

ISABELA ATILIO

**Avaliação da tenacidade na região de transição dúctil-frágil de um tubo de aço grau API
5L soldado por HF/ERW.**

Guaratinguetá – SP

2017

ISABELA ATILIO

Avaliação da tenacidade na região de transição dúctil-frágil de um tubo de aço grau API 5L soldado por HF/ERW.

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento.

Guaratinguetá – SP

2017

A872a	Atilio, Isabela Avaliação da tenacidade na região de transição dúctil-frágil de um tubo de aço grau API 5L soldado por HF/ERW / Isabela Atilio – Guaratinguetá, 2017. 182 f : il. Bibliografia: f. 174-182 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2017. Orientador: Prof. Dr. Marcelino Pereira do Nascimento 1. Aço de alta resistência. 2. Soldagem. 3. Petróleo. 4. Gás. I. Título CDU 669.14(043)
-------	---

ISABELA ATILIO

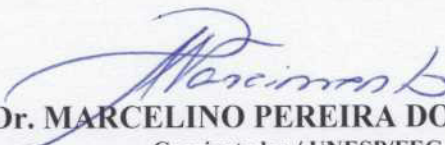
**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

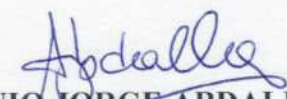
**PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS**

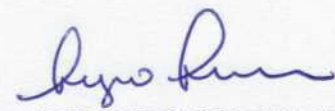
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr.ª Ana Paula Rosilini Alves Claro
Coordenadora

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELINO PEREIRA DO NASCIMENTO
Coorientador / UNESP/FEG


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
UNESP/FEG


Prof. Dr. SERGIO SCHNEIDER
EEL/USP

Setembro/2017

DADOS CURRICULARES

ISABELA ATILIO

NASCIMENTO	31.05.1991 – Pitangueiras – SP / Brasil
FILIAÇÃO	Roberto Atilio Luciana Casadei Atilio
2009/2014	Graduação em Engenharia de Materiais pela Escola de Engenharia de Lorena, da Universidade de São Paulo, EEL – USP.
2015/2017	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista, FEG – Unesp.

Aos meus pais, Luciana e Roberto, pela dedicação à minha formação, ao meu irmão, João Gabriel, pelo amor fraternal, ao meu companheiro de todas as horas, Diego, pelo seu carinho, apoio e atenção, e a todos os mestres, pelos ensinamentos e incentivos.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus pela oportunidade de viver a jornada que me foi concedida por Ele e por motivar-me todos os dias ao longo da minha vida.

À minha família, pelo carinho e apoio que recebi ao longo da minha vida, em especial aos meus pais, Roberto Atilio e Luciana Casadei, pela dedicação à minha formação, por terem orientado os meus passos e moldado o meu caráter, ao meu irmão João Gabriel Atilio, pela fraternidade, e às minhas avós, Lucy Vizotto e Neusa Nunes, por terem cuidado de mim com muito amor. Apesar da distância, me incentivaram muito e contribuíram para que eu chegasse até aqui.

Um obrigado mais que carinhoso ao meu companheiro de todas as horas, Diego Ligabo, pelo exemplo de superação e determinação, por mostrar que podemos muito mais na vida, por compartilhar comigo momentos inesquecíveis e fazer-me cada dia mais feliz.

A todos os meus amigos, pelos momentos de alegria vividos.

Ao meu orientador, Prof. Marcelino Pereira do Nascimento, pela paciência para lidar com a minha ansiedade e que, durante esse tempo de convivência, muito me ensinou e incentivou.

A todos os membros da UNESP, que direta ou indiretamente contribuíram para o desenvolvimento do meu trabalho, sendo eles professores, técnicos e colegas de pesquisa. Um obrigado especial aos técnicos Domingos Hasmann Neto, Wilson Roberto Monteiro, Odir Vieira da Silva e Manoel Francisco dos Santos Filho, pela presteza e disposição em ajudar.

À UNIFEI, em especial ao técnico Angelo de Souza e ao professor Gilbert Silva, pela colaboração com a realização dos ensaios de pré-trinca de fadiga.

Ao DCTA, especialmente ao técnico Douglas Henrique da Silva Costa, pela colaboração com a realização dos ensaios CTOD a temperaturas negativas.

À EEL/USP, em especial ao técnico Francisco de Paiva Reis e aos professores Carlos Antonio Reis Pereira Baptista e Sérgio Schneider, pelo suporte e por emprestarem o dispositivo desenvolvido para ensaios CTOD a baixas temperaturas.

À Apollo Tubulars S.A., pelo fornecimento de material para a realização dessa pesquisa;

À CAPES, pela concessão da bolsa de Mestrado.

“Eu tentei 99 vezes e falhei, mas na centésima tentativa eu consegui. Nunca desista de seus objetivos mesmo que esses pareçam impossíveis, a próxima tentativa pode ser a vitoriosa”.

Albert Einstein

ATILIO, I. **Avaliação da tenacidade na região de transição dúctil-frágil de um tubo de aço grau API 5L soldado por HF/ERW.** 2017. 182 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2017.

RESUMO

O aumento da demanda por petróleo e seus derivados tem instigado o desenvolvimento de materiais para dutos com elevadas tenacidade à fratura e resistência mecânica, como os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) pertencentes às classes API. Aliada à utilização destes aços, a aplicação do processo de soldagem por resistência elétrica de alta frequência (HF/ERW) tem conquistado maior interesse no setor. Entretanto, defeitos nas juntas soldadas constituem uma das principais causas de falhas em dutos, principalmente quando associados às condições externas de operação, o que tem sido motivo para estudos relacionados à integridade estrutural destes tubos. O objetivo deste trabalho foi estudar a tenacidade à fratura de um tubo de aço API 5L X70 soldado pelo processo HF/ERW, a partir de dados obtidos com ensaios CTOD de espécimes de flexão por três pontos, tipo SE(B) “*gull wing*”. A metodologia proposta envolveu ensaios de CTOD a variadas temperaturas, incluindo a região de transição dúctil-frágil, a fim de avaliar a integridade estrutural do material em condições críticas de operação. Os ensaios foram realizados com base nas normas ASTM E1820 e BS7448, e consistiram na utilização de corpos de prova retirados diretamente da parede do tubo, com posterior planificação. De forma geral, as amostras de material base apresentaram uma boa tenacidade à fratura em todas as temperaturas de ensaio, o que não aconteceu com as amostras de material de solda, que apresentaram baixa tenacidade. Os resultados de tenacidade obtidos mostraram que a metodologia empregada para o estudo da integridade estrutural por meio de ensaios CTOD com amostras extraídas diretamente da parede do tubo, com posterior planificação, mostrou-se adequada. Embora as normas ASTM E1820 e BS7448 adotem diferentes parâmetros para a determinação do valor de CTOD, observou-se que os valores de CTOD foram bem próximos.

PALAVRAS-CHAVE: Tenacidade. Aço API 5L X70. Ensaio de CTOD. Soldagem por resistência elétrica. Transição dúctil-frágil. Petróleo e Gás.

ATILIO, I. **Toughness assessment in the ductile-brittle transition region of an API 5L grade steel tube welded by HF/ERW.** 2017. Number of sheets 182. Thesis (Master's in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2017.

ABSTRACT

The increasing demand for oil and its products has driven the development of materials for ducts with high fracture toughness and high mechanical strength, such as high strength low alloy (HSLA) steels, appertaining to the API classes. In addition to the use of these steels, the application of the high frequency resistance welding process (HF/ERW) has gained greater interest in the sector. However, defects in the welded joints are one of the most causes of failures in pipelines, especially when they are associated with external operating conditions, which has been the reason for studies related to the structural integrity of these tubes. The aim of this work was to study the fracture toughness of an API 5L X70 steel tube welded by the HF/ERW process, from data obtained with CTOD tests bending specimens by three points, type SE (B) gull wing. The proposed methodology involved CTOD tests at various temperatures, including the ductile-brittle transition region, in order to assess the structural integrity of the material under critical operating conditions. The tests were performed based on the ASTM E1820 and BS7448 standards, and consisted of the use of specimens taken directly from the wall of the tube, with subsequent planning. In general, the base material samples showed good fracture toughness at all test temperatures, which did not occur with the samples of welded material, which presented low toughness. The toughness results obtained showed that the methodology used for the study of structural integrity by means of the CTOD tests with samples drawn directly from the wall of the tube, with subsequent planning, was adequate. Although the ASTM E1820 and BS7448 standards adopt different parameters for the determination of the CTOD value, it was observed that the CTOD values were very close.

KEYWORDS: Toughness. API 5L X70 Steel. CTOD testing. Electrical resistance welding. Ductile-brittle transition. Oil and Gas.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Esquema simplificado de uma coluna de perfuração.....	31
Figura 2 – Esquema de instalação de tubo do tipo <i>tubing</i> encapsulado por vários tubos do tipo <i>casing</i> dentro de um poço de petróleo.	32
Figura 3 – Esquema simplificado de uma instalação submarina produtora de petróleo, com seus respectivos dutos e plataforma.	33
Figura 4 – Diagrama de Graville: soldabilidade dos aços ARBL em função do teor de carbono e do carbono equivalente.	39
Figura 5 – Efeito do carbono equivalente na temperatura de pré-aquecimento requerida para evitar fragilização por hidrogênio.	40
Figura 6 – Evolução dos aços utilizados na fabricação de tubos para transporte de petróleo e gás.	41
Figura 7 – Fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada.....	43
Figura 8 - Evolução do tamanho de grão, da morfologia da austenita e da posterior nucleação da ferrita em função da temperatura aplicada durante os processos de laminação convencional e laminação controlada.	45
Figura 9 – Influência das técnicas de laminação nas propriedades mecânicas do aço em função do carbono equivalente.	46
Figura 10 – Delaminação do tipo clivagem: a) Macrografia da superfície de fratura de um corpo de prova fraturado, do tipo C(T), mostrando o desenvolvimento de delaminações perpendicularmente à superfície de fratura; b) Fractografia da cavidade de uma delaminação, analisada por MEV; c) Presença de facetas de clivagem no interior da cavidade da delaminação.	48
Figura 11 – Ilustração esquemática das condições de laminação aos quais os aços API X70 e X80 foram submetidos no trabalho de Shin et al. (2007)..	51
Figura 12 – Micrografias obtidas por microscopia óptica e MEV: (a) e (b) referentes ao aço A; (c) e (d) referentes ao aço B; (e) e (f) referentes ao aço C. Amostras retiradas da direção L-T, atacadas com nital.	52
Figura 13 – Diagrama de fases para o sistema ferro-carbeto de ferro.	53
Figura 14 - Diagrama de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide, evidenciando a transformação da austenita em perlita ao longo do tempo.....	54

Figura 15 – Diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC), onde são observados os tratamentos térmicos mais usuais.	55
Figura 16 - Diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) demonstrando a formação de diferentes tipos de estruturas para um aço eutetóide.....	56
Figura 17 – Diagrama TRC obtido para o aço API X70 em questão.	57
Figura 18 - Representação dos mecanismos de soldagem HF/ERW: (a) soldagem HF/ERW a partir de contatos; (b) soldagem HF/ERW a partir de bobinas de indução.....	59
Figura 19 – Representação esquemática do processo de soldagem HFIW.	59
Figura 20 - Rota de processamento de tubos soldados via HFIW.	61
Figura 21 – Esquema de classificação, por microscopia óptica, dos constituintes microestruturais da solda.	65
Figura 22 – Junta soldada de um aço hipoeutetóide e suas distintas regiões formadas devido ao processo de soldagem.	66
Figura 23 – Micrografias das regiões características de uma junta soldada e de sua ZTA.	68
Figura 24 – Formato de ampulheta da ZTA de juntas soldadas por HF/ERW. a) Modelo esquematizando o campo de temperatura obtido durante a soldagem HF/ERW. b) Formato adquirido pela ZTA. c) Macrografia da junta soldada sem posterior tratamento térmico.....	69
Figura 25 – Formato adquirido pela ZTA após tratamento térmico da solda. a) “V” térmico formado após tratamento térmico. b) Formato adquirido pela ZTA formada pela combinação ótima de parâmetros. c) Formato adquirido pela ZTA formada pela combinação não-ótima de parâmetros.....	69
Figura 26 – Modos de carregamento que podem ser aplicados em uma trinca.....	74
Figura 27 - Modelo do conceito do deslocamento da ponta da trinca considerando corpos de prova de tração em miniatura à frente da trinca.	77
Figura 28 - Definições alternativas referentes ao conceito de CTOD, (a) deslocamento na ponta original da trinca; (b) intercepto a 90°.	78
Figura 29 - Medida do deslocamento da abertura da ponta da trinca com o auxílio de um extensômetro (<i>Clip Gage</i>).	78
Figura 30 – Modelos de curvas carga <i>versus</i> deslocamento características, obtidas durante ensaio CTOD.	79

Figura 31 - Determinação do valor da componente plástica do deslocamento da boca do entalhe (Vp) e da área sob a curva (Ap) para a determinação do CTOD.	80
Figura 32 - Espécimes padronizados pela ASTM para a realização de ensaios de tenacidade à fratura: (a) Espécime compacto; (b) Espécime compacto em forma de disco; (c) Espécime de dobramento; (d) Espécime com entalhe central; (e) Espécime em forma de arco.	83
Figura 33 - Esquema representativo da forma de aplicação do carregamento para os corpos de provas de tenacidade à fratura dos tipos: a) C(T) - aplicação da carga sob tração; b) SE(B) - aplicação da carga sob flexão de três pontos.	84
Figura 34 - Nomenclatura adotada pela ASTM para extração de corpos de prova da Mecânica da Fratura. a) Para placa laminada ou forjada; b) Para barras redondas	85
Figura 35 – Pré-trinca introduzida através de carregamento cíclico.....	87
Figura 36 – Representação esquemática da abertura da trinca durante um ensaio de flexão em um corpo de prova do tipo SE(B), através do modelo da rótula plástica.	89
Figura 37 - Representação geométrica e dimensional do espécime do tipo SE(B) com o suporte do extensômetro embutido.....	91
Figura 38 - Configuração asa-de-gaivota para espécimes soldados com excesso de curvatura.	95
Figura 39 – Comportamento à fratura de aços ferríticos exibindo a transição dúctil-frágil.....	97
Figura 40 – Representação esquemática de curva CTOD <i>versus</i> temperatura de transição.. ..	98
Figura 41 – Tubos utilizados para a retirada dos espécimes, para posteriores caracterizações microestrutural e mecânica.....	99
Figura 42 – Representação esquemática das posições de retirada de amostras para ensaio de tração.	100
Figura 43 – Corpo de prova de tração, no formato de “meia cana”, retirado diretamente da parede do tubo... ..	101
Figura 44 – Representação dimensional do corpo de prova utilizado em ensaio de tração ...	101
Figura 45 – Retirada de amostras da parede do tubo, com posterior planificação: a) processo de corte transversal do tubo para a retirada de espécimes na largura desejada; (b) espécime disposto na prensa; (c) processo de planificação; (d) geometria final do corpo de prova.....	102
Figura 46 – Máquina de eletroerosão a fio utilizada no entalhamento dos corpos de prova... ..	103
Figura 47 – Entalhamento por eletroerosão a fio... ..	103

Figura 48 – Corpo de prova com linha de solda revelada e marcada...	104
Figura 49 – Grupos de amostras entalhadas. a) Sem <i>knife edge</i> embutido; b) Com <i>knife edge</i> embutido...	104
Figura 50 – Projeção de entalhes. a) Sem <i>knife edge</i> embutido; b) Com <i>knife edge</i> embutido...	105
Figura 51 – Equipamentos utilizados nos ensaios de pré-trinca de fadiga: a) INSTRON 8801, pertencente ao Laboratório de Ensaios de Fadiga da FEG/Unesp; b) INSTRON 8874, pertencente ao Laboratório de Ensaios Destrutivos e Não Destrutivos da UNIFEI....	106
Figura 52 – Corpo de prova submetido a ensaio de pré-trinca de fadiga....	106
Figura 53 – Curvas de transição dúctil-frágil dos aços API X70 e X80.....	108
Figura 54 – Máquina utilizada neste trabalho para realização dos ensaios CTOD.....	109
Figura 55 – Ensaio de flexão por três pontos (CTOD) de corpo de prova do tipo SE(B) <i>gull wing</i> , com dispositivo de flexão adaptado para posteriores ensaios a temperaturas negativas. a) Corpo de prova sem <i>knife edge</i> embutido; b) Corpo de prova com <i>knife edge</i> embutido.....	110
Figura 56 – Dispositivo de flexão por três pontos e corpo de prova SE(B) <i>gull wing</i> imersos em banho de álcool e gelo seco.....	111
Figura 57 – Visão geral do equipamento com a caixa de aço inoxidável durante ensaio CTOD à temperatura negativa.....	111
Figura 58 – Multímetro indicando as respectivas temperaturas do banho dos ensaios.....	112
Figura 59 – Microscópio óptico utilizado para caracterização microestrutural das amostras....	114
Figura 60 – Amostras de juntas soldadas utilizadas para análise de microdureza: (a) Amostra proveniente de seção semicircunferencial do tubo; (b) Amostra proveniente de seção semicircunferencial do tubo com posterior planificação.....	115
Figura 61 – <i>Layout</i> de amostra planificada usado no ensaio de microdureza das juntas soldadas.....	115
Figura 62 – Mapas de microdureza utilizados para análise de amostras de material base: a) Direção transversal; b) Direção longitudinal.....	117
Figura 63 – Microdurômetro utilizado no ensaio de microdureza Vickers.....	118
Figura 64 – Microscópio eletrônico de varredura utilizado nas análises fractográficas.....	119
Figura 65 – Corpo de prova após realização de ensaio de tração.....	121
Figura 66 – Superfícies de fratura de corpo de prova ensaiado por tração.....	121
Figura 67 – Macrografia da junta soldada do aço API X70 em estudo.....	123

Figura 68 – Inclusões (de sulfeto, indicadas por setas brancas, e de óxido, indicadas por setas pretas) encontradas em amostra de metal base, direção longitudinal.....	124
Figura 69 – Inclusões de óxido globular encontradas em amostra de metal base, direção transversal.....	125
Figura 70 – Inclusões de óxido globular encontradas em amostra de junta soldada.....	126
Figura 71 – Análise microestrutural do aço API X70: a) na direção longitudinal, b) na direção transversal.....	127
Figura 72 – Imagem da junta soldada evidenciando a linha de solda, as linhas de fluxo, e as inclusões de óxidos. Ampliação 50x.....	128
Figura 73 - Região de transição da ZTA para o metal base, enfatizando a continuação das linhas de fluxo (setas amarelas), e a presença de linhas de segregação (setas brancas). Ampliação 50x.....	129
Figura 74 – Valores de microdureza (HV 0,3) ao longo de cada distância radial, em função de cada região da junta soldada: a) para amostra sem planificação; b) para amostra com planificação.....	135
Figura 75 – Perfis de microdureza ao longo da espessura e extensão de amostras de material base: a) retirada da direção transversal; b) retirada da direção longitudinal.....	138
Figura 76 – Curvas Carga <i>versus</i> CMOD para espécimes de MB ensaiados à temperatura ambiente: a) na INSTRON 8801, pertencente à FEG/Unesp; b) na MTS 810, pertencente ao DCTA.....	140
Figura 77 – Curvas Carga <i>versus</i> CMOD para espécimes de MB ensaiados a 0°C.....	141
Figura 78 – Curvas Carga <i>versus</i> CMOD para espécimes de MB ensaiados a -50°C.....	141
Figura 79 - Curvas Carga <i>versus</i> CMOD para espécimes de MB ensaiados a -75°C.....	142
Figura 80 – Superfícies de fratura referentes a corpos de prova de MB ensaiados à temperatura ambiente. a) MB 2; b) MB 4; c) MB 5; d) MB 6.....	144
Figura 81 – Projeção dos entalhes realizada em um projetor de perfil: a) referente ao corpo de prova MB 2; b) referente ao corpo de prova MB 5; c) referente ao corpo de prova MB 9; d) referente ao corpo de prova MB 25.....	145
Figura 82 – Resumo dos resultados dos ensaios de CTOD para os corpos de prova de metal base, de acordo com a norma BS 7448.....	148
Figura 83 – Resumo dos resultados dos ensaios de CTOD para os corpos de prova de metal base, de acordo com a norma ASTM E1820.....	148
Figura 84 - Curvas Carga <i>versus</i> CMOD para espécimes de MS ensaiados a -50°C.....	150
Figura 85 - Curvas Carga <i>versus</i> CMOD para espécimes de MS ensaiados a -75°C.....	151

Figura 86 – Resumo dos resultados dos ensaios de CTOD para os corpos de prova de metal de solda, de acordo com a norma BS 7448.....	153
Figura 87 - Resumo dos resultados dos ensaios de CTOD para os corpos de prova de metal de solda, de acordo com a norma ASTM E1820.....	154
Figura 88 – Microfractografia da zona de estiramento de corpos de prova de material base ensaiados à temperatura ambiente: a) MB 2; b) MB 4; c) MB 5; d) MB 6.	156
Figura 89 - Microfractografia da zona de estiramento de corpos de prova de material base ensaiados a: a) 0°C; b) -50°C; c) -75°C.....	158
Figura 90 - Microfractografia da zona de estiramento de corpos de prova com solda, ensaiados a: a) -50°C; b) -75°C.....	160
Figura 91 – Microfractografias da região de propagação instável da trinca de corpos de prova de material base, ensaiados à temperatura ambiente: a) fratura dúctil no corpo de prova MB 2; b) fratura dúctil no corpo de prova MB 5; c) fratura dúctil no corpo de prova MB 4 e indicação de região possivelmente ocupada por um sulfeto; d) Detalhe da região do corpo de prova MB 4, que pode ter sido ocupada por inclusão de sulfeto; e) delaminação encontrada no corpo de prova MB 6; f) interior da delaminação encontrada no corpo de prova MB 6; g) fratura dúctil no corpo de prova MB 22 e indicação de região possivelmente ocupada por sulfeto e óxido.	162
Figura 92 - Microfractografias da região de propagação instável da trinca de corpos de prova de material base ensaiados a: a) 0°C; b) -50°C; c) -75°C.....	165
Figura 93 - Delaminação encontrada em corpo de prova de MB ensaiado a -75°C. a) Nucleação da delaminação na ZE; b) Ampliação da região da delaminação.	167
Figura 94 - Microfractografias da região de propagação instável da trinca de corpos de prova com solda, ensaiados a: a) -50°C, com presença predominante de clivagem; b) -75°C, com presença predominante de dimples; c) -75°C, com presença predominante de clivagem.....	169

