmas condições deste trabalho utilizando o etanol proveniente do milho e o da cana de açúcar.

Executar o ensaio de fadiga nas mesmas condições deste trabalho utilizando o gás natural como meio, simulando assim a operacionalidade de um gasoduto visto a recente falha de um gasoduto local por meio de corrosão sob tensão na região da solda circunferencial.

Estudar a composição do etanol e da característica de sua corrosão sob tensão em aços API afim de mitigar suas causas.

Aprofundar os estudos em corrosão sob tensão na região da solda.

8 REFERÊNCIAS

- [1] Santos. C. A. L., Joaquim A. C., Santos J. V. S., Flor J. P., Santos Jr. H. O., Panossian Z., Araújo M., Pimenta G. S., Estudos de corrosão sob tensão do aço API 5L X70 em meio de etanol sob atmosfera de nitrogênio e ar sintético, INTERCORR 2012_034.
- [2] A. Demirbas, Biofuels sources, biofuel policy, biofuel economy and global biofuel projections, *Energy Convers. Manage.* 49 (2008) 2106–2116.
- [3] A.K. Agarwal, Biofuels (alcohols and biodiesel) applications as fuels for internal combustion engines, *Prog. Energy Combust. Sci.* 33 (2007) 233–271.
- [4] M.R. Denicoff, *Ethanol Transportation Backgrounder*, USDA, 2007.
- [5] R.D. Kane, J.G. Maldonado, *Stress Corrosion Cracking of Carbon Steel in Fuel Grade Ethanol: Review and Survey*, American Petroleum Institute, Washington, DC, 2003.
- [6] R.D. Kane, N. Sridhar, M.P. Brongers, J.A. Beavers, A.K. Agrawal, L.J. Klein, Stress corrosion cracking in fuel ethanol: a recently recognized phenomenon, *Mater. Performance* 44 (2005) 50–55.
- [7] N. Sridhar, K. Price, J. Buckingham, J. Dante, Stress corrosion cracking of carbon steel in ethanol, *Corrosion* 62 (2006) 687–702.
- [8] X. Lou, D. Yang, P.M. Singh, Effect of ethanol chemistry on stress corrosion cracking of carbon steel in fuel-grade ethanol, *Corrosion* 65 (2009) 785–797.

- [9] X. Lou, D. Yang, P.M. Singh, Film breakdown and anodic dissolution during stress corrosion cracking of carbon steel in bioethanol, *J. Electrochem. Soc.* 157 (2010) C86–C94.
- [10] F. Gui, N. Sridhar, J.A. Beavers, Localized corrosion of carbon steel and its implications on the mechanism and inhibition of stress corrosion cracking in fuel-grade ethanol, *Corrosion* 66 (2010).
- [11] J.A. Beavers, F. Gui, N. Sridhar, Effects of environmental and metallurgical factors on the stress corrosion cracking of carbon steel in fuel-grade ethanol, *Corrosion* 67 (2011).
- [12] L.R. Goodman, P.M. Singh, Repassivation behavior of X65 pipeline steel in fuel grade ethanol and its implications for the stress corrosion cracking mechanism, *Corros. Sci.* 65 (2012) 238–248.
- [13] X. Lou, P.M. Singh, Phase angle analysis for stress corrosion cracking of carbon steel in fuel-grade ethanol: experiments and simulation, *Electrochim. Acta* 56 (2011) 1835–1847.
- [14] L. Cao, *Corrosion and Stress Corrosion Cracking of Carbon Steel in Simulated Fuel Grade Ethanol*, Ohio State University, 2012.
- [15] R.C. Newman, Review and hypothesis for the stress corrosion mechanism of carbon steel in alcohols, *Corrosion* 64 (2008) 819–823.
- [16] H. Ouchi, J. Kobayashi, I. Soya, K. Okamoto, Fatigue-crack growth in a hightensile strength steel in seawater and several other environments, *ISIJ Int.* 34 (1994) 451–459.
- [17] O. Vosikovskiy, R.J. Cooke, An analysis of crack extension by corrosion fatigue in a crude oil pipeline, *Int. J. Press. Vessels Pip.* 6 (1978) 113–129.