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Comparação entre as especificações PSL 1 e PSL 2 da norma API 5L (2012).....	35
Tabela 2 – Simbologia empregada na classificação da microestrutura de aços ARBL.....	50
Tabela 3 – Composição química dos aços API X70 e API X80 utilizados no trabalho de Shin et al. (2007) (% peso).....	51
Tabela 4 – Condições de laminação aos quais os aços API X70 e X80 foram submetidos no trabalho de Shin et al. (2007).	51
Tabela 5 – Composição química do aço API X70 utilizado na construção do diagrama TRC, % peso.	57
Tabela 6 – Composição química (% massa) do aço API 5L X70 utilizado no trabalho, acompanhada de suas principais especificações (valores máximos).	120
Tabela 7 – Resultados obtidos com os ensaios de tração e valores de propriedades mecânicas especificados pelas normas API e DNV.	122
Tabela 8 – Valores de microdureza (HV 0,3) nas três regiões da junta soldada de amostra sem planificação.....	130
Tabela 9 – Valores de microdureza (HV 0,3) nas três regiões da junta soldada de amostra com planificação.....	131
Tabela 10 – Médias e desvios padrão de microdureza para cada posição ao longo da espessura do tubo.	133
Tabela 11 – Valores de microdureza (HV 0,3) para amostra de material base, direção transversal.....	136
Tabela 12 – Valores de microdureza (HV 0,3) para amostra de material base, direção longitudinal.....	136
Tabela 13 - Valores de CTOD, referentes a corpos de prova de MB, obtidos pela Norma BS 7448.....	146
Tabela 14 - Valores de CTOD, referentes a corpos de prova de MB, obtidos pela Norma ASTM E1820.....	147
Tabela 15 - Valores de CTOD, referentes a corpos de prova de MS, obtidos pela Norma BS 7448	152
Tabela 16 - Valores de CTOD, referentes a corpos de prova de MS, obtidos pela Norma ASTM E1820	153

LISTA DE EQUAÇÕES

Equação 1 – Fórmula do carbono equivalente do <i>International Institute of Welding</i>	38
Equação 2 – Parâmetro do carbono equivalente, ou fórmula de Ito-Bessyo.....	38
Equação 3 – Cálculo da tensão crítica (σ_c) requerida para a propagação de uma trinca em um material frágil, demonstrada por Griffith.....	72
Equação 4 – Cálculo da tensão crítica (σ_c) requerida para a propagação de uma trinca em um metal frágil, sugerido por Orowan.	72
Equação 5 – Cálculo da tensão crítica (σ_c) requerida para a propagação de uma trinca em um material altamente dúctil, sugerido por Orowan.	72
Equação 6 – Determinação do fator intensidade de tensão.	73
Equação 7 – Determinação do fator intensidade de tensão crítico no modo I.	74
Equação 8 – Determinação da carga máxima utilizada na pré-trinca de fadiga para corpo de prova do tipo SE(B).	87
Equação 9 – Determinação da carga máxima utilizada na pré-trinca de fadiga para corpo de prova do tipo C(T).....	87
Equação 10 – Determinação do CTOD para configuração de corpo de prova SE(B), de acordo com a Norma BS7448.....	89
Equação 11 – Componentes plástica e elástica do CTOD.....	89
Equação 12 – Componente elástica do CTOD para configuração de corpo de prova SE(B), de acordo com a Norma BS7448.....	90
Equação 13 – Componente plástica do CTOD para configuração de corpo de prova SE(B), de acordo com a Norma BS7448.....	90
Equação 14 – Determinação do fator dependente da geometria para configuração de corpo de prova SE(B), segundo a Norma BS7448.	90
Equação 15 – Determinação do CTOD para espécimes do tipo SE(B) com <i>knife edge</i> aderido à superfície, segundo a Norma ASTM E1820.....	91
Equação 16 – Determinação do CTOD para espécimes do tipo SE(B) sem <i>knife edge</i> aderido à superfície, segundo a Norma ASTM E1820.....	92
Equação 17 – Componente elástica do CTOD para configuração de corpo de prova SE(B), de acordo com a ASTM E1820.	92
Equação 18 – Componente plástica do CTOD para configuração de corpo de prova SE(B), de acordo com a ASTM E1820.	92

Equação 19 – Determinação do fator intensidade de tensão utilizado no cálculo de CTOD...	93
Equação 20 – Determinação do fator dependente da geometria para configuração de corpo de prova SE(B), segundo a Norma ASTM E1820.	93
Equação 21 – Determinação do parâmetro de restrição plástica (m) segundo a Norma ASTM E1820	93

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

API	<i>American Petroleum Institute</i>
ARBL	Alta Resistência Baixa Liga
Bpd	Barris de petróleo por dia
Cdp	Corpo de prova
Ceq	Carbono Equivalente
CMOD	<i>Crack Mouth Opening Displacement</i>
COD	<i>Crack-Opening Displacement</i>
C.Q.	<i>Composição Química</i>
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
ERW	<i>Electric Resistance Welding</i>
HFCW	<i>High Frequency Contact Welding</i>
HF/ERW	<i>High-Frequency/Electric Resistance Welding</i>
HFIW	<i>High Frequency Induction Welding</i>
HFRW	<i>High Frequency Resistance Welding</i>
HIC	<i>Hydrogen Induced Cracking</i>
HTP	<i>High Temperature Processing</i>
IIW	<i>International Institute of Welding</i>
L.E.	Limite de Escoamento
L.R.	Limite de Resistência
MB	Metal de Base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-plástica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
MO	Microscopia óptica
MS	Metal de Solda
OCTG	<i>Oil Country Tubular Goods</i>
RGF	Região de Grãos Finos
RGG	Região de Grãos Grosseiros
RIC	Região Intercrítica
RSC	Região Subcrítica
Temp.	Temperatura
TMCP	<i>Thermomechanical Controlled Process</i>

TRC	Transformação por Resfriamento Contínuo
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZF	Zona Fundida
ZPF	Zona Parcialmente Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Fator de rotação plástica
a	Comprimento de trinca
a_0	Comprimento inicial da trinca
α_B	Ferrita Bainítica Granular
α_B^0	Ferrita Bainítica
α_M	Martensita
α_p	Ferrita poligonal
α_q	Ferrita quase-poligonal
α_w	Ferrita de Widmanstätten
b_0	Ligamento não-trincado do corpo de prova
δ	Ferrita delta
δ	Deslocamento de abertura da ponta da trinca
δ_c	Deslocamento crítico de abertura da trinca; CTOD crítico no início do crescimento frágil de trinca ou pop-in para $\Delta a < 0,2\text{mm}$
δ_m	CTOD no início do platô de força máxima
δ_R	Resistência ao crescimento estável da trinca
δ_u	CTOD crítico no início do crescimento frágil de trinca ou pop-in para $\Delta a \geq 0,2\text{mm}$
$f(a_0/W)$	Fator adimensional dependente da geometria do corpo de prova
m	Parâmetro de restrição plástica em função de a_0/W e do coeficiente de encruamento do material;
η	Função de a_0/W ;
ρ	Raio de curvatura da ponta da trinca
r_p	Fator rotacional plástico. Adotado 0,4 pela BS7448
σ	Tensão nominal
σ_c	Tensão crítica requerida para a propagação de uma trinca
σ_{TS}	Limite de resistência à tração corrigido para a temperatura na qual o ensaio CTOD foi realizado
σ_y	Média entre o limite de escoamento e o limite de resistência do material
σ_{ys}	Limite de escoamento corrigido para a temperatura na qual o ensaio CTOD foi realizado

ν	Coeficiente de Poisson
γ	Austenita
γ_P	Energia de deformação plástica
γ_r	Austenita Retida
γ_s	Energia de superfície específica
AF	Ferrita Acicular
Al	Alumínio
A_p	Integral da área sob a curva Carga x CMOD
A_{r1}	Temperatura sob a qual não há austenita
A_{r3}	Temperatura de transformação austenita-ferrita
B	Espessura do corpo de prova
B	Bainita
B	Boro
BF	Ferrita Bainítica
BL	Bainita inferior
Bu	Bainita superior
C	Direção circunferencial
CE_{IIW}	Carbono Equivalente do <i>International Institute of Welding</i>
Cr	Cromo
C(T)	Corpo de prova de mecânica da fratura compacto submetido à tração
Cu	Cobre
De	Diâmetro externo
Di	Diâmetro interno
E	Módulo de Elasticidade
F	Carga obtida pelo diagrama Carga vs CMOD
FC	Agregado ferrita/carboneto
FC(P)	Perlita
Fe	Ferro
Fe_3C	Cementita
FS	Ferrita com segunda fase
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada
FS(NA)	Ferrita com segunda fase não alinhada
GB	Bainita Granular
GF	Ferrita Granular

J_C	Valor crítico da integral J
J_{IC}	Valor crítico da integral J no modo I
J_R	Resistência ao crescimento estável da trinca
K	Fator intensificador de tensões
K_C	Tenacidade à fratura crítica
K_{IC}	Tenacidade à fratura crítica no modo I
K_d	Carregamento dinâmico sob condições de deformação plana
$K_{m\acute{a}x}$	Fator de intensificação de tensão máximo
K_R	Resistência ao crescimento estável da trinca
l	Comprimento útil
L	Direção longitudinal
L_c	Linha de centro
L_i	Linha inferior
L_s	Linha superior
M	Martensita
MA	Constituinte martensita-austenita
$M(L)$	Martensita ripada
Mn	Manganês
MnS	Sulfeto de manganês
Mo	Molibdênio
$M(T)$	Martensita maclada
N	Nitrogênio
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
P	Perlita
P'	Perlita degenerada
P_{cm}	Parâmetro do Carbono Equivalente ou Fórmula de Ito-Bessyo
PF	Ferrita Poligonal
$PF(G)$	Ferrita poligonal de contorno de grão
$PF(I)$	Ferrita poligonal intragranular
QF	Ferrita Quase-Poligonal
R	Direção radial

Rc	Região central
S	Direção transversal curta “ <i>short</i> ”
S	Distância entre os roletes de apoio
S	Enxofre
SE(B)	Corpo de prova retangular de mecânica da fratura submetido à flexão
SENB	Corpo de prova retangular de mecânica da fratura submetido à flexão
Si	Silício
T	Direção transversal
Ti	Titânio
T _{nr}	Temperatura de não recristalização
UB	Bainita Superior
V	Vanádio
V	Deslocamento da boca do entalhe
V _p	Componente plástica de V correspondente a F _c , F _u ou F _m
W	Largura do corpo de prova
Y	Fator geométrico, adimensional
Z	Espessura da faca de fixação do extensômetro

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	25
1.1 Objetivos	29
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	30
2.1 Dutos utilizados na exploração, prospecção e condução de petróleo e gás	30
2.1.1 Tubos de aço do tipo OCTG	30
2.1.2 Tubos de aço do tipo <i>Line Pipe</i>	33
2.2 Aços utilizados na indústria de petróleo e gás	34
2.2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	36
2.2.1.1 Soldabilidade	37
2.2.2 A evolução dos aços na indústria de petróleo e gás	40
2.2.3 Laminação Controlada	42
2.2.4 Delaminações em aços ARBL	46
2.2.5 Microestrutura dos aços laminados para tubos	49
2.2.5.1 Diagramas de transformação	53
2.3 Soldagem por resistência elétrica de alta frequência (HF/ERW)	58
2.3.1 Processo de fabricação de tubos soldados via HF/ERW	60
2.3.2 Aspectos metalúrgicos e microestruturais da junta soldada	62
2.4 Introdução à avaliação da integridade estrutural	70
2.4.1 Princípios da Mecânica da Fratura	71
2.4.2 O parâmetro CTOD	76
2.4.3 O ensaio CTOD	81
2.4.3.1 Tipos e orientação dos corpos de prova	82
2.4.3.2 Pré-trincamento por fadiga	86
2.4.3.3 Norma BS7448 (Parte I) – 1991	88
2.4.3.4 Norma ASTM E1820-11	91
2.4.3.5 O ensaio CTOD para juntas soldadas	94
2.4.3.6 Região de transição dúctil-frágil	96
3 MATERIAL E MÉTODOS	99
3.1 Material	99
3.2 Métodos	100
3.2.1 Ensaio de tração	100
3.2.2 Ensaio CTOD	101
3.2.3 Análise metalográfica	113
3.2.4 Ensaio de microdureza Vickers	114
3.2.5 Análise fractográfica por microscopia eletrônica de varredura	118
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	120
4.1 Análise de composição química	120
4.2 Ensaio de tração	121
4.3 Análise metalográfica	122
4.3.1 Análise macrográfica	122
4.3.2 Análise microestrutural	123
4.4 Ensaio de microdureza Vickers (HV)	130
4.5 Ensaio CTOD	139
4.5.1 Resultados de CTOD para MB	139
4.5.2 Resultados de CTOD para MS	150
4.6 Análise fractográfica por MEV	155
5 CONCLUSÕES	171

6 SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTUROS	173
REFERÊNCIAS	174

1 INTRODUÇÃO

A matriz energética brasileira é constituída, em sua maior parte, por combustíveis fósseis, os quais correspondem a 56,9% da oferta interna de energia (EPE, 2016), com destaque para o petróleo (EPE, 2016; FGV PROJETOS, 2012) e o gás natural, que juntos correspondem a 51% do total (EPE, 2016; MME, 2016). No mundo, o petróleo e o gás natural também se destacam, correspondendo juntos a 52,2% do total (MME, 2016).

A produção mundial de petróleo cresceu 3,2% em 2015, atingindo a média de 91,7 milhões de barris diários, enquanto a produção mundial de gás natural cresceu 2,2%, atingindo 3,5 trilhões de metros cúbicos (MME, 2016). No Brasil, a produção de petróleo cresceu 8,1% em 2015, atingindo a média de 2,44 milhões de barris diários, enquanto a produção nacional de gás natural cresceu 10,1% em relação ao ano anterior, atingindo 96 milhões de metros cúbicos diários (m³/dia) (EPE, 2016).

O crescimento na produção de petróleo no Brasil é resultante em grande parte pela entrada em operação de plataformas na Bacia de Campos, no pós-sal da cidade de Itajaí e no pré-sal da Bacia de Santos, como também da estabilidade da produção em unidades localizadas nas regiões Norte e Nordeste do Brasil, além do aumento do número de poços produtores no país (FGV PROJETOS, 2012; PETROBRÁS, 2015). A média anual da produção no pré-sal em 2015 foi a maior da história da Petrobrás, alcançando a média de 767 mil barris de petróleo por dia (bpd), superando a produção de 2014 em 56% (PETROBRAS, 2015). A integração de novos campos e poços aos sistemas de produção tornaram São Paulo o terceiro maior produtor nacional de petróleo do país com apenas cinco campos em produção (GOVERNO DE SÃO PAULO, 2015).

Com as produções no Brasil e exterior, a Petrobrás alcançou dois novos recordes históricos em 2015. Sua produção total de petróleo foi de 2,23 milhões bpd, 3,6% superior à produção de 2014 (2,15 milhões bpd), enquanto a produção total de óleo e gás foi de 2,79 milhões de barris de óleo equivalente por dia (boed), 4,3% superior em relação ao ano anterior (2,67 milhões boed) (PETROBRÁS, 2015).

Em 2020, estima-se que a produção de petróleo no Brasil será de 4,4 milhões de barris/dia, dos quais cerca de 1 milhão de barris/dia (22%) será proveniente da camada pré-sal, correspondendo a um acréscimo de 2,3 milhões de barris/dia em relação à produção de 2010 (FGV PROJETOS, 2012).

Em relação ao consumo mundial de petróleo, em 2015, este totalizou 95 milhões de barris/dia, 1,9% maior em relação ao ano anterior. Os Estados Unidos se mantiveram na

primeira posição, com 19,4 milhões de barris (19,7% do total mundial), seguido da China, com consumo médio de 12,3 milhões de barris/dia (13,3% do total mundial). Na terceira posição ficou a Índia, com 4,1 milhões de barris/dia (4,5% do total mundial). O Brasil ficou na sexta colocação, com 3,2 milhões de barris/dia (3,2% do total mundial) (BP, 2016).

Já o consumo mundial de gás natural, em 2015, totalizou 3,5 trilhões de metros cúbicos, 1,7% superior em relação ao ano anterior, com os Estados Unidos na primeira posição, com 778 bilhões de metros cúbicos (22,8% do total), seguido da Rússia, com consumo médio de 391,5 bilhões de metros cúbicos (11,2% do total). Na terceira posição ficou a China, com 197,3 bilhões de metros cúbicos (5,7% do total). O Brasil ficou longe no *ranking*, com 40,9 bilhões de metros cúbicos (1,2% do total mundial) (BP, 2016).

Pode-se notar, com essas informações, que há uma demanda cada vez maior por matérias-primas e energia, resultante do crescimento demográfico e de uma sociedade de consumo, o que tornou necessário construir e manter uma infraestrutura cada vez maior para atender a essas necessidades, incluindo redes de dutos com grande diâmetro para o transporte de petróleo e seus derivados (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009). Para suprir essa demanda de energia, a construção de *pipeline* planejada para ser concluída em 2016 aumentou 65% em relação ao ano anterior, ou seja, 28.313 km de linha (OIL & GAS JOURNAL, 2016).

A maior exploração e comercialização usando-se linhas dutoviárias começou há 150 anos nos Estados Unidos, onde foram usados tubos de ferro fundido e ferro forjado de diâmetros variados. Em 1865, linhas com 6 polegadas (152 mm) de diâmetro foram construídas na Pensilvânia, USA, transportando 7000 barris/dia. Outras áreas no mundo também foram desenvolvendo sistemas de linhas dutoviárias e realizando grandes transportações, como em 1878, no Azerbaijão. E ao longo do século 20, começou a construção de longas linhas (HOPKINS, 2007).

A Segunda Guerra Mundial também forçou a inovação da tecnologia de dutos, onde foi desenvolvido um projeto de construção de 800 km de linha dutoviária abaixo do mar ligando a Inglaterra e a França, a qual transportou cerca de 4 milhões de litros de óleo por dia ao longo do canal (HOPKINS, 2007).

Nas décadas de 1980 e 1990, foram realizados grandes avanços na exploração de petróleo em águas profundas, com profundidade entre 500 e 1.500 metros, enquanto na década de 2000 a fronteira de produção expandiu a exploração de novos recursos para águas ultraprofundas, com profundidade entre 1.500 e 3.500 metros (FGV PROJETOS, 2012; MORAIS, 2013). Para 2019, está sendo planejada a construção de cerca de 10.582 km de linhas *offshore* (OFFSHORE, 2015).

As atividades *offshore* apresentam muitos desafios tecnológicos a serem superados, mostrando que não é possível o avanço nas explorações e na produção em águas profundas sem conhecimento e inovações. As pressões hidrostáticas decorrentes da coluna d'água, as baixas temperaturas no fundo do mar, a natureza da camada de sal, as condições estruturais do solo marinho, a composição e o grau de porosidade das rochas sedimentares, e o efeito da corrosão sobre os dutos e equipamentos estão entre as condições críticas presentes na exploração de petróleo *offshore* (MORAIS, 2013), as quais demandam o desenvolvimento de novas tecnologias e materiais que possam suportar tais condições.

Os dutos são feitos de aço de alta qualidade, construídos usando-se métodos bem estabelecidos, e operados usando-se procedimentos desenvolvidos por muitas décadas (HOPKINS, 2007).

Os aços microligados de alta resistência têm se tornado uma tendência mundial no setor de petróleo e gás, em função de seus elevados valores de resistência mecânica, tensão de escoamento e tenacidade à fratura, baixa temperatura de transição dúctil-frágil e baixo carbono equivalente, sendo este último o que confere melhor soldabilidade ao material (RAGU NATHAN; BALASUBRAMANIAN; MALARVIZHI; RAO, 2015). Essa classe de aço permite a aplicação de maior pressão na linha e redução da espessura da parede dos tubos, com consequente redução do peso do gasoduto e menor custo de fabricação, montagem e transporte do produto, além de um aumento de produtividade e da segurança operacional. Com a introdução da laminação controlada, os aços microligados adquiriram melhores propriedades mecânicas, tenacidade e soldabilidade, em função do maior refino de grão proporcionado (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009; HASKEL et al., 2014; JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

Com diâmetros cada vez maiores e menores custos de produção e operacional, os tubos de aços microligados soldados por resistência elétrica de alta frequência, processo conhecido como HF/ERW (*High-Frequency/Electric Resistance Welding*), têm conquistado maior interesse no setor de petróleo e gás, nas aplicações de condução (*Line Pipe*), produção e exploração (OCTG), inclusive em águas profundas com diferentes condições de temperatura e pressão, e ambiente corrosivo, substituindo gradualmente os tubos fabricados por outros processos (NASCIMENTO, 2010; REVISTA DO AÇO, 2012).

Os estudos relacionados à tenacidade destes tubos, tanto no metal base, quanto em suas juntas soldadas, têm sido de grande importância para o setor de petróleo e gás (CHEN et al., 2015), já que defeitos nas juntas soldadas constituem uma das principais causas de falhas em dutos, principalmente quando associados a fatores externos. A existência destes defeitos, como

trincas e inclusões de óxidos nas regiões da solda, associada às elevadas pressões aplicadas no tubo e às crescentes resistências mecânicas dos aços utilizados, pode produzir um estado de tensões local severo, induzindo uma falha prematura da estrutura, por mecanismo frágil ou dúctil, sem a ocorrência de colapso plástico (JUTLA, 1996; RUGGIERI, 1994). Adicionalmente, a grande heterogeneidade microestrutural e de propriedades mecânicas existentes entre a junta soldada e o material base pode elevar o nível de tensões e deformações na região de menor tenacidade, reduzindo a resistência à fratura da estrutura (RUGGIERI, 1994).

Outro desafio, oriundo da necessidade de exploração de petróleo e gás em áreas extremamente frias, tem sido o estudo da tenacidade à fratura de tubos na região de transição dúctil-frágil (CHEN et al., 2015).

O transporte de petróleo e gás realizado por linhas dutoviárias é relativamente seguro quando comparado a outras linhas de transporte (ALVINO, 2003; RAMÍREZ-CAMACHO et al., 2017). No entanto, quando as falhas em dutos acontecem, ocorrem prejuízos econômicos e ambientais sobre as áreas afetadas, podendo serem acompanhados por perdas de vida humana (ALVINO, 2003; NASCIMENTO, 2010; RAMÍREZ-CAMACHO et al., 2017). Pode-se citar, como exemplo, o acidente ocorrido em Carlsbad, Novo México, no ano de 2000, onde a ruptura de um duto de 30 polegadas (762 mm) de diâmetro, que transportava gás, gerou a morte de 20 pessoas (ALVINO, 2003). Outro caso, com graves consequências ambientais, foi o que ocorreu em Marsall, Michigan, em 2010, quando um duto que transportava petróleo falhou gerando o vazamento de 4200 m³ no Rio Kalamazoo (RAMÍREZ-CAMACHO et al., 2017). Sendo assim, dentro do contexto de segurança, a resistência à fratura de juntas soldadas representa um componente primordial na avaliação da integridade estrutural de sistemas dutoviários (NASCIMENTO, 2010).

No que tange o escopo deste trabalho, a proposta vai ao encontro da necessidade de se conhecer melhor a integridade estrutural do material e suas juntas soldadas, incluindo a região de transição dúctil-frágil do material.

1.1 Objetivos

Este trabalho objetiva um estudo sobre a tenacidade das juntas soldadas pelo processo HF/ERW de um aço microligado de alta resistência, classe API X70, utilizado na fabricação de dutos para transporte de gás e petróleo. Para atingir esta meta, serão percorridos os seguintes objetivos específicos:

- i) Caracterização microestrutural e mecânica do aço API X70 e suas juntas soldadas;
- ii) Avaliação da tenacidade do aço X70 e de suas juntas soldadas pelo processo HF/ERW, por meio de ensaios CTOD, com especial ênfase à formação de possíveis sítios de nucleação de microtrincas (inclusões não metálicas e óxidos formados nas linhas de fluxo oriundas do aquecimento e da pressão empregados no processo), responsáveis pelo micromecanismo de fratura por clivagem;
- iii) Avaliação da tenacidade através de ensaios CTOD de corpos de prova do tipo SE(B), retirados diretamente da parede do tubo com posterior planificação, configuração conhecida como *gull wing* (asa de gaivota), pouco estudada até o momento, porém citada pela norma BS 7448 – Parte II como a mais indicada para soldagem com curvatura excessiva; e análise da influência da deformação no corpo de prova após planificação, com o intuito de verificar a aplicabilidade de corpos de prova do tipo SE(B) *gull wing* em ensaios CTOD.
- iv) Estudo da tenacidade do aço X70 e suas juntas soldadas, por ensaios CTOD, na região de transição dúctil-frágil determinada após levantamento das curvas de transição do aço e da solda por ensaios *Charpy*;
- v) Análise comparativa entre as recomendações das normas internacionais ASTM e BSI, aplicáveis à determinação dos valores de tenacidade CTOD de espécimes SE(B).

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Dutos utilizados na exploração, prospecção e condução de petróleo e gás

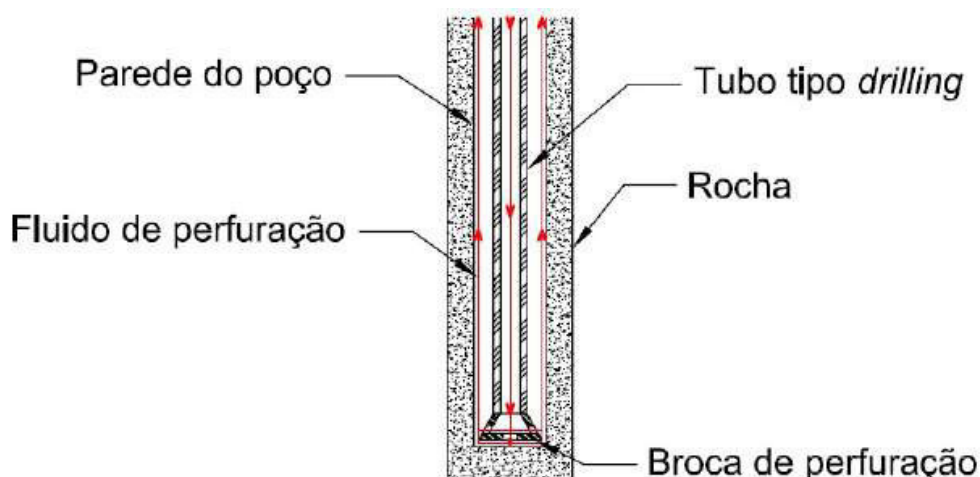
Dentre os tubos utilizados na indústria de petróleo e gás destacam-se os do tipo OCTG (*Oil Country Tubular Goods*), os quais são utilizados em atividades de perfuração, revestimento e condução de petróleo e gás através do poço explorado, e os do tipo *line pipe*, utilizados no transporte destes fluidos externamente aos poços (SORRIJA, 2016).

2.1.1 Tubos de aço do tipo OCTG

Os tubos do tipo OCTG são circulares, de aço carbono ou liga, sem costura ou soldados, com extremidades lisas, rosqueadas ou expandidas. Eles têm o propósito de extrair petróleo e gás natural, dividindo-se em dois grupos, o dos tubos do tipo *drilling*, que são sem costura, utilizados em colunas de perfuração de poços, e o dos tubos dos tipos *casing* e *tubing*, que podem ser soldados por resistência elétrica, utilizados em colunas de prospecção no interior do poço a ser explorado (INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION, 2017; LANDEE, 2017; U.S. INTERNATIONAL TRADE COMMISSION, 2002).

A atividade de perfuração é caracterizada por ocorrer em fases. Ao alcançar-se uma certa profundidade no poço, a coluna de perfuração, constituída por tubo do tipo *drilling*, é retirada, e um tubo do tipo *casing* é colocado dentro do poço, sendo o espaço anelar restante preenchido com concreto (LANDEE, 2017; THOMAS, 2001 apud SORRIJA, 2016). Se necessário, uma nova coluna de perfuração é inserida dentro do poço, com uma broca de diâmetro menor, de forma que ocorra uma nova atividade de perfuração, sendo esta procedida pela instalação de um novo tubo do tipo *casing*, de menor diâmetro que o utilizado anteriormente, fazendo com que o perfil lateral do poço seja “escalonado” (PAPAVINASAM, 2014 apud SORRIJA, 2016; THOMAS, 2001 apud SORRIJA, 2016). A Figura 1 representa um esquema simplificado de uma coluna de perfuração, com tubo do tipo *drilling* em seu interior.

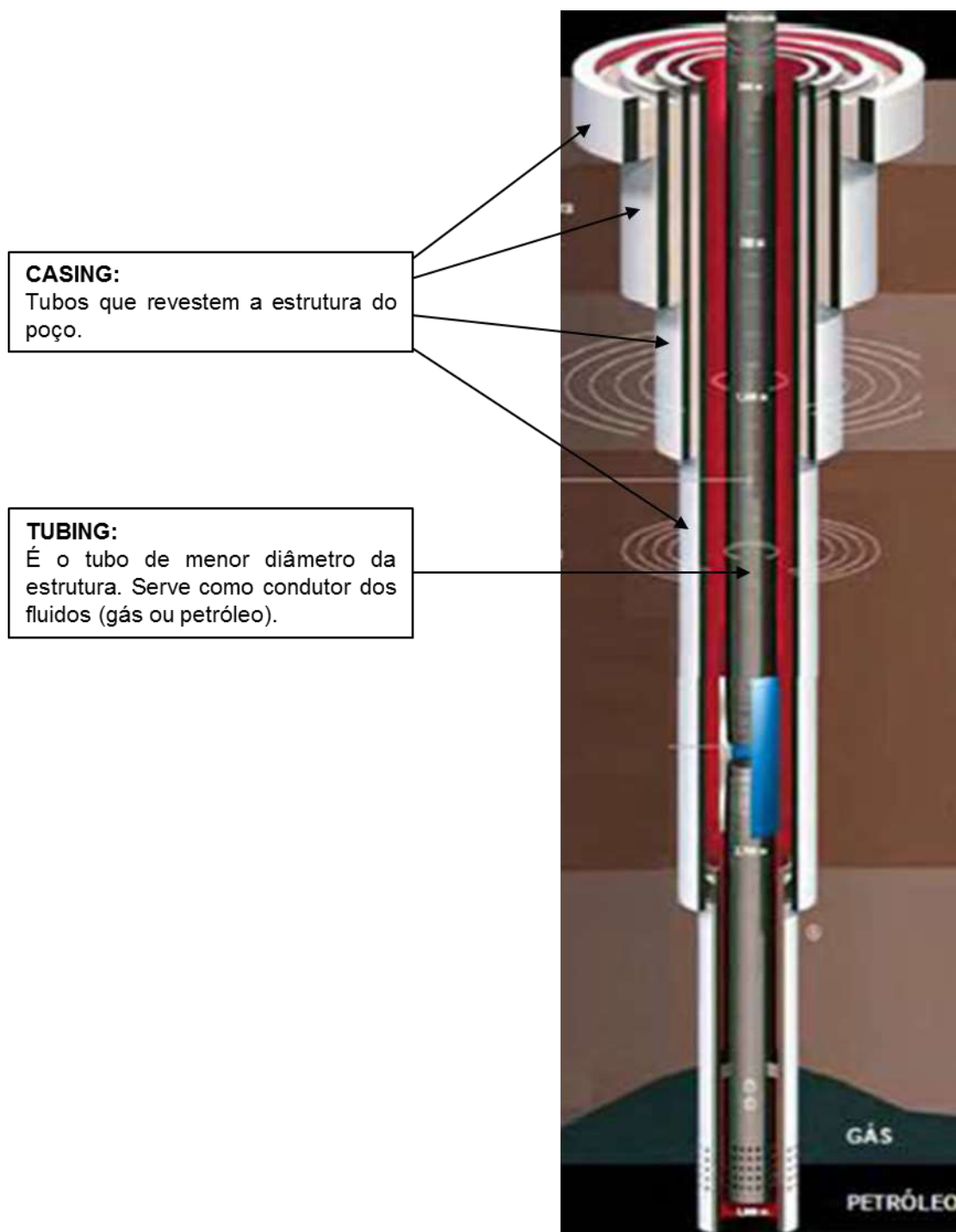
Figura 1 – Esquema simplificado de uma coluna de perfuração.



Fonte: Sorrija (2016).

Os tubos do tipo *drilling* são usados para perfurar o poço, transmitindo energia da superfície para a broca, abaixo do nível do solo (LANDEE, 2017; U.S. INTERNATIONAL TRADE COMMISSION, 2002). Por sua vez, os tubos do tipo *casing*, colocados posterior ao processo de perfuração, servem como estruturas de sustentação, responsáveis por manterem a integridade e a estabilidade das paredes do poço perfurado, impedindo que ocorra um colapso. Eles evitam que o óleo e o gás se misturem a outros fluidos indesejáveis, e auxiliam no controle da pressão de trabalho dentro do poço explorado (SPE, 2015; THOMAS, 2001 apud SORRIJA, 2016; U.S. INTERNATIONAL TRADE COMMISSION, 2002). Por fim, os dutos do tipo *tubing*, encapsulados pelas tubulações do tipo *casing*, são responsáveis pela condução de hidrocarbonetos através dos poços produtores (INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION, 2017; LANDEE, 2017; SPE, 2015; U.S. INTERNATIONAL TRADE COMMISSION, 2002). Esses tubos do tipo *tubing* devem ser suficientemente fortes para resistirem a cargas e deformações associadas à produção, e devem ser dimensionados para suportar as taxas esperadas de produção de petróleo e gás (SPE, 2015). A Figura 2 apresenta um esquema simplificado do conjunto formado por *casing* e *tubing*, mostrando o perfil lateral “escalonado”.

Figura 2 – Esquema de instalação de tubo do tipo *tubing* encapsulado por vários tubos do tipo *casing* dentro de um poço de petróleo.



Fonte: adaptado de Krauspenhar (2012 apud SORRIJA, 2016).

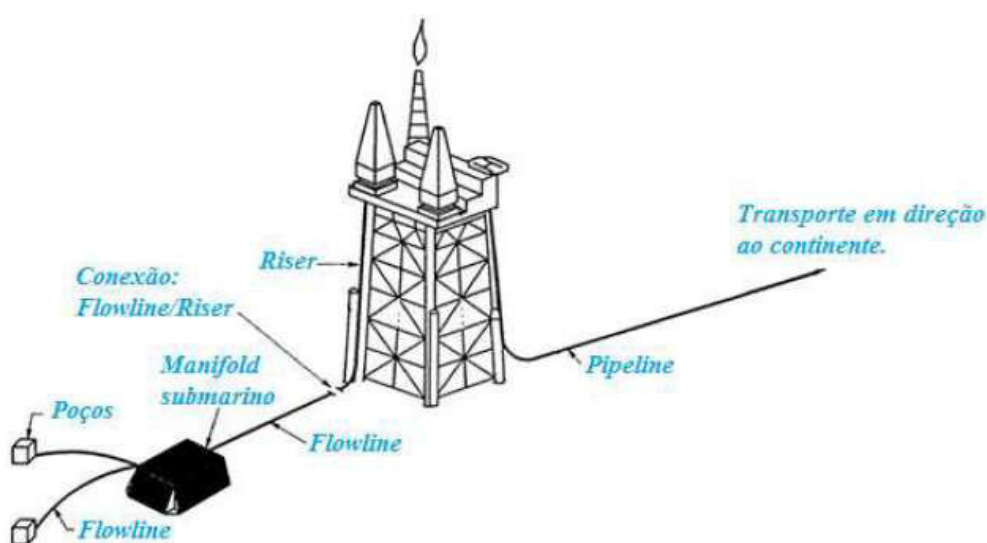
Os tubos do tipo OCTG têm suas características definidas conforme especificações das normas API, sendo os do tipo *casing* e *tubing* baseados na norma API 5CT (*Specification for Casing and Tubing*), e os do tipo *drilling* baseados na norma API 5DP (*Specification for Drill Pipe*) (LANDEE, 2017).

2.1.2 Tubos de aço do tipo *Line Pipe*

Os tubos do tipo *line pipe*, que podem ser soldados ou sem costura, são utilizados no transporte de hidrocarbonetos e seus derivados, a partir da cabeça do poço, tanto em instalações *offshore* quanto *onshore*, e se dividem em *flowlines*, *risers* e *pipelines* (BAI, BAI, 2012 apud SORRIJA, 2016; LEE, 2007; PETROPEDIA, 2017).

As *flowlines* transportam hidrocarbonetos não processados, como petróleo cru, e produtos necessários para as atividades de exploração, como água de injeção e gás pressurizado, trabalhando com pressões e temperaturas elevadas em águas profundas (BAI, BAI, 2012 apud SORRIJA, 2016; LEE, 2007). Os *risers* são tubos que conectam as *flowlines* às plataformas ou aos navios localizados na superfície, onde os hidrocarbonetos serão armazenados ou processados (BAI, BAI, 2012 apud SORRIJA, 2016; TENARIS, 2017), e são estruturas dutoviárias de elevada responsabilidade e consideradas como as mais críticas em instalações *offshore*, tendo em vista as cargas dinâmicas e o ambiente corrosivo que elas precisam suportar (TENARIS, 2017). Por fim, os tubos do tipo *pipeline* constituem linhas dutoviárias que conduzem hidrocarbonetos processados, como gás natural, petróleo e seus derivados (LEE, 2007; SORRIJA, 2016). A Figura 3 mostra o esquema simplificado de uma instalação submarina, ilustrando as *flowlines*, os *risers* e *pipelines*.

Figura 3 – Esquema simplificado de uma instalação submarina produtora de petróleo, com seus respectivos dutos e plataforma.



Fonte: Bai, Bai (2012 apud SORRIJA, 2016).

Os tubos de aço do tipo *line pipe*, que são foco neste projeto, têm suas propriedades mecânicas e composições químicas especificadas pela norma API 5L (*Specifications for Line Pipes*) (PETROPEDIA, 2017).

2.2 Aços utilizados na indústria de petróleo e gás

A busca pela redução de custos de instalação e reparo requerem o menor peso possível para os tubos, o que impõe que eles sejam feitos usando-se aços com maior resistência mecânica, permitindo a utilização de pressões mais altas e paredes com espessuras menores. A forma mais fácil de elevar a resistência mecânica do aço consiste em aumentar seus teores de carbono e elementos de liga, o que deve ser evitado porque, além de encarecer, dificulta os processos de soldagem envolvidos na fabricação dos tubos e afeta a tenacidade do material (ABM, 2008; ALÍPIO et al., 2000; GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009; NARA, 1983).

Muitos tipos de aço são utilizados na indústria de petróleo e gás, e estes são fabricados de forma a atender a norma API (*American Petroleum Institute*). Os aços utilizados na fabricação de tubos para linhas de transmissão seguem a classificação API 5L, enquanto que os empregados para a prospecção seguem a classificação API 5CT (LANDEE, 2017; PETROPEDIA, 2017; SILVA, 2009).

A norma API 5L estabelece diversas classes para tubos de acordo com a resistência mecânica, sendo esta a que define a terminologia de cada classe como X + limite de escoamento mínimo em ksi, como por exemplo o aço API X70, cujo limite de escoamento mínimo é 70 ksi (~490 MPa no SI) (ALÍPIO et al. 2000; HIPPERT, 2004). Trata-se de uma norma bastante flexível em relação à composição química, com critérios restritos apenas para as propriedades mecânicas, carbono equivalente e alguns elementos de liga (COLPAERT, 2008), apresentando dois níveis de especificação de produto: PSL 1 e PSL 2. O nível de especificação PSL 1 abrange desde o grau A25 até o X70, enquanto que o nível PSL 2 abrange do grau B ao X80, com a possibilidade deste último abranger também o grau X120, o qual está em fase de teste para aplicações mais específicas (FIGUEIREDO, 2008; HIPPERT, 2004). A diferença entre estes níveis está na especificação PSL 2, a qual apresenta maior rigor em relação aos requisitos técnicos carbono equivalente, tenacidade, limites de escoamento e de resistência, além de maiores restrições nos teores de fósforo e enxofre (ALÍPIO et al., 2000; API 5L, 2012; FIGUEIREDO, 2008; HIPPERT, 2004; JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013). Tubos com aplicações mais “nobres”, como os utilizados no transporte de petróleo e gás a partir de regiões

remotas e adversas até os grandes centros consumidores, exigem especificação PSL 2 (FIGUEIREDO, 2008). A partir da Tabela 1, é possível fazer uma comparação entre as duas especificações, com destaque para a tenacidade à fratura, foco deste trabalho.

Tabela 1 – Comparação entre as especificações PSL 1 e PSL 2 da norma API 5L (2012).

Parâmetro	PSL 1	PSL 2
Grau	A25 até X70	B até X120
Tipo de extremidade do tubo	Rosca, bisel, topo, especial	Topo
Soldagem do cordão	Qualquer processo	Qualquer processo, exceto soldagem a laser
C.Q.: max. % C para tubo sem costura	0,28% para grau B e superiores	0,24%
C.Q.: max. % C para tubo com costura	0,26% para grau B e superiores	0,22%
C.Q.: max. % P	0,030% para grau A e superiores	0,025%
C.Q.: max. % S	0,030%	0,015%
Carbono equivalente	Sob exigência do cliente	Máximo para cada grau
L.E. Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
L.R. Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
Tenacidade à fratura	Não especificada	Exigida para todos os graus
Inspeção não destrutiva do cordão de solda	Obrigatória apenas para o grau B	Obrigatória para todos os graus
Reparo por soldagem do corpo do tubo, chapa ou <i>skelp</i>	Permitido	Não permitido
Rastreabilidade	Não obrigatória	Obrigatória

Fonte: adaptado de Hippert (2004); API 5L(2012).

2.2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Os vários graus de aços especificados pela norma API 5L podem ser classificados como aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) (HIPPERT, 2004), que são aços microligados, ou seja, aços com baixo teor de carbono e pequenas adições de elementos de liga, dentre eles cobre, cromo, molibdênio, titânio, vanádio e nióbio. A redução do teor de carbono é compensada pela microadição dos elementos de liga resultando em uma boa combinação de resistência mecânica e tenacidade, sem afetar a soldabilidade (ASM, 1990 apud HIPPERT, 2004; CHIAVERINI, 1990; JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013; WOODHEAD, 1985 apud HIPPERT, 2004).

Devido às suas características de tenacidade, os ARBL são muito utilizados em aplicações estruturais, pois frequentemente permitem que o material apresente deformação plástica anterior à ruptura, podendo esta deformação ser detectada e monitorada através de inspeções, reduzindo-se o risco de se ocorrer uma falha catastrófica (ASM, 1990 apud HIPPERT, 2004). São os mais indicados para aplicações que exigem maior resistência à corrosão, melhor resistência ao choque, maior limite de fadiga, maior limite de escoamento sem afetar a trabalhabilidade e a soldabilidade, e uma maior relação resistência/peso (CHIAVERINI, 1990). São muito empregados na construção de componentes industriais, como dutos e tubulações, vasos de pressão, reatores e tanques; em estruturas navais e de exploração e transporte de petróleo e gás; na construção civil; em componentes estruturais para veículos; e nos setores ferroviário e aéreo (ASM, 1990 apud HIPPERT, 2004; CHIAVERINI, 1990; RAGU NATHAN; BALASUBRAMANIAN; MALARVIZHI; RAO, 2015).

Os aços pertencentes à classe API são aços ARBL cujos níveis de tenacidade e resistência mecânica são alcançados através da combinação de uma microestrutura refinada de ferrita-perlita ou ferrita-martensita, alta densidade de discordâncias gerada pela deformação do material, e endurecimento por precipitação causado por carbonitreto de Nb, V ou Ti finamente dispersos na matriz ferrítica (ASM, 1990 apud HIPPERT, 2004; WOODHEAD, 1985 apud HIPPERT, 2004; ZHAO et al., 2016; ZHU; HAN; LI, 2015).

2.2.1.1 Soldabilidade

A soldabilidade é a capacidade de um material ser soldado sob condições impostas de fabricação, e pode ser subdividida em três tipos: soldabilidade operacional, a qual está relacionada a condições operacionais da soldagem, como por exemplo, habilidade do soldador, posição de soldagem e combinação do processo com a natureza do metal base; soldabilidade metalúrgica, associada a condições térmicas e químicas, as quais podem gerar defeitos e propriedades indesejáveis na junta soldada, relacionadas a fenômenos metalúrgicos; e soldabilidade em serviço, relacionada à vida útil da peça soldada (JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013). O foco, neste item, será a soldabilidade metalúrgica.