- [18] API TECHNICAL REPORT 939-D, Stress Corrosion Cracking of Carbon Steel in Fuel-Grade Ethanol: Review, Experience Survey, Field Monitoring, and Laboratory Testing, second edition, May 2007.
- [19] Hippert Jr, Avaliação de Defeitos Planares em Dutos Através de Metodologia Micromecânica: Boletim Técnico da Petrobrás, 2003, Rio de Janeiro.
- [20] API Specification for Line Pipe, December, 2012.
- [21] API 1104, Welding of Pipelines and Related Facilities, April, 2010.
- [22] Loureiro, A. J. R. Effect of heat input on plastic deformation of undermatched welds. *Journal of Materials Processing Technology*, 128, p. 240-249, 2002.
- [23] AWS D1.1, Structural Welding Code, January, 2010.
- [24] Davidson, J.L. Hydrogen-Induced Cracking of Low Carbon – Low Alloy Steel Weldments. *Materials Forum*, v. 19, p. 35-51, 1995.
- [25] Dixon, B.; Hakansson, K. Effects of welding parameters on weld zone toughness and hardness in 690 MPa steel. *Welding Journal*, v. 74, n. 4, p. 122s-132s, April 1995.
- [26] Marques P.V, Modenesi P.J., Bracarense A.Q., Soldagem – Fundamentos e Tecnologia, 3ª edição, 2009.
- [27] ASTM E 837, Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method, 2008.

[28] NACE TM 0111, Slow Strain Rate Test Method for Evaluation of Ethanol Stress Corrosion Cracking in Carbon Steels, 2011.

[29] ASTM E 1823, Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing, February, 2013

[30] Moreto, J.A, Estudo da corrosão e corrosão-fadiga em ligas de Al e Al-Li de Alta Resistência para Aplicação Aeronáutica, EESC –USP, 2012

[31] Lin, M. R., Fine, M. E., Mura, T., 1986, “Fatigue Crack Initiation on Slip Bands: Theory and Experiment”, *Acta Metallurgica* v. 34, n. 4, pp. 619 – 628.

[32] Bhat, S. P., Fine, M. E., 2001, “Fatigue Crack Nucleation in Iron and a High Strength Low Alloy Steel”, *Materials Science and Engineering A* v. 314, pp. 90 – 96.

[33] Callister Jr., W., 2012, *Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução*. 8° ed. Rio de Janeiro, LTC.

[34] Zhang, M., Yang, P., Tan, Y., 1999, “Micromechanisms of Fatigue Crack Nucleation and Short Crack Growth in a Low Carbon Steel Under Low Cycle Impact Fatigue Loading”, *International Journal of Fatigue* v. 21, pp. 823 – 830.

[35] Laird, C., 1979, “Mechanics and Theories of Fatigue”, *Fatigue and Microstructure*, pp. 121 – 129 apud in FERNANDES, J. L., 2002, *Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais*. Tese de D. Sc., PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

[36] Broek, D., 1989, *The Practical Use of Fracture Mechanics*. Netherlands, Kluwer Academic Publishers.

[37] Dieter, G. E., 1976, *Mechanical Metallurgy*. 2 ed. Mc-Graw Hill.

- [38] De Marco Filho, F., 2002, Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API Grau X-65 para Utilização em Risers Rígidos. Tese de D. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [39] Machado, J. M., 2002, Planejamento Baseado em Risco de Inspeção à Fadiga em Unidades Estacionárias de Produção. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [40] Paris, P. C., Erdogan, F., 1963, Trans. ASTM v. 85, pp. 528.
- [41] Braz, M. H. P., 1999, Propriedades de Fadiga de Soldas de Alta Resistência e Baixa Liga com Diferentes Composições Microestruturais. Tese de M. Sc., USP, São Carlos, SP, Brasil, 1999.
- [42] Lawson, L., Chen, E. Y., Meshi, M. “Near-threshold Fatigue: a Review”, 1996, International Journal of Fatigue v. 21, pp. S15 – S34.
- [43] Meggiolaro, M. A., De Castro, J. T. P., 1997, “Equacionamento da curva de propagação de trincas por fadiga”, III Seminário de Mecânica da Fratura / Integridade Estrutural.
- [44] Fernandes, J. L., 2002, Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais. Tese de D. Sc., PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [45] ASTM D 4806, Standard Specification for Denatured Fuel Ethanol for Blending with Gasolines for Use as Automotive Spark-Ignition Engine Fuel, 2014.
- [46] ASTM A 36, Standard Specification for Carbon Structural Steel, 2014.
- [47] Joseane O. Breitenbach, Alexandre G. Chrestani, Eliakin L. de Abreu, Pedro Moraes, Telmo R. Strohaecker, Carlos E. F. Kwietniewski, Gutemberg S.

Pimenta, Ilson P. Baptista, Marcelo Araujo, "Evaluation of Steel API X 70 Embrittlement in Different Ethanol Environments", Rio Pipeline, Setembro 2013.

[48] Joseane O. Breitenbach, Alexandre G. Chrestani, Eliakin L. de Abreu, Pedro Moraes, Telmo R. Strohaecker, Carlos E. F. Kwietniewski, Gutemberg S. Pimenta, Ilson P. Baptista, Marcelo Araujo, "Stress Corrosion Cracking Susceptibility of The API 5L X70 Steel in Simulated Fuel Grade Ethanol", Rio Pipeline, Setembro 2013.