A soldabilidade dos aços é dependente das condições térmicas e da composição química do metal base, as quais são responsáveis pela microestrutura resultante da junta soldada. Durante a soldagem, uma região chamada zona afetada pelo calor (ZAC) é formada, adjacente à zona fundida (ZF). A ZAC é uma região do metal base, submetida a um rápido ciclo térmico durante o processo de soldagem, onde a temperatura atingida não é suficiente para fundir o material, mas suficiente para ocasionar transformações de fase. Após o término da soldagem esta região é resfriada e, dependendo da temperatura máxima alcançada no metal base, da composição química deste, e da taxa de resfriamento, pode ocorrer têmpera localizada, fragilizando a região (JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

Outra forma de fragilização da região ocorre por meio da formação de trinca induzida por hidrogênio (HIC), a qual é resultado da ação simultânea de tensões internas na região da solda, da formação de microestruturas duras e frágeis durante o processo, como a microestrutura martensítica, e da difusão de hidrogênio no metal fundido (CUNHA, 1989; GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009; JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013). A presença de hidrogênio é proveniente dos aspectos operacionais da soldagem, como tipo de eletrodo utilizado, presença de umidade, sujeira, óleos e graxas no material (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009; JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013). No estado sólido, o hidrogênio se difunde preferencialmente para regiões austenitizadas do metal base, já que a dissolução do hidrogênio é maior na austenita do que na ferrita, e dependendo da velocidade de resfriamento, as regiões austenitizadas podem sofrer têmpera, associando o hidrogênio à formação de martensita (JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

A composição química do aço possui grande efeito na tendência à formação de microconstituintes duros na microestrutura (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009) e, consequentemente, na fragilização por hidrogênio. Essa tendência pode ser estimada

numericamente através do parâmetro conhecido como Carbono Equivalente (Ceq), cuja fórmula leva em consideração a influência de cada elemento de liga na temperabilidade (facilidade para transformação martensítica) do aço em relação ao carbono. A escolha do carbono como referência é justificada por ele ser um dos elementos mais eficazes e comuns no aumento da resistência mecânica dos aços, sendo o responsável pela dureza da microestrutura martensítica, e em menor grau, da microestrutura bainítica (GORNÍ; SILVEIRA; REIS, 2009; JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

O fator carbono equivalente é utilizado para determinar a soldabilidade do metal base e é frequentemente calculado pelas Equações 1 e 2 (JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

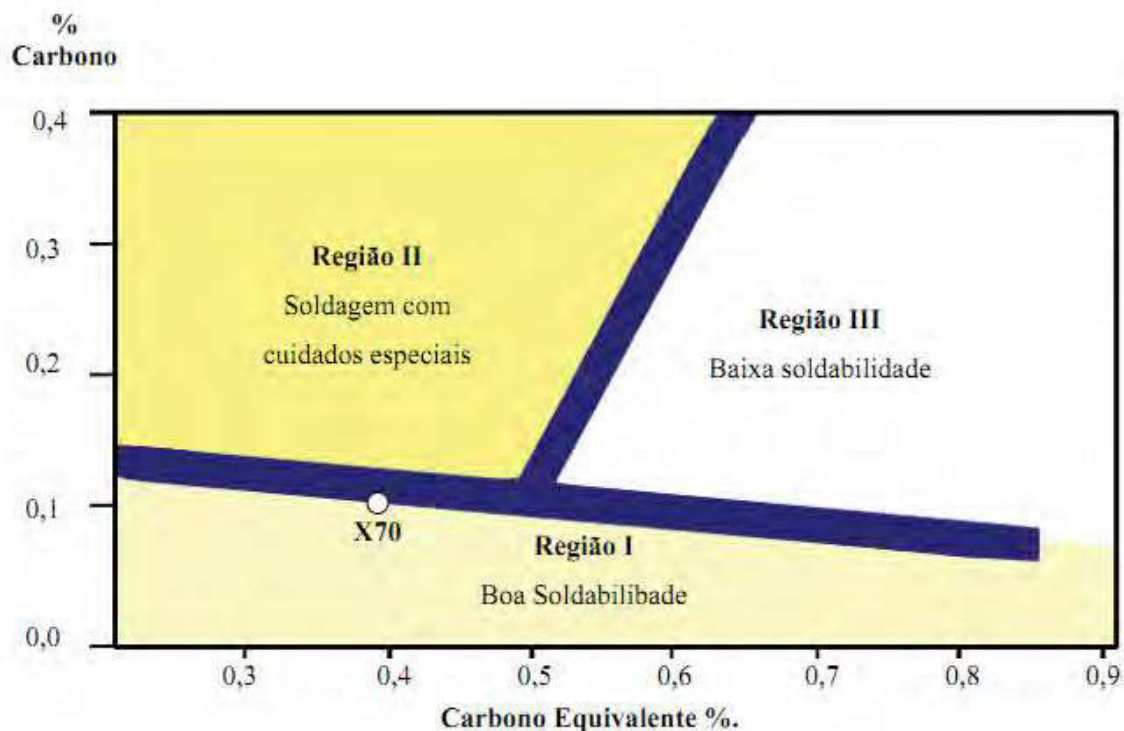
$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Ni + Cu)}{15} \quad (1)$$

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{(Mn + Cu + Cr)}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2)$$

A Equação 1, conhecida como fórmula do carbono equivalente do IIW (*Internacional Institute of Welding*) (IIW, 1988), foi desenvolvida para aços normalizados de alto teor de carbono, e devido à sua ampla aplicação é especificada pela norma API 5L. Valores abaixo de 0,45% indicam boa soldabilidade metalúrgica dos aços, ao passo que valores acima de 0,45% requerem maiores cuidados em relação à soldagem. Já a Equação 2, conhecida como parâmetro do carbono equivalente, ou fórmula de Ito-Bessyo, foi desenvolvida para aços com teor de carbono mais baixo. Conforme especificado pela norma API 5L, para aços com teor de carbono menor que 0,12% deve-se utilizar a Equação 2, enquanto que para acima de 0,12% deve-se utilizar a Equação 1 (JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013).

Com o intuito de associar a qualidade do processo de soldagem ao carbono equivalente, a soldabilidade dos aços API é frequentemente analisada através do diagrama de Graville, apresentado na Figura 4 (TORRICO, 2006).

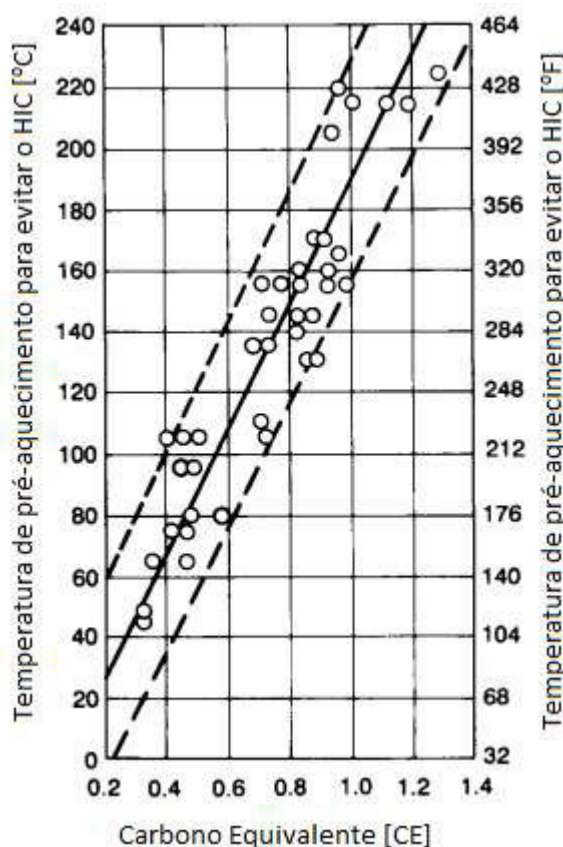
Figura 4 – Diagrama de Graville: soldabilidade dos aços ARBL em função do teor de carbono e do carbono equivalente.



Fonte: Torrico (2006).

A importância do pré-aquecimento na prevenção da trinca induzida por hidrogênio está relacionada à suscetibilidade da formação desta em temperaturas entre -60°C e 150°C . A formação de trincas por hidrogênio em temperaturas superiores a 150°C ocorre apenas quando o teor de hidrogênio no interior do material é elevado (JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013). De acordo com a análise da Figura 5, é possível avaliar a influência do carbono equivalente na temperatura de pré-aquecimento, de forma que quanto maior o valor do carbono equivalente, maior é a temperatura de pré-aquecimento necessária para evitar a formação de trinca induzida por hidrogênio (HIC) (BARBOSA, 2011; KOU, 2003), ou seja, o HIC geralmente ocorre em aços que apresentam elevado carbono equivalente (KOU, 2003).

Figura 5 – Efeito do carbono equivalente na temperatura de pré-aquecimento requerida para evitar fragilização por hidrogênio.



Fonte: Kou (2003).

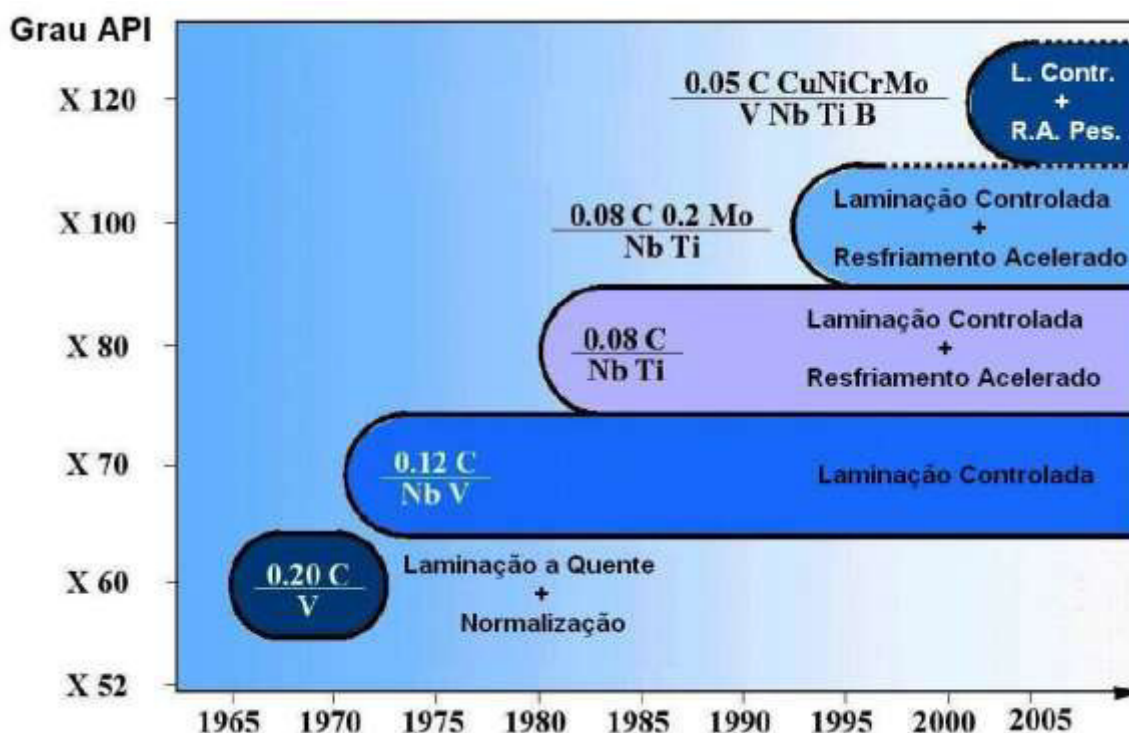
2.2.2 A evolução dos aços na indústria de petróleo e gás

Nos anos de 1970, os materiais aplicados na fabricação de tubos restringiam-se aos aços C e C-Mn (STILL, 1996), com percentual de carbono na faixa de 0,20 a 0,28 e percentuais de enxofre elevados. Os graus API 5L empregados na época eram B, X42 e X52 (ALÍPIO et al., 2000). O processo de fabricação do aço API X60, contendo 0,20%C com pequenas adições de elementos microligantes, dentre eles Mn e V, envolveu laminação a quente e normalização, a qual foi substituída por laminação controlada (ABM, 2008; ALÍPIO et al., 2000; GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009; JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013). Enquanto o processo de laminação a quente dessas chapas tinha o objetivo de obter somente as dimensões necessárias para a chapa, cujas propriedades mecânicas eram definidas posteriormente, ao se aplicar tratamento térmico de normalização (GRIMPE et al., 2004), o processo de laminação controlada proporcionou à chapa propriedades mecânicas finais logo após sua laminação a

quente, permitindo a supressão do tratamento térmico adicional (COLPAERT, 2008; GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009).

O grande inconveniente destes aços até então era que seus teores de C eram relativamente elevados, prejudicando a tenacidade, a ductilidade (CHIAVERINI, 1990) e a soldabilidade do material (ALÍPIO et al., 2000; JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013). O processo de laminação controlada permitiu a produção do grau X70, contendo até 0,12%C e pequenas adições de Nb e V (ABM, 2008; JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013). Posteriormente, a laminação controlada associada ao resfriamento acelerado permitiu produzir aços com resistência ainda mais elevada, como o grau X80, com uma maior redução no teor de carbono e excelente soldabilidade. Adições de Cr, Mo, Cu, Ni e B, associados à laminação controlada e ao resfriamento acelerado, permitiram aumentar ainda mais o nível de resistência e a redução do teor de carbono, resultando nos graus X100 e X120, (HILLENBRAND; KALWA, 2002; GRIMPE et al., 2004; GRAY, 2007), que substituíram a classe X100 atendida por aços temperados e revenidos, a qual possuía carbono equivalente relativamente elevado, o que prejudicava a tenacidade e a soldabilidade (ALÍPIO et al., 2000). A Figura 6 mostra a evolução metalúrgica ocorrida nos processos de laminação e tratamento térmico de chapas grossas de aço usadas para a fabricação de tubos soldados para transporte de petróleo e seus derivados.

Figura 6 – Evolução dos aços utilizados na fabricação de tubos para transporte de petróleo e gás.



Fonte: Grimpe et al. (2004).

A combinação de elevados níveis de resistência e tenacidade é alcançada com a redução do teor de carbono dos aços para dutos, compensada pela adição de microligantes. Entretanto, somente a adição de microligantes nem sempre é suficiente para garantir alta tenacidade, sendo necessária a realização de laminação controlada (ALÍPIO et al., 2000; JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013; YAN et al., 2010).

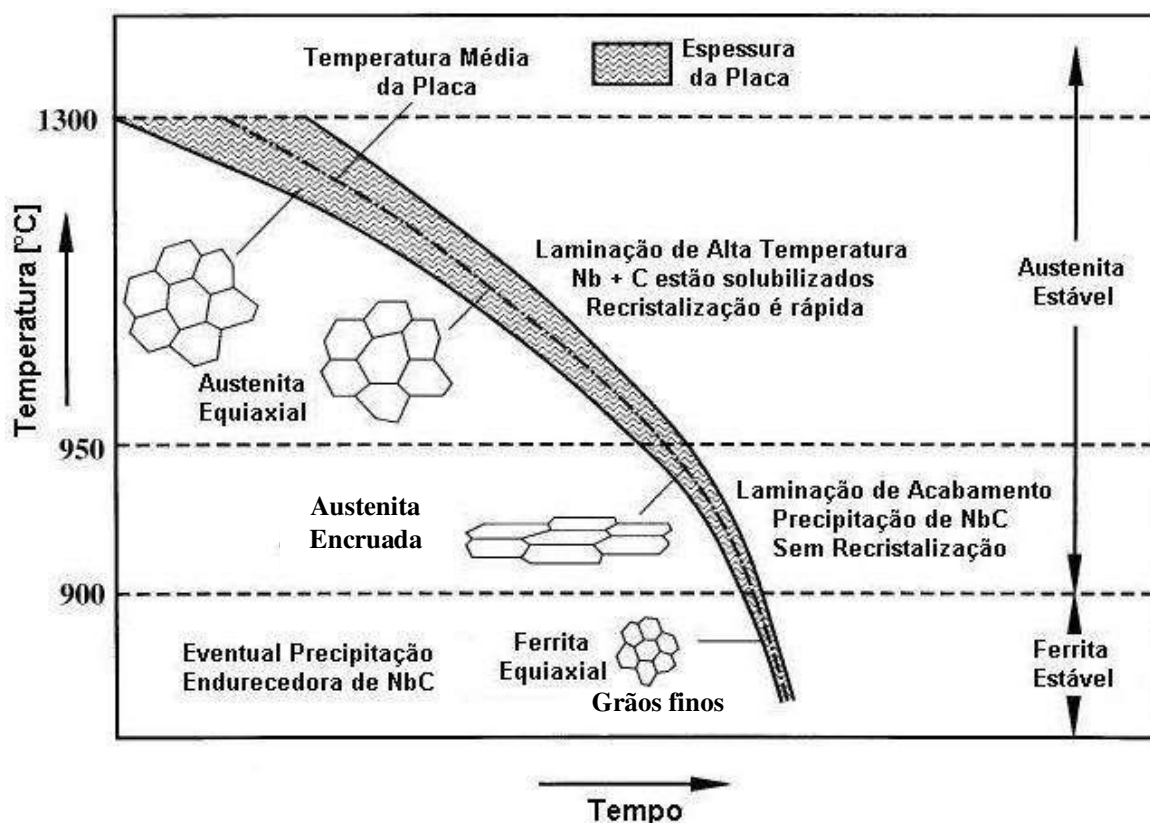
2.2.3 Laminação Controlada

O atendimento aos diferentes graus de resistência da norma API 5L tem se tornado um dos campos mais atrativos para o desenvolvimento de aços submetidos à laminação controlada (COLPAERT, 2008).

A laminação controlada, ou tratamento termomecânico controlado, utiliza elementos microligantes como Nb, V e Ti, cujas precipitação de carbonetos ou carbonitreto pode colaborar para controlar o grão austenítico na etapa final de conformação a quente, que é seguida por resfriamento, sem tratamento térmico posterior (COLPAERT, 2008). O processo normalmente é constituído por dois estágios:

- a) O primeiro estágio, conhecido como desbaste, ocorre a temperaturas elevadas, acima da T_{nr} (temperatura de não recristalização), ou seja, entre 950 e 1100°C, ocorrendo grandes reduções e recristalização estática da austenita entre os passes de laminação (GRIMPE et al., 2004; HIPPERT, 2004; LAN et al., 2011), conforme mostrado na Figura 7.
- b) O segundo estágio, conhecido como acabamento (GRIMPE et al., 2004), ocorre a temperaturas intermediárias a T_{nr} e a A_{r3} (temperatura de transformação austenita-ferrita), ou seja, entre 900 e 950°C, com nenhuma recristalização da austenita entre passes (GRIMPE et al., 2004; HIPPERT, 2004; LAN et al., 2011), conforme pode-se observar na Figura 7.

Figura 7 – Fenômenos metalúrgicos que ocorrem durante a laminação controlada.



Fonte: adaptado de Paxton (1980).

A laminação controlada nos aços empregados na fabricação de dutos envolve elevadas reduções abaixo da temperatura de não recristalização, sendo a quantidade de deformação aplicada a variável de maior influência na tenacidade (ALÍPIO et al., 2000; GONG; PALMIERE; RAINFORTH, 2016). A deformação nesta faixa de temperaturas produz grãos de austenita alongados e bandas de deformação, criando condições favoráveis à nucleação de grãos de ferrita mais finos (ALÍPIO et al., 2000; GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009; GONG; PALMIERE; RAINFORTH, 2016). Parte dos elementos microligantes, principalmente o Nb, precipita na austenita, e os precipitados ancoram os contornos de recristalização paralisando a restauração do material. Desta forma, a austenita não mais se recristaliza entre os passes de deformação, encruando progressivamente à medida que é laminada, tendo assim seus grãos alongados. A transformação da austenita encruada, que ocorre durante o resfriamento da chapa após sua laminação, gera uma microestrutura extremamente refinada, elevando simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade do aço (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009).

O encruamento da austenita na laminação controlada faz com que as cargas de laminação ao final do processo atinjam valores elevados (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009). O

processamento sob alta temperatura (*High Temperature Processing* – HTP) consiste na utilização de aços com alto teor de nióbio, entre 0,60 e 1,00%. Com esta elevação do teor de nióbio, é possível diminuir a severidade da laminação para a fabricação do aço, pois permite elevar as temperaturas da laminação controlada, minimizando as cargas utilizadas nos laminadores (ALÍPIO et al., 2000; GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009; STALHEIM, 2005; ZHU et al., 2016). Segundo Zhu et al. (2016), a elevação do teor de nióbio permite uma elevação de 100°C na temperatura final de laminação.

Outra possibilidade é a laminação controlada com recristalização (*Re-crystallization Controlled Rolling*, RCR), que utiliza aços ao V-Ti-N. Neste processo o refino de grão é obtido por sucessivas recristalizações estáticas plenas da austenita entre os passes de laminação, e a utilização de Nb deve ser evitada, pois não se deseja encruar progressivamente a austenita durante a laminação. É feita adição de Ti para formação de partículas finas de Ti-N, capazes de ancorar o contorno dos grãos após cada ciclo de recristalização (LAGNEBORG et al., 1999; ZHU; HAN; LI, 2015).

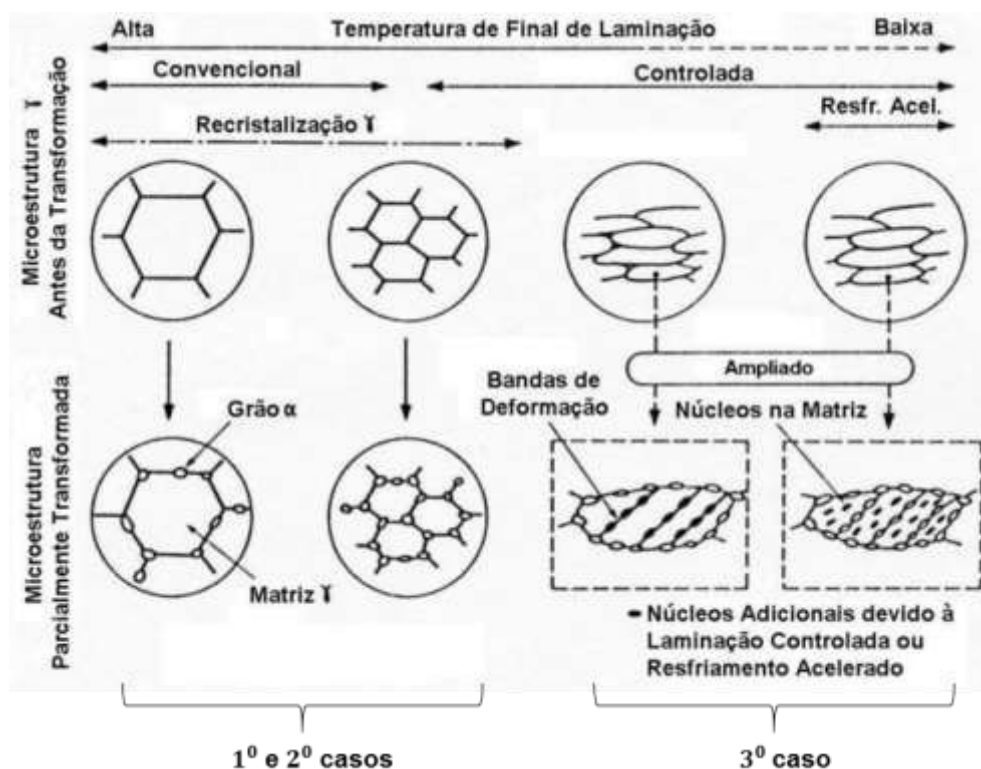
Uma nova rota de processamento termomecânico controlado vem sendo estudada para aumentar a temperatura final de laminação, de forma a reduzir as cargas aplicadas e melhorar a produtividade. Este novo processo consiste na deformação abaixo da T_{nr} , seguida por um rápido reaquecimento do aço a 1200°C por 10s, o qual é seguido por deformação final na mesma temperatura anterior ao reaquecimento. Este reaquecimento atua na otimização da cinética da precipitação induzida por deformação e na transformação de ferrita induzida por deformação, proporcionando uma maior solubilização dos elementos Nb e Ti, o que gera durante os passes de laminação subsequentes e resfriamento, a formação de uma maior quantidade de precipitados, de tamanhos reduzidos, os quais proporcionam maior refino da microestrutura (GONG; PALMIERE; RAINFORTH, 2016).

A adição de elementos formadores de carbonetos e nitretos, como nióbio, vanádio e titânio, atuam no ancoramento do contorno de grão da austenita dificultando seu crescimento (ASM, 1990 apud HIPPERT, 2004; ZHU; HAN; LI, 2015), e a adição de Si, Cu e Mn gera um endurecimento por solução sólida (ASM, 1990 apud HIPPERT, 2004)

A partir da Figura 8 é possível observar que na laminação convencional de aços comuns, representada pelos dois primeiros casos, a nucleação da ferrita ocorre exclusivamente nos contornos de grão prévios da austenita, e a diminuição da temperatura final de laminação promove uma microestrutura final mais refinada e, conseqüentemente, mais resistente e tenaz. Já a laminação controlada dos aços microligados, representada no terceiro caso da Figura 8, faz com que a nucleação da ferrita ocorra também nas bandas de deformação intragranulares

decorrentes do encruamento da austenita, refinando ainda mais a microestrutura final. Pode-se observar também que uma laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, último caso da Figura 8, faz com que a nucleação da ferrita também passe a ocorrer em toda a área dos grãos austeníticos prévios, e não somente em suas bandas de deformação e contornos de grão, resultando em microestruturas ainda mais refinadas, com maior resistência mecânica e tenacidade (GORNI; SILVEIRA; REIS, 2009; KOZASU, 1992).

Figura 8 - Evolução do tamanho de grão, da morfologia da austenita e da posterior nucleação da ferrita em função da temperatura aplicada durante os processos de laminação convencional e laminação controlada.

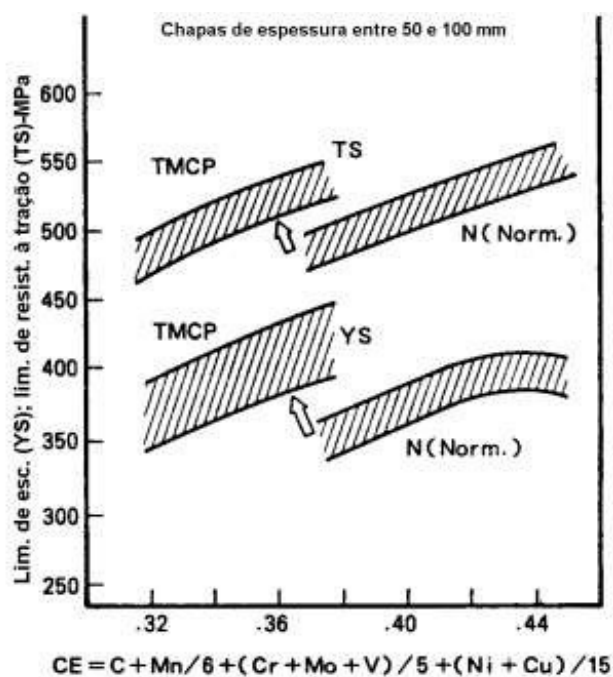


Fonte: Kozasu (1992).

O processamento termomecânico controlado (*Thermomechanical Controlled Process - TMCP*) combina as técnicas de laminação controlada e resfriamento acelerado, possibilitando o controle da taxa de resfriamento e das temperaturas de início e fim do resfriamento por água (ALÍPIO et al., 2000). É um processo que consiste em resfriar o material rapidamente após a etapa final de laminação, de 800 a 500 °C. Atingida esta temperatura, é realizado resfriamento ao ar para que haja a formação de bainita (JUNIOR; ROCHA; BRANDI, 2013). Utilizando-se esta técnica, pode-se controlar as frações dos produtos de transformação da austenita (ALÍPIO et al., 2000) e obter uma microestrutura com grãos refinados, resultando em tenacidade e elevada resistência mecânica com teores reduzidos de elementos de liga (ALÍPIO et al., 2000;

GONG; PALMIERE; RAINFORTH, 2016; HIPPERT, 2004; ZHAO et al., 2016; ZHU; HAN; LI, 2015). A Figura 9 compara a resistência mecânica obtida pelo TMCP e a obtida pelo processo convencional de laminação.

Figura 9 – Influência das técnicas de laminação nas propriedades mecânicas do aço em função do carbono equivalente.



Fonte: Yurioka (1995).

2.2.4 Delaminações em aços ARBL

Aços de Alta Resistência e Baixa Liga obtidos por laminação controlada apresentam, durante o processo de ruptura, cavidades que se formam paralelamente à direção de laminação da chapa original, perpendicularmente à direção de solicitação mecânica. Acredita-se que estas cavidades, chamadas delaminações, ocorrem durante o processo de fratura e de rasgamento dúctil como consequência de tensões perpendiculares à direção de propagação da fratura, as quais ocasionam restrição plástica no material à frente da trinca durante o carregamento. Estas tensões atuam durante o processo de dano, favorecendo a fratura-decoesão de interfaces na matriz metálica, ou a clivagem de grãos grandes (DUNCAN et al., 2000 apud HIPPERT, 2004; KÜHNE et al., 1998 apud HIPPERT, 2004).

A iniciação das delaminações em testes de carregamento dinâmico ou estático ainda não foi muito bem explicada (YAN et al., 2010). Bandeamento microestrutural, forma de grãos alongada, orientação preferencial de planos, decoesão de contornos de grão, segregação de átomos de impureza, alinhamento de partículas, e inclusões, os quais possuem características anisotrópicas, são fatores que podem causar delaminação (HASKEL et al., 2014; RUGGIERI; HIPPERT, 2015; YAN et al., 2010).

As delaminações podem ser classificadas em delaminações estruturais e delaminações de inclusão. As delaminações estruturais são resultantes da anisotropia e de heterogeneidades, como bandeamento microestrutural e textura cristalográfica, introduzidas no material por processamento termomecânico, sendo portanto muito frequentes em aços microligados API (KÜHNE et al., 1998 apud HIPPERT, 2004). Dentre estas delaminações, pode-se distinguir as que são resultantes de contornos de grão, e as do tipo clivagem (DUNCAN et al., 2000 apud HIPPERT, 2004).

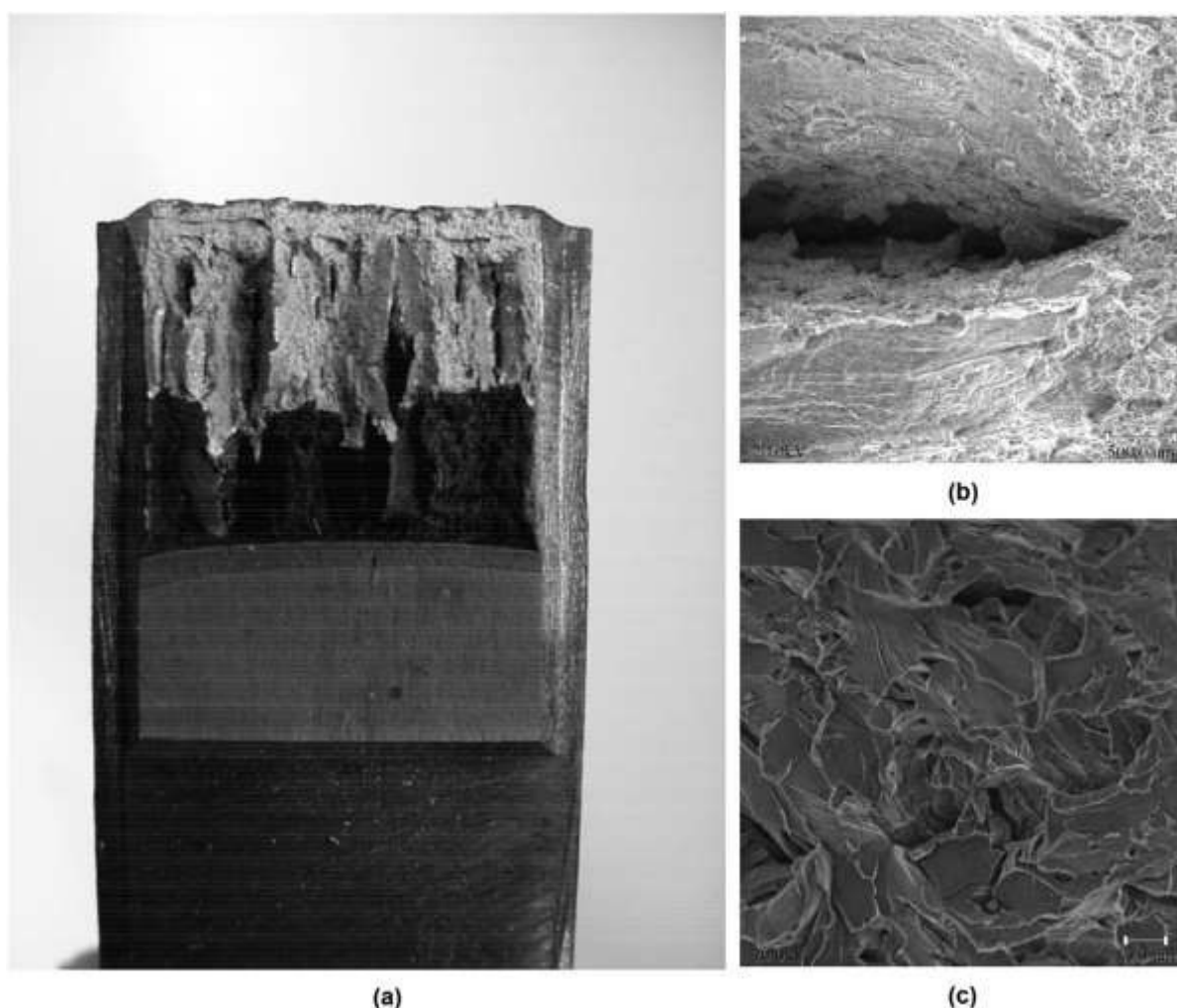
A ocorrência de delaminações de contorno de grão está relacionada ao severo processamento termomecânico que gera bandeamento da microestrutura, favorecendo a formação de precipitados nos contornos de grão durante o resfriamento, com consequente fragilização destes contornos (HASKEL et al., 2014; HIPPERT, 2004; RUGGIERI; HIPPERT, 2015).

A ocorrência de delaminação do tipo clivagem é comum em metais que sofreram graus severos de deformação plástica, e é caracterizada pela orientação preferencial de certos planos cristalográficos em relação à direção de máxima deformação, sendo esta compreendida por grãos alongados de ferrita (DIETER, 1981; HIPPERT, 2004; RUGGIERI; HIPPERT, 2015). Em aços microligados obtidos por laminação controlada, é frequente o alinhamento de planos de clivagem paralelos à direção de laminação. Para o aço API X70, foi observado que o principal modo de falha de cada delaminação é a fratura frágil por clivagem, demonstrando ocorrência de delaminações fortemente associada à clivagem em planos cristalográficos, paralelos à direção de laminação (HIPPERT, 2004).

As delaminações de inclusões, por sua vez, são formadas a partir de inclusões não metálicas alongadas presentes no material, tipo sulfetos, ou alinhadas pelo elevado grau de deformação aplicado durante a laminação, e possuem uma fratura de aspecto fibroso. A ocorrência de delaminações deste tipo está associada ao nível de impurezas no material e, consequentemente, não é um tipo de delaminação frequente em aços ARBL, já que estes possuem reduzidos níveis de inclusão (HIPPERT, 2004).

Para entender melhor o que é uma delaminação, a Figura 10 mostra a presença de delaminações na superfície de fratura de um corpo de prova de aço API X70, do tipo C(T), assim como o MEV da cavidade de uma das delaminações, mostrando que esta foi do tipo clivagem, onde pode-se visualizar a ocorrência de fratura por clivagem, comum para delaminações neste tipo de aço.

Figura 10 – Delaminação do tipo clivagem: a) Macrografia da superfície de fratura de um corpo de prova fraturado, do tipo C(T), mostrando o desenvolvimento de delaminações perpendicularmente à superfície de fratura; b) Fractografia da cavidade de uma delaminação, analisada por MEV; c) Presença de facetas de clivagem no interior da cavidade da delaminação.



Fonte: Ruggieri, Hippert (2015).

O fenômeno da delaminação em aços ARBL pode ocorrer tanto em aços API de baixo grau, como API X60 e X70, produzidos por laminação termomecânica convencional, quanto nos aços API mais avançados, como API X80 e X100, produzidos por laminação termomecânica com resfriamento acelerado (RUGGIERI; HIPPERT, 2015). Seu efeito na

tenacidade destes aços tem sido largamente estudado, havendo publicações que reportaram a redução da tenacidade com a sua presença e outras que reportaram a melhoria da tenacidade (HASKEL et al., 2014; YAN et al., 2010).

2.2.5 Microestrutura dos aços laminados para tubos

As modernas indústrias dutoviárias exigem o desenvolvimento de materiais de alta resistência e tenacidade para dutos, o que requer aços com a microestrutura adequada. A microestrutura depende de vários fatores como, composição química, processo de deformação e condições de resfriamento. Elementos de liga possuem um complexo efeito sobre as propriedades do aço, e do ponto de vista metalúrgico, a seleção dos elementos de liga e do processo metalúrgico podem afetar intensamente a microestrutura resultante. Aços de alta resistência e baixa liga têm sido desenvolvidos para dutos de petróleo e gás, devido às suas excelentes propriedades mecânicas e desejável microestrutura (BEIDOKHTI; KOKABI; DOLATI, 2014).

As microestruturas normalmente encontradas em aços para tubos incluem ferrita poligonal, ferrita acicular, perlita, bainita e constituinte austenita-martensita. A ferrita poligonal e a perlita são típicas de aços convencionais, os quais não sofrem resfriamento acelerado após a laminação. Os grãos de ferrita poligonal geralmente são equiaxiais, e a quantidade e a distribuição de perlita dependerá do teor de carbono e dos elementos de liga. A ferrita acicular é uma ferrita não equiaxial, com aspecto de agulhas entrelaçadas, e pode ser obtida com baixas porcentagens de elementos de liga e condições de processo otimizadas. Quando a faixa de velocidade de resfriamento é limitada, normalmente eleva-se o teor de Mn para cerca de 2%, e adiciona-se entre 0,25 e 0,35% de Mo, com resfriamento ao ar, para obtenção de ferrita acicular. Estudos revelaram que uma microestrutura constituída de ferrita acicular com ilhas de constituinte austenita-martensita exibiram excelentes propriedades mecânicas, entretanto, quando presente em quantidades acima de 6 a 7%, o constituinte austenita-martensita reduz a tenacidade do aço (ALÍPIO et al., 2000; BEIDOKHTI; KOKABI; DOLATI, 2014).

A complexidade da microestrutura dos aços ARBL e a dificuldade de identificação de suas fases e seus microconstituintes, originaram discussões relacionadas à nomenclatura dos mesmos (SILVA, 2009). Araki, Enomoto e Shibata (1991 apud SILVA, 2009), através da utilização de aços baixo carbono submetidos a diferentes ciclos de resfriamento contínuo, relataram a ocorrência de formação de microestruturas em determinadas faixas de temperatura,

apresentando uma sugestão de nomenclatura para os microconstituintes formados. Com base na classificação de Araki, Enomoto e Shibata (1991 apud SILVA, 2009), foi realizado um estudo mais completo pelo Comitê da Bainita (*Bainite Committee*) do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*) (KRAUSS; THOMPSON, 1995 apud SILVA, 2009), cujo quadro com as nomenclaturas é reproduzido na Tabela 2.

Tabela 2 – Simbologia empregada na classificação da microestrutura de aços ARBL.

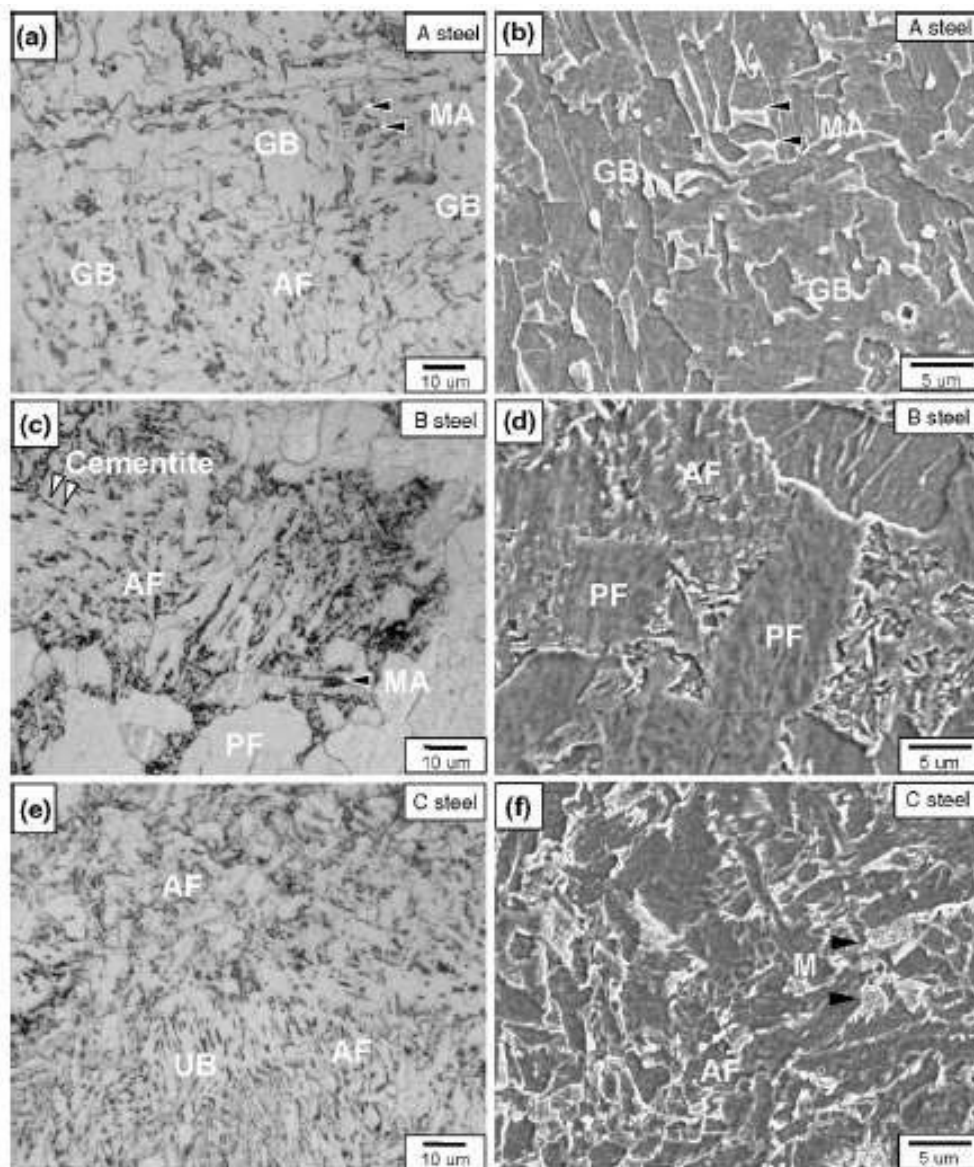
Símbolo	Nomenclatura
α_p ou PF	Ferrita poligonal
α_q ou QF	Ferrita quase-poligonal
α_w ou AF	Ferrita de Widmanstätten = Ferrita acicular
α_B^0 ou BF	Ferrita bainítica
α_B ou GF	Ferrita Bainítica Granular = Ferrita granular
γ_r	Austenita retida
MA	Constituinte martensita-austenita
α_M ou M	Martensita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

Fonte: Krauss e Thompson (1995 apud Silva, 2009).

Shin et al. (2007) realizaram um estudo correlacionando microestrutura e energia absorvida durante ensaio de impacto Charpy, com a tenacidade à fratura de aços API X70 e API X80. Para isso, três tipos de aços foram fabricados variando-se os teores de elementos de liga e as condições de laminação. A Tabela 3 indica as composições dos aços utilizados, tal que os aços A e B são referentes à classe API X70, e o aço C, referente à classe API X80. A Figura 11 e a Tabela 4 mostram as condições de laminação aplicadas. O objetivo desta discussão é apenas observar e ter ciência das possíveis microestruturas que podem ser formadas em aços ARBL aplicados em linhas dutoviárias, para isso a Figura 12 irá mostrar as microestruturas obtidas por Shin et al. (2007).

A partir da simbologia adotada para a classificação da microestrutura de aços ARBL, apresentada anteriormente na Tabela 2, e com base nas identificações presentes nas micrografias da Figura 12, é possível constatar a presença de Ferrita Poligonal (PF), Ferrita Acicular (AF), Martensita (M), Bainita Superior (UB) e constituinte Martensita-Austenita (MA). Encontrou-se também bainita granular (GB), que não consta na Tabela 2. Lembrando que essas fases são apenas algumas de outras que podem ser formadas nos aços ARBL, conforme informadas na Tabela 2.

Figura 12 – Micrografias obtidas por microscopia óptica e MEV: (a) e (b) referentes ao aço A; (c) e (d) referentes ao aço B; (e) e (f) referentes ao aço C. Amostras retiradas da direção L-T, atacadas com nital.