[49] Moreira A. R.; Panossian Z.; Bragagnolo G. M.; Santos C. A. L. ; Gandur M. C., Souza E. M., Corrosividade do etanol anidro, do etanol hidratado e da mistura combustível E25 (25% etanol/75% gasolina), INTERCORR 2010_36.

[50] Santos C. A. L., Panossian Z., Pimenta G. S., Estudos de corrosão em meio de etanol, INTERCORR 2010_398.

[51] J.W. Sowards, T.S. Weeks, J.D. McColskey, The influence of simulated fuel-grade ethanol on fatigue crack propagation in pipeline and storage-tank steels, Corrosion Science 75, pág. 415-425, 2013.

[52] ASTM E 8M, Standard Test Method for Tension Testing Of Metallic Materials, December, 2011.

[53] Relatório Técnico 139 973-205, Caracterização do metal de base e solda em segmento de duto, 2014.

[54] ASTM E 23, Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2016.

[55] ASTM E3, Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens, 2016.

- [56] ASTM E 10, Standard Test Method for Brinell Hardness of Metallic Materials, 2015.
- [57] ASTM E 92, Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials, 2016.
- [58] ASTM E 384, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, 2016.
- [59] Relatório Técnico 146 136-205, Caracterização fractográfica de corpos de prova submetidos a ensaios de baixa taxa de deformação, 2016.
- [60] ASTM 647, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, May, 2013.
- [61] ASTM E 1820, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness, 2015.
- [62] Gislaine M. Bragagnolo, Zehbour Panossian, Célia Ap. L. dos Santos, Gutemberg S. Pimenta, Study of water absorption by anhydrous ethanol from different sources, Intercorr 2011.
- [63] Ming-Chun Zhao, Ke Yang, Fu-Ren Xiao, Yi-Yin Shan, Continuous cooling transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels Materials Science and Engineering A355 (2003) 126/136.
- [64] Young Min Kim, Sang Yong Shin, Hakcheol Lee, Byoungchul Hw Ang, Sunghak Lee, and Nack J. Kim, Effects of Molybdenum and Vanadium Addition on Tensile and Charpy Impact Properties of API X70 Linepipe Steels, Metallurgical and Materials Transaction A. Volume 38A, August 2007—1731.
- [65] Norma Petrobras N-133, Soldagem, 2015.

[66] Barbosa, V. Scarabeli, Avaliação da integridade estrutural em um tubo de aço API 5L X70 através da propagação de trincas por fadiga, 2014.

[67] Fearnough GD, Fracture propagation control gas pipelines: a survey of relevant studies. Int J Press Vessel Pip 1974; 2:257 e 82.

[68] Joo MS, Suh DW, Bhadeshia HKDH, Mechanical anisotropy in steels for pipelines. ISIJ Int, v.53, No.8, p.1305-1314, 2013.

[69] Ruggieri C, Hippert Jr E. Delamination effects on fracture behaviour of a pipeline steel: a numerical investigation of 3-D crack front fields and constraint. Int J Press Vessel Pip 128 (2015) 18-35.

[70] Goodman, L., Singh, P.M., Investigation of passivation characteristics of X65 pipeline steel in Ethanol Fuel Environments. NACE international, paper No 11395, 2011.

[71] Landim, R.V., Souza, S.M.C, Velasco, J.A.C., Pimenta, G.S., Palmieri, I.B., Altoé, P., Araujo, M., Oliveira, V., Ferraz, O.B., Abud, I.C., Centeno, R.O. Susceptibility to stress corrosion cracking of steel API 5L X70 used on pipelines transport of ethanol and their mixtures/influence of contaminants. In: 11ª CONFERÊNCIA SOBRE TECNOLOGIA DE EQUIPAMENTOS, 11, 2011, Porto de Galinhas. Anais...Porto de Galinhas: Associação Brasileira de Ensaio Não Destrutivos e Inspeção, 2011. 1 CD.

[72] Torkkeli, J., Hirsi, V., Saukkonen, T., Hänninen, H., Evaluation of post-weld treatment as a method to prevent stress corrosion cracking of carbon steel in ethanol by notched constant tensile load testing. The European Corrosion Congress: EUROCORR, 10p., 2011.

[73] Sridhar, N., Price K., Buckingham J., Dante J., Stress corrosion cracking of carbon steel in ethanol. Corrosion, v. 62, n. 8, p. 687-702, 2006.

[74] Beltrão, M. A. Neves, Propagação de trincas de fadiga em juntas soldadas longitudinais de aço para dutos da classe API 5L X70, 2005.

[75] T. Shoji, H. Takahashi, M. Suzuki, T. Kondo, A new parameter for characterizing corrosion fatigue crack growth, J. Eng. Mater. Technol. 103 (1981) 298–304.

[76] Santos, E. A., Resistência à fadiga de tubo API 5L X65 cladeado e soldado circunferencialmente com eletrodo de Inconel® 625, 2016.