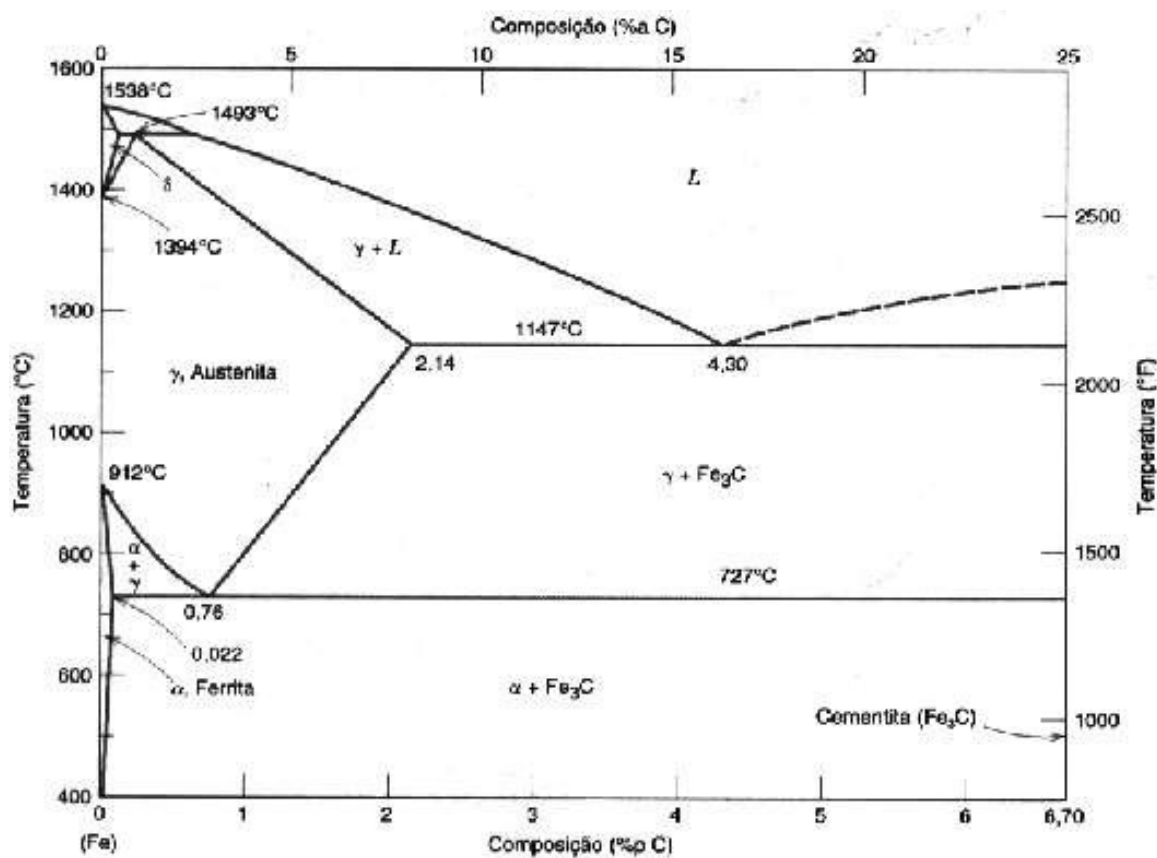


Fonte: Shin et al. (2007).

2.2.5.1 Diagramas de transformação

Durante muitos anos, os mecanismos de transformações de fases que ocorrem nos aços foram representados em um diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C, ilustrado na Figura 13, onde estão presentes as regiões de estabilidade para a ferrita (δ), a austenita (γ) e a cementita (Fe₃C) (CALLISTER, 2002).

Figura 13 – Diagrama de fases para o sistema ferro-carbeto de ferro.

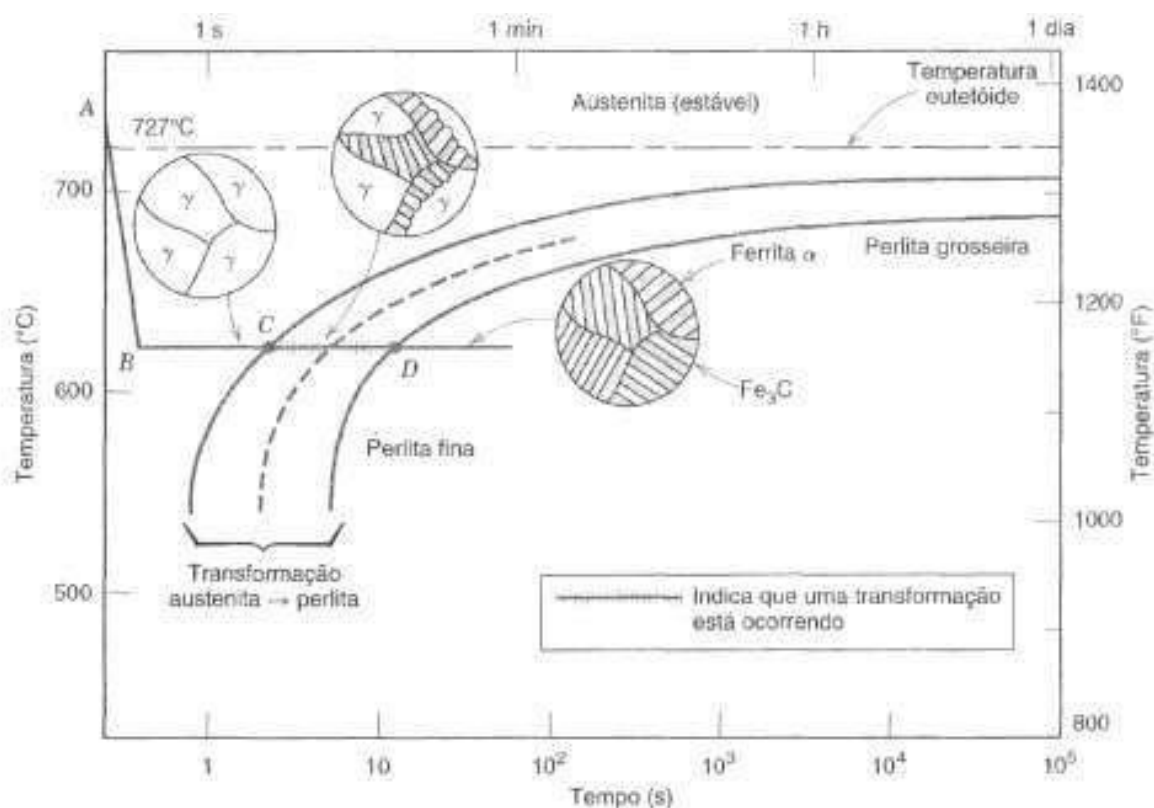


Fonte: Callister (2002)

Conforme o diagrama Fe-Fe₃C representado na Figura 13, o desenvolvimento microestrutural do aço ocorre sob condições de equilíbrio metaestável durante resfriamento, onde a cada mudança de temperatura o tempo é suficiente para o ajuste necessário nas composições e quantidades relativas das fases. Porém, na maioria das situações, essas taxas de resfriamento são extremamente lentas e em muitas ocasiões são desejáveis condições fora do equilíbrio onde são produzidas fases que não estão presentes no diagrama Fe-Fe₃C (CALLISTER, 2002).

Se o resfriamento de um aço a partir da região austenítica não for lento o suficiente para que ocorram as transformações de fases previstas pelo diagrama Fe-Fe₃C, outros constituintes metaestáveis poderão ser formados, como a bainita e a martensita, as quais não são previstas pelos diagramas de equilíbrio. Para acompanhar a formação desses constituintes, são utilizadas curvas TTT (Temperatura, Tempo e Transformação), também conhecidas como diagramas de transformação isotérmica, as quais estabelecem a temperatura e o tempo necessários para que uma determinada transformação isotérmica ocorra (MELO, 2013). A Figura 14 representa um diagrama de transformação isotérmica, ilustrando a transformação da austenita em perlita, com início em “C” e término em “D”. Neste caso, em C há 100% de austenita, e em D há 100% de perlita. A curva pontilhada indica o momento em que 50% da transformação ocorreu.

Figura 14 - Diagrama de transformação isotérmica para uma liga ferro-carbono com composição eutetóide, evidenciando a transformação da austenita em perlita ao longo do tempo.

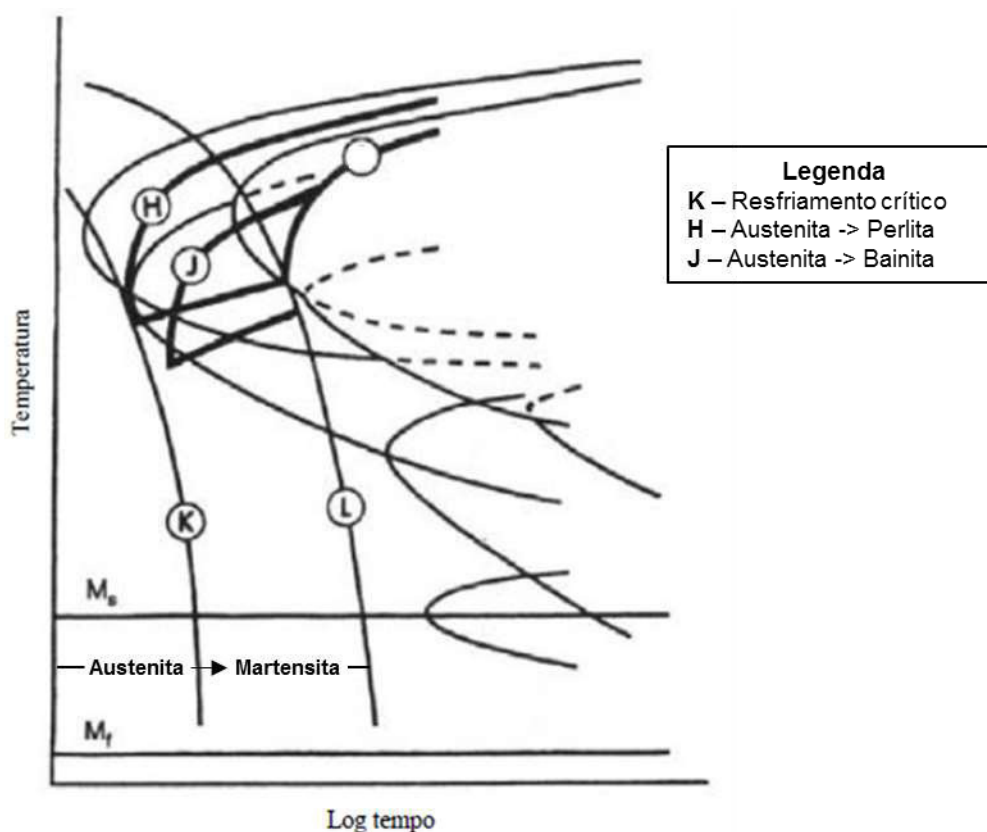


Fonte: Callister (2002)

No entanto, os diagramas de transformação isotérmica apresentam limitações (MELO, 2013), pois são válidos apenas para condições de temperatura constante (CALLISTER, 2002) e são poucos os tratamentos realizados em aços de forma isotérmica (MELO, 2013).

ocorre a taxas que interceptam a curva J. As taxas de resfriamento inferiores a K e superiores a L apresentam a formação de martensita, perlita e bainita, e as taxas de resfriamento inferiores a L apresentam apenas a formação de perlita (MELO, 2013; TOTTEN, 2006).

Figura 16 - Diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) demonstrando a formação de diferentes tipos de estruturas para um aço eutetóide.



Fonte: Adaptado de Totten (2006).

Os diagramas de transformação isotérmica e por resfriamento contínuo são diagramas de fases onde o parâmetro tempo é introduzido. São determinados experimentalmente para uma liga com uma composição química específica, onde as variáveis são a temperatura e o tempo, permitindo prever a microestrutura do material após determinado intervalo de tempo (CALLISTER, 2002).

De acordo com Ogata et al. (2008 apud BARBOSA, 2011), o diagrama de transformação por resfriamento contínuo oferece o apoio necessário para adequar a microestrutura obtida pelo processo de fabricação (soldagem, dobramento dos tubos, laminação termomecânica controlada) às propriedades mecânicas exigidas pela norma API 5L.

Spivakov et al. (2010) realizaram um trabalho com o objetivo de apresentar, a partir de uma visão termodinâmica, as possíveis microestruturas formadas em aços ARBL aplicados em

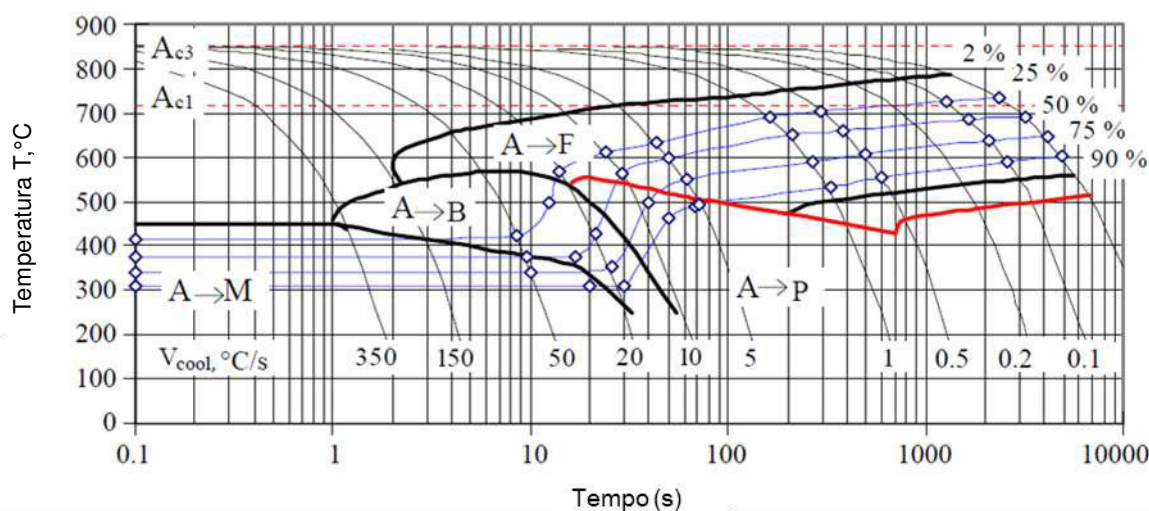
duto. O foco de seu trabalho foi estudar a transformação da austenita e a formação da bainita em aços API X70 contendo molibdênio, variando-se as taxas de resfriamento durante a laminação controlada, obtendo-se um diagrama de transformação por resfriamento contínuo resultante da reconstrução de diagramas isotérmicos. A composição química do aço utilizado é apresentada na Tabela 5, e o diagrama de transformação por resfriamento contínuo obtido é representado na Figura 17.

Tabela 5 – Composição química do aço API X70 utilizado na construção do diagrama TRC, % peso.

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Nb	N	V	Ti	Mo
0,07	1,63	0,22	0,005	0,01	0,011	0,011	0,013	0,008	0,042	0,008	0,072	0,010	0,228

Fonte: Spivakov et al. (2010)

Figura 17 – Diagrama TRC obtido para o aço API X70 em questão.



Fonte: Spivakov et al. (2010).

O diagrama obtido mostra um grande intervalo de temperatura onde a transformação da austenita é acompanhada pela formação de bainita, sob resfriamento contínuo, o que é explicado pela presença de Mn, Ni, Nb, V, e principalmente do Mo, no aço. Já a área compreendida pela transformação da austenita em perlita (A→P) é restringida a um pequeno intervalo de temperatura, tal que quando o resfriamento das chapas é realizado acima da faixa de 500-550°C, o montante de austenita se decompõe formando 90% de grãos finos de ferrita e apenas 10% de perlita (SPIVAKOV et al., 2010).

O objetivo da discussão do trabalho de SPIVAKOV et al. (2010) foi apenas observar e ter ciência das possíveis microestruturas que podem ser formadas, através de resfriamento contínuo, em aços ARBL aplicados em linhas dutoviárias, e também exemplificar um diagrama TRC referente a estes aços.

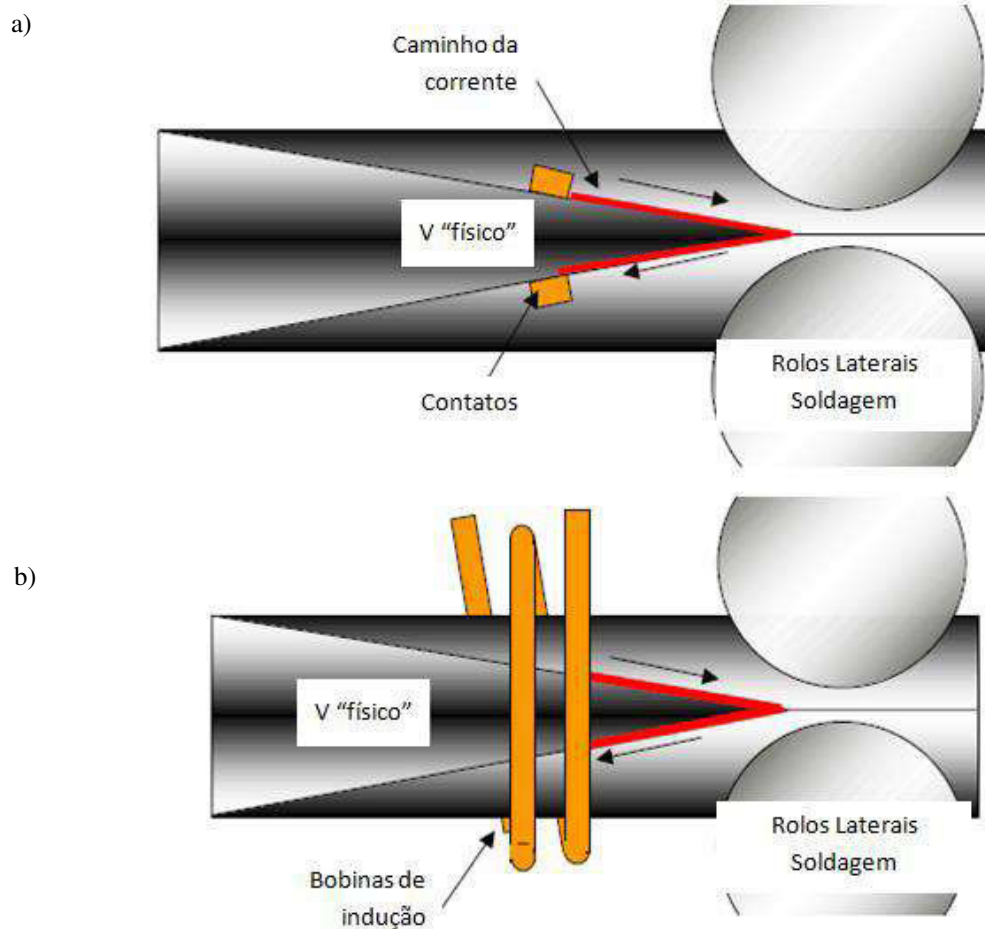
Segundo Santos (2007 apud BARBOSA, 2011), os diagramas TRC podem variar para uma mesma classe de aços, pois a decomposição da austenita em resfriamento contínuo não depende somente da termodinâmica, mas também da composição química do aço, da condição microestrutural prévia da austenita, e das condições de resfriamento.

2.3 Soldagem por resistência elétrica de alta frequência (HF/ERW)

Na soldagem por resistência elétrica (*Electric Resistance Welding* - ERW), o processo de união de duas superfícies é realizado através da aplicação de uma força mecânica associada à geração de calor, resultante da passagem de corrente elétrica pelo material, sem a necessidade de se aplicar material de adição (soldagem autógena) (MELO, 2013; O'BRIEN, 1991; SCHLATTER, 2017; WAINER; BRANDI; MELLO, 1992). A passagem de corrente elétrica pelo material gera calor por efeito *joule* (MELO, 2013; O'BRIEN, 1991; PARK et al., 2016; WAINER; BRANDI; MELLO, 1992), resultando no aquecimento das partes metálicas a uma temperatura de fusão de aproximadamente 1400°C, de tal forma que ocorre fusão localizada (BARBOSA, 2011).

Ao longo da década de 1950, eram utilizadas frequências na ordem de 150Hz na soldagem de tubos pelo processo ERW, em que a corrente elétrica de baixa frequência era transmitida por contato através de rodas de cobre, uma em cada borda do tubo, com velocidades inferiores a um dígito de metro por minuto (MELO, 2013). Logo em 1956, H. B. Osborn, Jr. introduziu o processo de soldagem por resistência elétrica de alta frequência (*High-Frequency/Electric Resistance Welding* - HF/ERW) (PARK et al, 2016), o qual aplica frequências de soldagem de 200 a 600kHz (RUDNEV et al., 2003) e pode ser classificado em HFCW (*High Frequency Contact Welding*), também conhecido por HFRW (*High Frequency Resistance Welding*), e HFIW – (*High Frequency Induction Welding*) (MELO, 2013; O'BRIEN, 1991). No processo HFCW, contatos deslizantes substituíram as rodas de contato antes utilizadas no processo ERW, e as velocidades passaram a alcançar dezenas de metros por minuto (MELO, 2013). Já o processo HFIW substituiu os contatos por bobinas de indução, através das quais é realizada a passagem de corrente elétrica, não havendo contato físico entre ela e o material soldado (MELO, 2013; O'BRIEN, 1991). A Figura 18 ilustra a diferença entre os mecanismos de soldagem HFCW e HFIW.

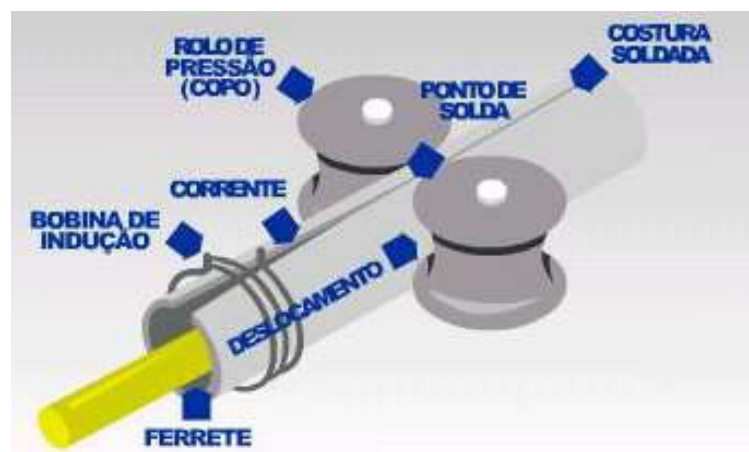
Figura 18 - Representação dos mecanismos de soldagem HF/ERW: (a) soldagem HF/ERW a partir de contatos; (b) soldagem HF/ERW a partir de bobinas de indução.



Fonte: Nichols (1999 apud MELO, 2013).

Dentre os processos HF/ERW utilizados na soldagem de tubos, neste projeto foi utilizado o HFIW. A Figura 19 representa esquematicamente o processo de soldagem HFIW.

Figura 19 – Representação esquemática do processo de soldagem HFIW.



Cortesia: Tenaris-Confab S.A.

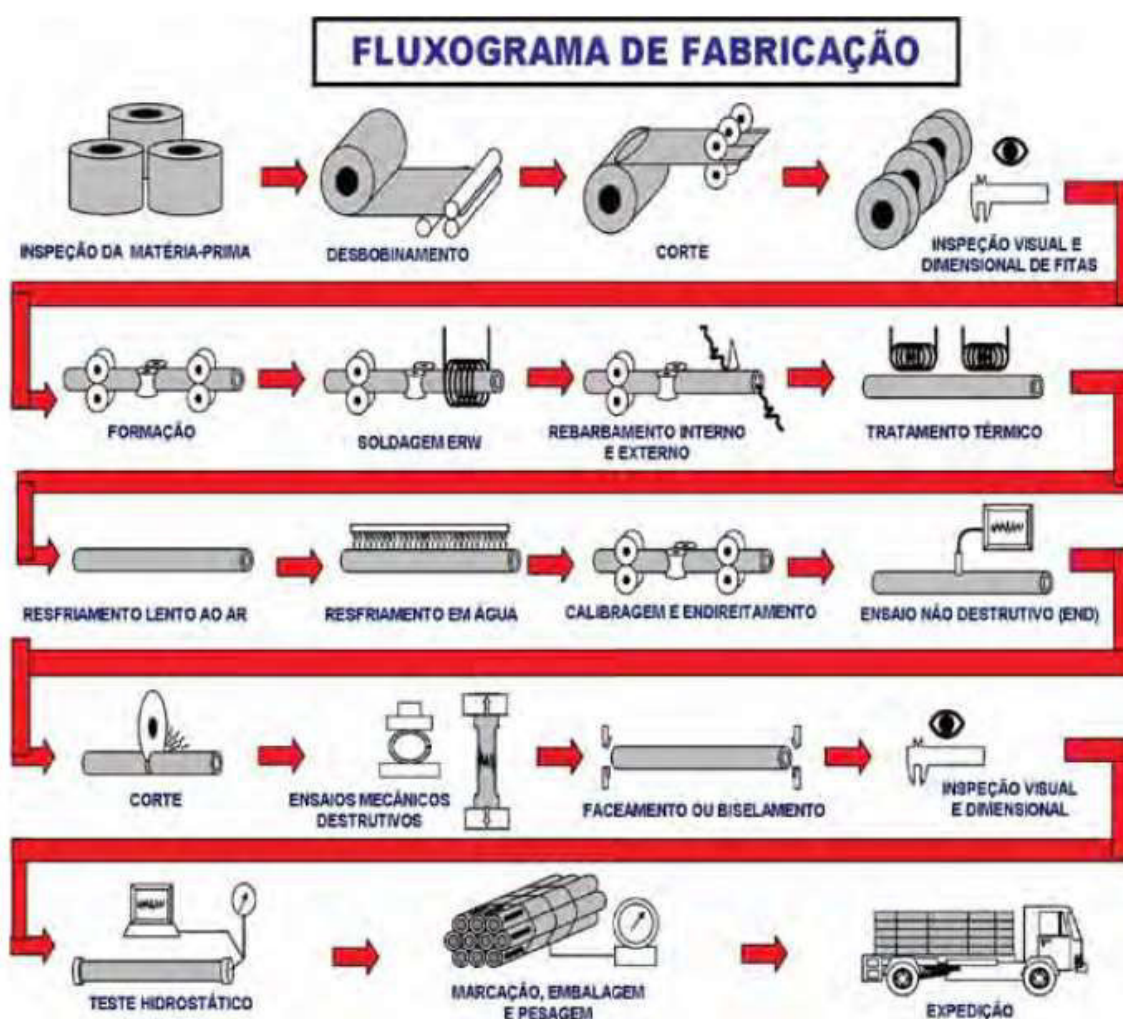
Conforme pode ser visto nas Figuras 18 e 19, as arestas do tubo, inicialmente separadas por um determinado ângulo “V”, são aquecidas até a temperatura de soldagem através da passagem de corrente elétrica, e pressionadas por rolos de conformação. A deformação plástica causada pela pressão dos rolos de conformação faz com que as inclusões não metálicas, como de MnS e óxidos, e a segregação existente na linha central das bobinas de aço laminadas a quente, fluam em direção às superfícies externa e interna do tubo, próximas à linha de fusão, afetando a qualidade da junta soldada (NICHOLS, 1999 apud MELO, 2013).

2.3.1 Processo de fabricação de tubos soldados via HF/ERW

No processo de fabricação de tubos soldados por resistência elétrica, inicialmente, uma longa tira de uma chapa proveniente de uma bobina de aço passa pelo processo de desbobinamento (CARLETTI et al., 2005), onde é conformada no formato circular por contínuos rolos laterais de diferentes tamanhos, de tal forma que as arestas do tubo ficam parcialmente em contato (CARLETTI et al., 2005; PARK et al., 2016; SORRIJA, 2016). Em seguida, a passagem de corrente elétrica entre dois eletrodos não consumíveis, combinada com a pressão mecânica gerada pelos próprios eletrodos (CARLETTI et al., 2005), ou pelos rolos laterais quando a passagem de corrente elétrica ocorre por uma bobina de indução (SORRIJA, 2016), sobre as interfaces inicialmente separadas, irá gerar fusão local, e consequente formação da solda (CARLETTI et al., 2005). Esta é a etapa mais importante do processo, pois uma excessiva ou inadequada entrada de calor pode gerar defeito na solda (BARBOSA, 2011; KIM; KIM, 2009; KYRIAKIDES; CORONA, 2007). A pressão aplicada durante o processo ocasiona expulsão do excesso de metal líquido para fora do cordão de solda, gerando rebarba, a qual é removida internamente e externamente ao tubo através de ferramentas de corte de metal duro, com posterior inspeção por ultrassom para avaliação da sua qualidade (BARBOSA, 2011; KYRIAKIDES; CORONA, 2007; MELO, 2013; SORRIJA, 2016). O crescimento de grão gerado na solda, especialmente na zona termicamente afetada, pode ser eliminado através da aplicação de tratamento térmico da solda, homogeneizando as propriedades da solda e do material base (KYRIAKIDES; CORONA, 2007; REVISTA DO AÇO, 2012). A Figura 20 ilustra a rota de processamento de tubos soldados pelo processo *HF/ERW*, abordando as etapas de fabricação e inspeção. Resumindo, o processo é composto pelas seguintes etapas (BARBOSA, 2011; MELO, 2013; SORRIJA, 2016):

- Desbobinamento da chapa de aço;
- Conformação mecânica da chapa na forma inicial de tubo;
- Soldagem por resistência elétrica de alta frequência;
- Tratamento térmico de normalização da solda, quando necessário;
- Calibração e cortes;
- Testes hidrostáticos, dimensionais e laboratoriais;
- Ensaios não destrutivos.

Figura 20 - Rota de processamento de tubos soldados via HFIW.



Fonte: Cordeiro et al. (2009).

De acordo com as rigorosas exigências do mercado, os tubos HF/ERW são submetidos a ensaios de corrosão normatizados pela NACE (*National Association of Corrosion Engineers*) tais como: corrosão sob tensão em ambiente com H_2S , Fragilização por Hidrogênio, dentre

outros, e apresentam desempenho igual aos dos demais tipos de tubos (REVISTA DO AÇO, 2012).

A soldagem com resistência elétrica de alta frequência é uma das mais utilizadas na fabricação de tubos de aço para o setor de petróleo e gás, dentre outras várias aplicações (REVISTA DO AÇO, 2012), oferecendo produtos de alta qualidade, com propriedades mecânicas homogêneas, tenacidade à fratura, alta resistência mecânica, resistência à fragilização pelo hidrogênio, e elevado controle dimensional, atendendo as normas de fabricação mais exigentes como, DNV OS F101 e API 5L (MELO, 2013; REVISTA DO AÇO, 2012). É um processo que vem sendo muito utilizado também devido à elevada produtividade, eficiência energética e reprodutibilidade da solda, sendo este processo mais limpo, econômico e realizado com maior velocidade, comparado a outros processos de soldagem (PARK et al. 2016; REVISTA DO AÇO, 2012; SCHLATTER, 2017). Sua eficiência é resultado de um processo contínuo e com menos etapas, e dependendo do diâmetro e da espessura, podem ser produzidos cerca de 60 a 240 tubos por hora (KYRIAKIDES; CORONA, 2007).

2.3.2 Aspectos metalúrgicos e microestruturais da junta soldada

A formação de juntas soldadas pode ser realizada através de processos por fusão ou por pressão. Nos processos por fusão, a área da solda é aquecida por uma fonte concentrada de calor que gera a fusão inicial do metal, devendo-se adicionar metal de enchimento na junta. No processo por pressão, aplicado a este trabalho, as peças são aquecidas até um estado plástico adiantado, ao mesmo tempo em que elas são forçadas uma contra a outra através da aplicação de pressão. Estes processos por pressão requerem metais de boa condutibilidade térmica, por dissiparem o calor mais rapidamente na zona soldada e impedirem que uma temperatura extremamente elevada se concentre numa área relativamente pequena, o que poderia ocasionar consideráveis tensões internas, prejudicando a integridade estrutural da solda (CHIAVERINI, 1986).

A microestrutura da junta soldada de um aço ARBL, por exemplo, deve apresentar propriedades semelhantes às do metal de base, ou seja, tanto a zona fundida (ZF) quanto a zona termicamente afetada (ZTA) devem apresentar propriedades semelhantes às encontradas na chapa laminada que foi posteriormente soldada (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992). Porém, isso nem sempre é possível, pois a desejada microestrutura obtida no metal de base pode ser modificada pelos severos ciclos térmicos aplicados durante a soldagem (ZHU; HAN; LI, 2015),

resultando em uma série de problemas intrínsecos ao processo, tais como: porosidade, fragilização por hidrogênio, decoesão lamelar, trincas a quente, tensões residuais, distorção, baixa tenacidade da ZTA devido ao crescimento de grão, dentre outros, os quais podem afetar as propriedades mecânicas da junta (KOU, 2003; RAGU NATHAN et al., 2015). Entretanto, segundo Godoy (2008), é possível obter-se uma junta soldada com propriedades mecânicas adequadas se a microestrutura da ZTA alcançar as propriedades mecânicas de projeto.

Transformação na zona fundida

A microestrutura final do metal de solda depende do teor de elementos de liga; da concentração de inclusões não-metálicas e da distribuição do tamanho destas; da microestrutura de solidificação; da composição química do material de preenchimento, quando há, e do metal de base; do tamanho de grão da austenita primária; e do ciclo térmico de soldagem, incluindo a entrada de calor no processo (MELO, 2013; RAGU NATHAN et al., 2015; WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

As transformações do metal de solda durante o resfriamento ocorrem em condições fora do equilíbrio e com elevada taxa de resfriamento (MELO, 2013; WAINER; BRANDI; MELLO, 1992), resultando para cada transformação, em uma curva TRC. O teor dos elementos de liga, em geral, desloca a curva para a direita, pois aumentam a temperabilidade do aço; o aumento da concentração de inclusões desloca a curva para a esquerda, até determinado valor; a microestrutura de solidificação está relacionada com a microsegregação e, consequentemente, com a concentração local dos elementos de liga; o aumento do tamanho de grão da austenita primária desloca a curva para a direita, já que diminui a densidade de contorno de grão, dificultando a ocorrência de reações difusionais, e contribuindo com o aumento da temperabilidade; e o ciclo térmico de soldagem determina a curva de resfriamento, assim como o local onde a curva será cortada (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992).

Durante o resfriamento do metal de solda, a austenita torna-se instável e, conforme diagrama TRC referente à composição química do aço utilizado, decompõe-se em novos constituintes que dependem da taxa de resfriamento e da própria composição química. Se o resfriamento for suficientemente lento, a transformação envolve processo difusional, e toda a austenita se transforma em ferrita, perlita ou bainita. Contudo, se a taxa de resfriamento for elevada, o processo de transformação torna-se adifusional e, por cisalhamento, a austenita se transforma em martensita, sendo possível que alguma porcentagem de austenita continue estável à temperatura ambiente (PARRISH, 1980).

Em função da morfologia das microestruturas da solda, o *International Institute of Welding* (IIW, 1988 apud WAINER; BRANDI; MELLO, 1992) padronizou as terminologias destinadas à identificação das microestruturas, conforme descrito abaixo.

Ferrita Primária (PF): Pode ocorrer em ferrita de contorno de grão (PF(G)) ou ferrita poligonal intragranular (PF(I)).

Ferrita Acicular (AF): É constituída por pequenos grãos de ferrita não alinhados no interior do grão de austenita primária. A relação comprimento/largura deve ser menor que 4:1 para duas ripas adjacentes ou não-alinhadas.

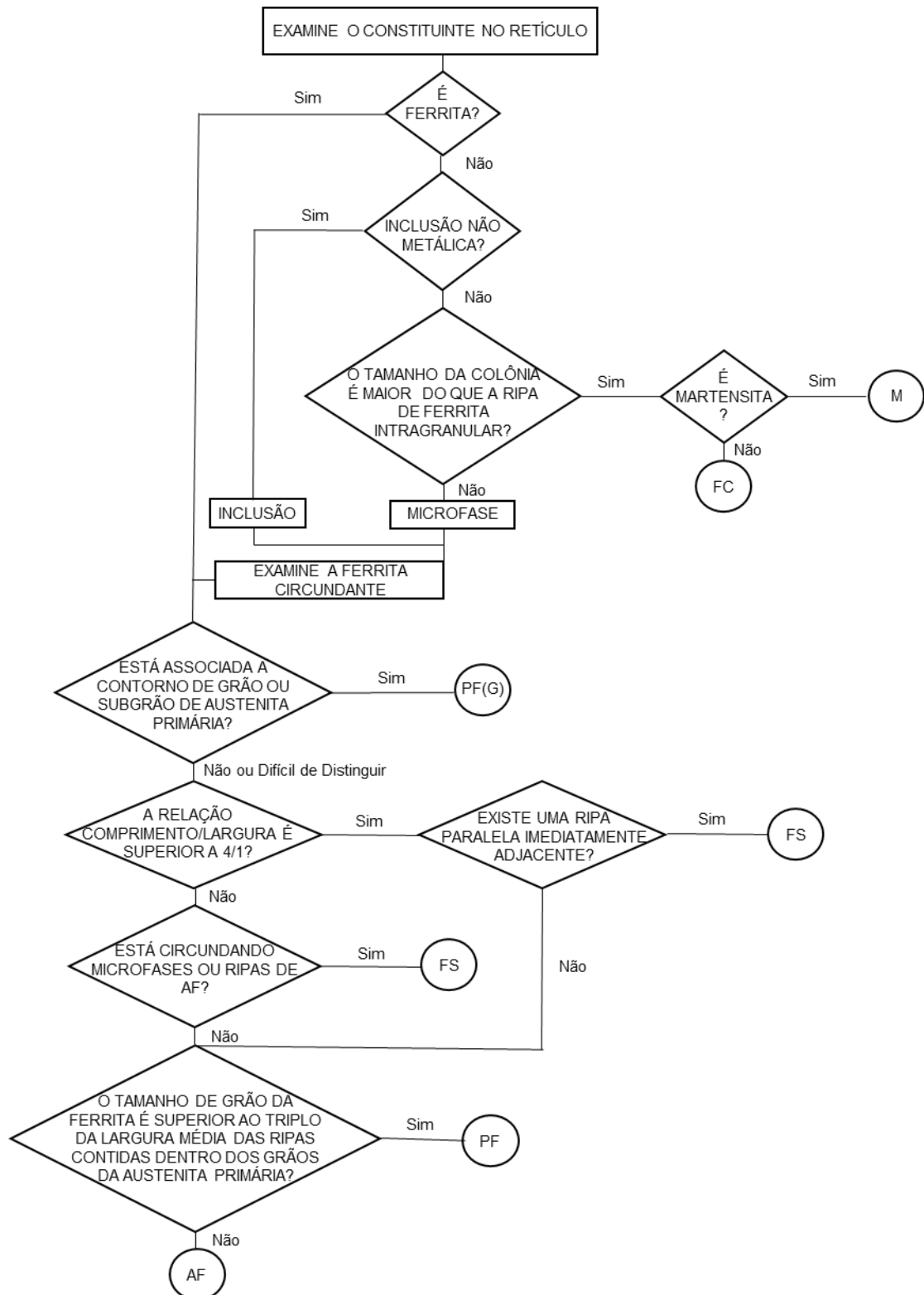
Ferrita com Segunda Fase (FS): Pode ocorrer sob duas formas: ferrita com segunda fase alinhada (FS(A)) e ferrita com segunda fase não alinhada (FS(NA)). Na (FS(A)), ocorrem duas ou mais ripas adjacentes, e a relação comprimento/largura é maior que 4:1. Este tipo de ferrita pode ser identificado como ferrita de Widmanstätten, bainita, bainita inferior, ou bainita superior. A (FS(NA)) é uma ferrita que circunda regiões de ferrita acicular.

Agregado ferrita/carboneto (FC): Estrutura de ferrita fina e carbonetos, que pode ser tanto uma precipitação interface, quanto perlita (FC(P)).

Martensita (M): Este microconstituente é formado como produto final da transformação da austenita sob condições de alta taxa de resfriamento. Dependendo da sua morfologia, pode apresentar-se sob duas formas: martensita ripada (M(L)) ou martensita maclada (M(T)).

Para identificação dos microconstituintes da solda, foi proposto o fluxograma mostrado na Figura 21.

Figura 21 – Esquema de classificação, por microscopia óptica, dos constituintes microestruturais da solda.

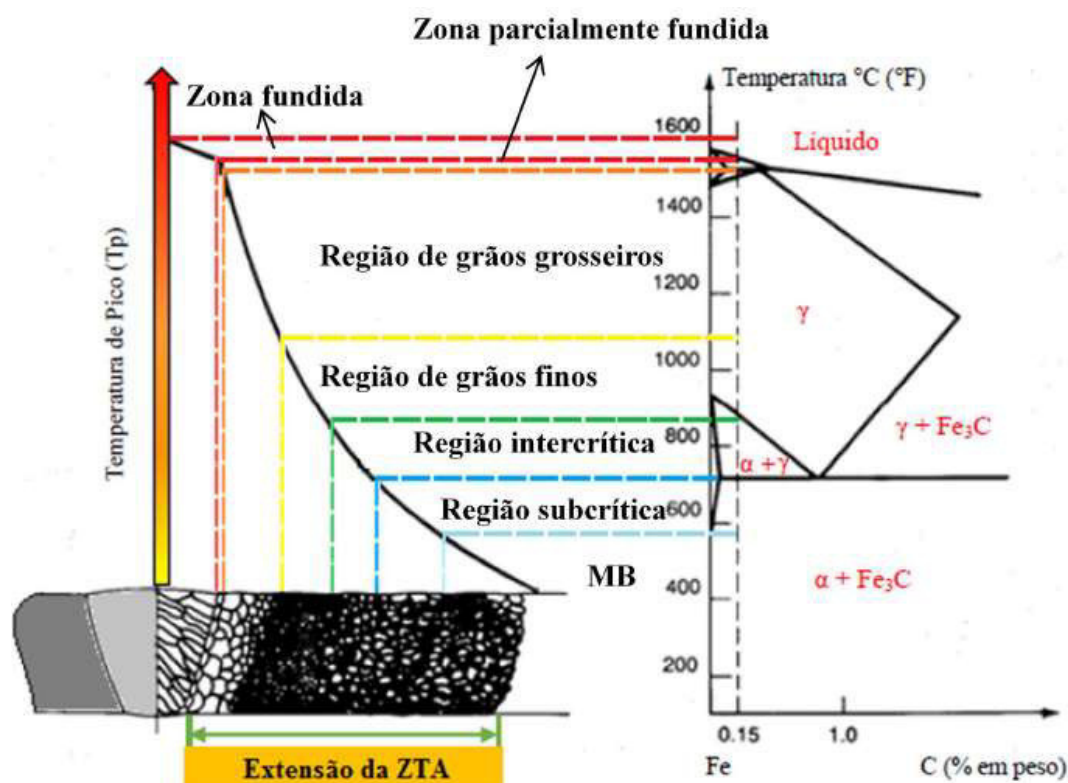


Fonte: adaptado de Wainer, Brandi, Mello (1992).

Transformação na zona termicamente afetada

A junta soldada (JS) é constituída por quatro regiões principais, zona fundida (ZF), zona parcialmente fundida (ZPF), zona termicamente afetada (ZTA), também conhecida como zona afetada pelo calor (ZAC), e metal de base (MB). A ZF é a fração do metal que sofre fusão completa durante a soldagem, com posterior solidificação ao longo do resfriamento. A ZPF compreende a região do material de base que sofre fusão parcial, havendo coexistência das fases líquida e sólida durante a soldagem. A ZTA, ou ZAC, é a região não fundida do metal de base que teve sua microestrutura e, conseqüentemente, suas propriedades, modificadas devido ao ciclo térmico da soldagem (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2011), e é caracterizada por uma faixa com diferentes microestruturas, as quais dependem de suas distâncias em relação à linha de fusão (LESLIE, 1981; PARK et al., 2016), da temperatura máxima atingida durante a soldagem e das condições de resfriamento. O MB é a região mais distante da linha de solda, sendo, portanto, a região que não sofre alteração durante o processo de soldagem (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2011). A Figura 22 esquematiza uma junta soldada e suas 4 regiões para um aço com composição hipoeutetóide.

Figura 22 – Junta soldada de um aço hipoeutetóide e suas distintas regiões formadas devido ao processo de soldagem.



Fonte: Adaptado de Vishnu (1984 *apud* SORRIJA, 2016).

Conforme representado na Figura 22, a ZTA pode ser dividida nas seguintes sub-regiões (LESLIE, 1981; WAINER; BRANDI; MELLO, 1992):

Região de crescimento de grãos ou região de grãos grosseiros (RGG): é a região dentro da ZTA aquecida significativamente acima da temperatura de transformação austenita-ferrita (A_{r3}), entre 1100 e 1500°C, permitindo que o material sofra completa austenitização, seguida de crescimento de grão. A presença de grãos grosseiros aumenta a temperabilidade do aço, podendo-se formar ferrita de Widmanstätten, bainita, e se a taxa de resfriamento for elevada, pode-se formar martensita. É a região mais problemática da ZTA, pois devido à formação de fases frágeis, que pode causar grande redução da tenacidade, torna-se um local preferencial para a nucleação de trincas. Como recurso para um controle de propriedades nesta região, recomenda-se impor limite máximo ao aporte de calor, pois este afeta diretamente a extensão da zona de crescimento de grãos e o ciclo térmico.

Região de refino de grão ou região de grãos finos (RGF): esta região ocorre entre 900 e 1100°C, sofrendo também completa austenitização, porém o tempo não é suficiente para que ocorra crescimento de grão, reduzindo a temperabilidade do aço, e elevando a ductilidade e a resistência mecânica.

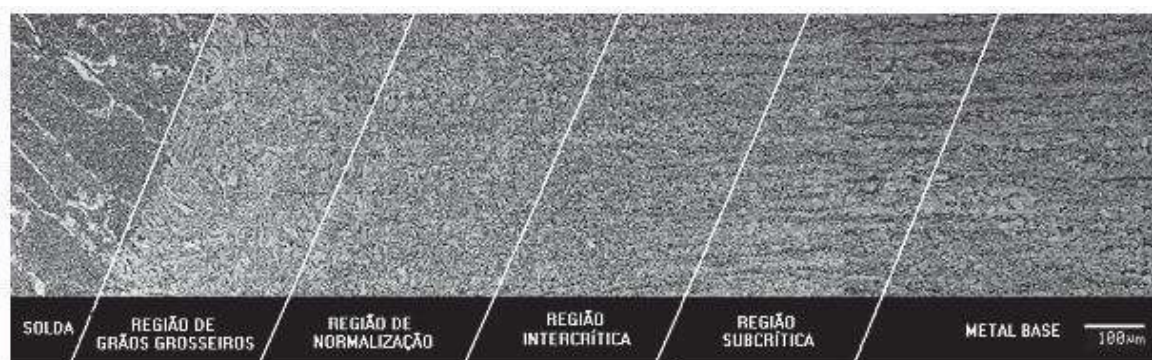
Região parcialmente transformada ou região intercrítica (RIC): esta região ocorre entre 900 e 750°C, ocorrendo austenitização parcial do material de base. O teor dos elementos de liga dessa austenita formada é maior que os valores nominais do aço. Dependendo da taxa de resfriamento, essa austenita pode decompor-se em perlita, bainita ou martensita maclada, sendo esta extremamente dura e frágil, reduzindo a tenacidade desta região, que pode, portanto, apresentar propriedades mecânicas inferiores às do metal de base.

Região de esferoidização de carbonetos: ocorre na faixa de temperaturas entre 750 e 700°C, onde as lamelas de cementita da perlita podem sofrer esferoidização. Apesar de não ser fácil de se comprovar o resultado em um ensaio de tração convencional, uma vez que esta região compreende uma pequena faixa da ZTA, a resistência mecânica desta região é reduzida.

Região subcrítica ou revenida (RSC): nessa região não ocorre austenitização do aço, mas este pode sofrer revenimento.

A microestrutura de cada região da ZTA descrita acima está relacionada ao pico de temperatura do ciclo térmico utilizado (WINSOR, 1984) e às taxas de resfriamento experimentadas durante o processo de soldagem, de tal forma que a ZTA apresenta várias curvas de resfriamento contínuo (WAINER; BRANDI; MELLO, 1992). Dessa forma, a extensão, as características microestruturais, a tenacidade e as propriedades mecânicas da ZTA dependem do aporte térmico aplicado, da composição química e da espessura do material-base. Para melhor entendimento e identificação das regiões da ZTA, a Figura 23 ilustra as micrografias das regiões que compõem uma junta soldada, incluindo as regiões da ZTA.

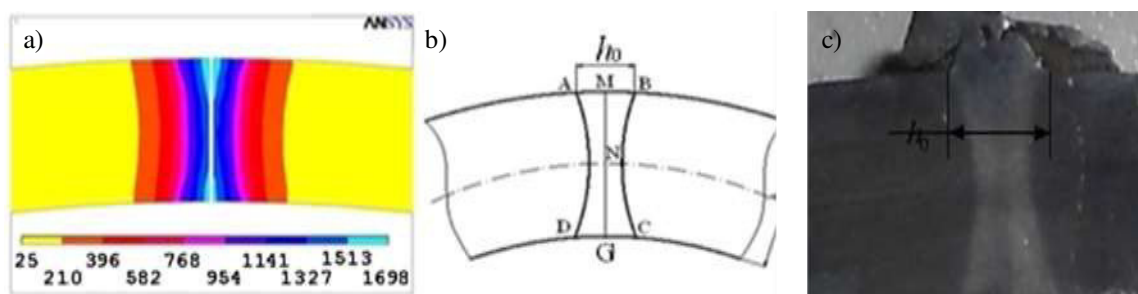
Figura 23 – Micrografias das regiões características de uma junta soldada e de sua ZTA.



Fonte: Godoy (2008).

Em processos de soldagem HF/ERW, a ZTA apresenta forma de ampulheta ao longo da linha de ligação localizada no centro. Esta forma de ampulheta é induzida pelo efeito de pele (HAN et al., 2013; PARK et al., 2016), isto é, os cantos são mais aquecidos que o meio da espessura do tubo (PARK et al., 2016), e também está relacionada aos efeitos de proximidade, e condução térmica, onde as arestas do tubo são aquecidas transitoriamente da temperatura ambiente até a temperatura de soldagem, formando um gradiente de temperatura ao longo da junta soldada. O campo de temperatura na forma de ampulheta é assumido na seção transversal da junta soldada, conforme pode ser visto na Figura 24-a), a qual apresenta a simulação de uma solda HF/ERW obtida pelo *software* ANSYS. Observa-se que as arestas do tubo, em branco, atingiram a máxima temperatura, e esta foi reduzindo conforme aumento da distância em relação à linha de solda. Na Figura 24-b), os arcos AD e BC representam as isoterma de austenitização, à qual a região foi submetida durante processo de soldagem. A Figura 24-c) apresenta a macrografia de uma junta soldada pelo processo HF/ERW sem posterior tratamento térmico, onde é mostrada a ZTA na forma de ampulheta (HAN et al., 2013).

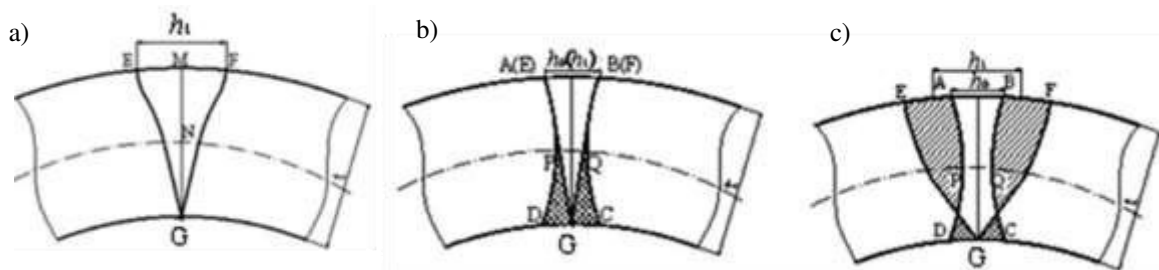
Figura 24 – Formato de ampulheta da ZTA de juntas soldadas por HF/ERW. a) Modelo esquematizando o campo de temperatura obtido durante a soldagem HF/ERW. b) Formato adquirido pela ZTA. c) Macrografia da junta soldada sem posterior tratamento térmico.



Fonte: Han et al. (2013).

Se a solda for submetida a posterior tratamento térmico, a ZTA perde a forma de ampulheta e adquire a forma de um “V”, também conhecido como V térmico, conforme apresentado na Figura 25-a), onde as curvas EG e FG representam as isotermas da normalização à qual a solda foi submetida. Dependendo do tratamento térmico, o V térmico pode se sobrepor à ampulheta, conforme pode ser visto na Figura 25-b), onde houve uma boa combinação de parâmetros durante tratamento térmico, enquanto que na Figura 25-c) não houve uma boa combinação de parâmetros (HAN et al., 2013).

Figura 25 – Formato adquirido pela ZTA após tratamento térmico da solda. a) “V” térmico formado após tratamento térmico. b) Formato adquirido pela ZTA formada pela combinação ótima de parâmetros. c) Formato adquirido pela ZTA formada pela combinação não-ótima de parâmetros.



Fonte: Han et al. (2013).

Tem sido observado que a maior parte das falhas reais ocorridas em juntas soldadas está relacionada à zona termicamente afetada, e não à linha de solda. Da mesma forma, a nível laboratorial, os ensaios de tração para avaliação da JS, onde os corpos de prova são retirados diretamente do tubo e no sentido transversal à linha de solda, evidenciam que a fratura dos mesmos situa praticamente na região de fronteira entre a linha de solda e o metal de base, ou seja, na ZTA. Baseado nestes fatos, tem sido constatado que a baixa tenacidade à fratura de juntas soldadas está associada à formação de zonas frágeis na ZTA, como constituintes M-A

(martensita-austenita) (RUGGIERI, 1994). Porém, esta tenacidade pode ser melhorada reduzindo-se os constituintes martensita-austenita e refinando-se grãos austeníticos, apesar de isto não impedir áreas de baixa tenacidade localizadas dentro da região de grãos grosseiros da ZTA (GODOY, 2008). Uma alternativa para este problema é adicionar Ti, pois a precipitação de TiN, que possui elevada estabilidade térmica, poderá ancorar os contornos de grão a elevadas temperaturas, restringindo o crescimento de grão da região de grãos grosseiros da ZTA (ZHU; HAN; LI, 2015). A redução do tamanho de grão reduzirá a temperabilidade nesta região, dificultando a formação de constituintes frágeis, e aumentará a quantidade de contornos de grão, o que pode obstruir a propagação da trinca, aumentando a tenacidade da região (ZHU; HAN; LI, 2015).

Como consequência do gradiente de temperaturas, as propriedades mecânicas, a tenacidade e as resistências à fadiga e à corrosão da ZTA variam ao longo das diferentes sub-regiões (WINSOR, 1984; MELO, 2013). Melhor dizendo, a heterogeneidade microestrutural, resultante da sensível variação do ciclo térmico que essa região experimenta durante o processo, exibe variações locais do módulo de elasticidade, da tensão de escoamento e do coeficiente de endurecimento por deformação, com influência direta sobre a tenacidade da junta soldada. De acordo com Andrews e Morgan (2004) e Ruggieri (1994), essas variações podem fazer com que as deformações sejam concentradas na junta soldada, no caso de metais de solda com menor resistência mecânica que o metal de base (*weld undermatch*), ou concentradas no material-base mais próximo à linha de solda, se o inverso ocorrer (*weld overmatch*). Logo, variações microestruturais e de propriedades mecânicas podem afetar a tenacidade e a concentração da força motora à fratura em uma junta soldada (MELO, 2013).

2.4 Introdução à avaliação da integridade estrutural

A falha de materiais de engenharia é quase sempre um evento indesejável, pois vidas humanas são colocadas em risco, ocorrem perdas econômicas e interferência na disponibilidade de produtos e serviços. E embora as causas de falha e o comportamento dos materiais possam ser conhecidos, a prevenção de falhas é uma condição difícil de ser garantida (CALLISTER, 2002).

A ocorrência de fratura frágil em materiais com comportamento dúctil e a necessidade de se prevenir falhas demonstraram a necessidade de um melhor entendimento dos mecanismos

de fratura, o que fez com que as pesquisas evoluíssem no campo da mecânica da fratura ao longo das últimas décadas (CALLISTER, 2002).

2.4.1 Princípios da Mecânica da Fratura

A abordagem tradicional da Resistência dos Materiais em projetos estruturais considera essencialmente duas variáveis, a tensão máxima aplicada e a resistência mecânica do material, considerando este como um meio contínuo, isotrópico e homogêneo (DIETER, 1981; HIPPERT, 2004; SODRÉ, 2008).

Supondo que a resistência à fratura de um material sólido é função das forças de coesão existentes entre os átomos, na década de 1920, Griffith¹ observou uma grande discrepância entre a resistência à tração teórica, ou resistência coesiva teórica, e a resistência à fratura experimental, que pôde ser explicada pela presença de defeitos, ou trincas, muito pequenos, que sempre estão presentes sob condições normais na superfície e no interior do corpo de um material (ANDERSON, 2005; CALLISTER, 2002; DIETER, 1981). Com isso, a Mecânica da Fratura permitiu considerar que os materiais estruturais não são contínuos, e introduziu nas análises a variável tamanho da descontinuidade no sólido (SODRÉ, 2008).

Com este avanço da Mecânica da Fratura veio a definição da tenacidade à fratura como a resistência do material à propagação de um defeito, representando a capacidade do material em absorver energia mecânica sem fraturar (SODRÉ, 2008).

Durante a propagação de uma trinca, ocorre um aumento da área superficial de suas faces, o que requer um aumento de energia superficial superior à força coesiva dos átomos. O aumento desta energia superficial ocorre devido à liberação da energia elástica de deformação ao longo da propagação da trinca. Com base nesta explicação, Griffith estabeleceu que a propagação de uma trinca ocorre quando a diminuição da energia elástica de deformação for maior ou igual à energia necessária para a criação de uma nova superfície na trinca (DIETER, 1981). Com base neste critério, Griffith demonstrou que a tensão crítica (σ_c) requerida para a propagação de uma trinca em um material frágil é descrita conforme Equação 3, onde E é o módulo de elasticidade, γ_s é a energia de superfície específica, e a é o comprimento da trinca (CALLISTER, 2002; DIETER, 1981).

¹ A. A. Griffith, *Philos. Trans. R. Soc. London*, vol. 221A, pp. 163-198, 1920; *First Int. Congr. Appl. Mech.*, Delft, 1924, p. 55; documento reeditado com anotações em *Trans. Am. Soc. Met.*, vol. 61, pp. 871-906, 1968.

$$\sigma_c = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (3)$$

Como o critério estabelecido por Griffith foi baseado no comportamento de um material completamente frágil, como o vidro, Orowan sugeriu que a equação de Griffith poderia ficar mais compatível com a fratura frágil de metais adicionando-se um termo, no caso γ_p , que expressasse o trabalho plástico necessário para aumentar as paredes da trinca, conforme indicado na Equação 4 (ANDERSON, 2005; DIETER, 1981). Desta forma, a Equação 4 é indicada para materiais que apresentam alguma deformação plástica durante a fratura. Para materiais altamente dúcteis, a Equação 5 é a mais indicada (CALLISTER, 2002).

$$\sigma_c = \left(\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (4)$$

$$\sigma_c = \left(\frac{2E\gamma_p}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (5)$$

A presença de defeitos deteriora a resistência à fratura do material, pois uma tensão aplicada pode ser amplificada ou concentrada na extremidade destes defeitos (CALLISTER, 2002), de forma que ela possa ser suficiente para atingir o valor da resistência coesiva teórica, mesmo sob a ação de uma tensão nominal bem inferior ao valor da tensão teórica (DIETER, 1981). Segundo Godefroid (1985), a tenacidade à fratura de um material representa a sua habilidade de resistir a certo valor de intensidade de tensão na ponta de uma trinca existente, sem que ocorra fratura.

O efeito da concentração de tensões é mais significativo em materiais frágeis do que em materiais dúcteis. Em um material dúctil, a deformação plástica ocorre quando a tensão máxima atinge o limite de escoamento, o que resulta em uma distribuição mais uniforme das tensões ao redor de um concentrador de tensões e no desenvolvimento de um fator de concentração de tensões máximo inferior ao valor teórico. O que não acontece em materiais frágeis, onde a fratura irá ocorrer quando a resistência teórica do material for superada na extremidade de um defeito (CALLISTER, 2002), embora já tenha sido determinado que os metais que fraturam de uma maneira completamente frágil, sofrem alguma deformação plástica antes da fratura (DIETER, 1981). Dentro deste contexto, pode-se dizer que os metais em geral podem sofrer fratura completamente frágil com leve deformação plástica, totalmente dúctil com pequenos

traços de uma fratura frágil, ou uma equivalência comportamental, apresentando comportamento dúctil e frágil.

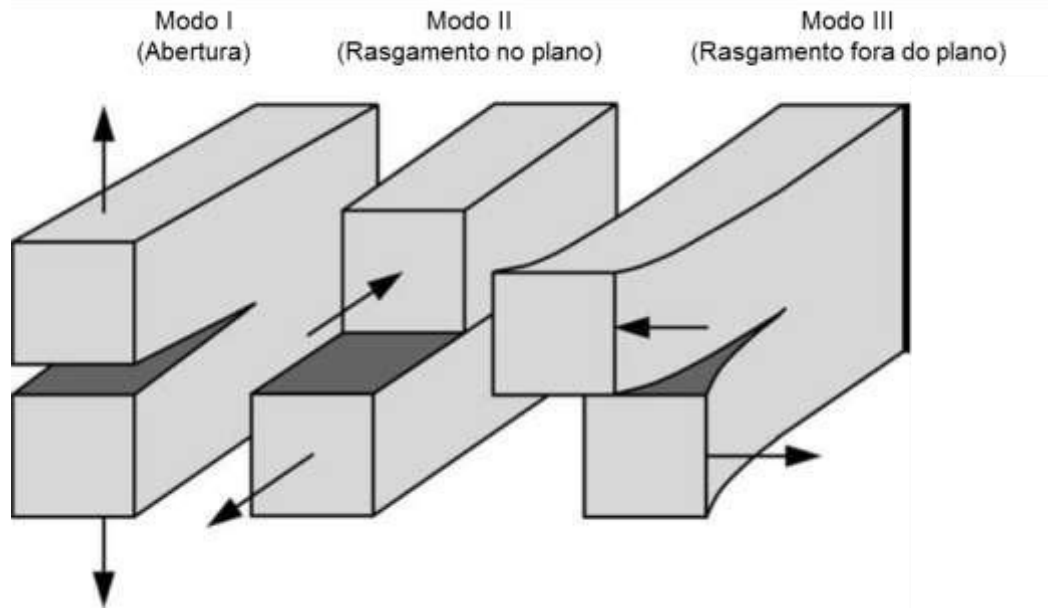
A intensidade do campo tensão-deformação localizado ao redor da ponta da trinca é descrita em função do parâmetro K , chamado fator intensidade de tensão, introduzido por Irwin em 1957. Este parâmetro, definido pela Equação 6, descreve o comportamento do material na Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) (HIPPERT, 2004; SILVA, 1998; SODRÉ, 2008), e está relacionado à tensão nominal σ , ao comprimento da trinca a , e à geometria do corpo de prova utilizado, de forma que Y é o fator adimensional que depende dos tamanhos e das geometrias da trinca e da amostra. A unidade do parâmetro K é $\text{MPa}\sqrt{m}$ (CALLISTER, 2002; DIETER, 1981; HIPPERT, 2004; SILVA, 1998).

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (6)$$

A carga aplicada pode operar sobre uma trinca através de três modos, onde cada um irá resultar em um deslocamento diferente da superfície da trinca. O modo I, mais usado para o teste de tenacidade à fratura, consiste em um modo de abertura da trinca, caracterizado pela aplicação de uma tensão trativa no plano da chapa, normal ao plano das faces das trincas. O modo II é um modo de cisalhamento frontal, ou de deslizamento de uma face da trinca em relação à outra, e refere-se a uma tensão de cisalhamento aplicada no plano da trinca normal à aresta frontal da trinca. Por fim, o modo III é o modo de cisalhamento paralelo, ou de rasgamento, onde tensões cisalhantes são aplicadas paralelamente à aresta frontal da trinca (ANDERSON, 2005; CALLISTER, 2002; DIETER, 1982; SODRÉ, 2008). Estes três modos estão ilustrados na Figura 26.

A caracterização dos campos de tensão e de deformação na ponta de uma trinca aguda é essencial para a análise da tenacidade de um material através da mecânica da fratura, ou seja, é importante saber se a ponta da trinca encontra-se sob condições de tensão plana ou de deformação plana (SILVA, 1998). Enquanto um corpo de prova do tipo placa fina apresenta um estado de tensão plana, em um corpo de prova relativamente espesso ocorre estado de deformação plana (CALLISTER, 2002; DIETER, 1981).

Figura 26 – Modos de carregamento que podem ser aplicados em uma trinca.



Fonte: Anderson (2005).

Uma vez que as tensões na vizinhança da ponta de uma trinca podem ser definidas em termos do fator de intensidade de tensão, existe um valor crítico de K que pode ser usado para especificar as condições para uma fratura frágil, sendo esse valor crítico uma constante do material, independente das dimensões e da geometria do corpo de prova, que mede a tenacidade à fratura, K_C (ANDERSON, 2005; CALLISTER, 2002), de forma que o K gerado na ponta da trinca, ao igualar-se ao K_C , ocasionará a fratura frágil e instantânea do material (HIPPERT, 2004).

O estado plano de deformações representa o estado de tensões mais severo, e os valores críticos de K , ou seja, K_C , são inferiores aos obtidos com os corpos de prova do estado plano de tensões (DIETER, 1981). O valor de K_C , constante para amostras mais grossas, é conhecido por tenacidade à fratura em deformação plana, K_{IC} , de forma que a carga aplicada atua no modo I, e é definido pela Equação 7 (CALLISTER, 2002).

$$K_{IC} = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (7)$$

K_{IC} é a tenacidade à fratura do material normalmente citada nas especificações e caracterização mecânica de um material, uma vez que seu valor é sempre menor do que K_C . É uma propriedade fundamental dos materiais que depende de vários fatores, sendo a temperatura, a taxa de deformação e a microestrutura os de maior importância. Desta forma, os valores de

K_{IC} aumentam com o aumento da temperatura, com a redução da taxa de deformação e com a redução do tamanho de grão (CALLISTER, 2002).

A falha em estado de deformação plana ocorre quando a tensão na ponta da trinca exceder o valor de K_{IC} (DIETER, 1981). Os materiais frágeis não possuem uma considerável deformação plástica na frente de uma trinca em propagação, e por isso apresentam baixos valores de K_{IC} , sendo, portanto, susceptíveis a fraturas catastróficas. Por outro lado, os valores de K_{IC} para os materiais dúcteis são relativamente grandes, e portanto, avisam previamente a ocorrência de uma fratura, permitindo o monitoramento da trinca. Desta forma, a mecânica da fratura é extremamente útil para prever fraturas catastróficas em materiais que possuem ductilidades intermediárias (CALLISTER, 2002).

A MFLE é adequada a situações onde a plastificação na ponta da trinca é pequena quando comparada às suas dimensões (ANDERSON, 2005; GUIMARÃES, 2006). Desta forma, materiais que apresentam elevada tenacidade terão uma plastificação maior que os materiais frágeis ou de elevada resistência, e resistirão mais à propagação de defeitos, o que reduz a precisão da MFLE e, conseqüentemente, dificulta a sua aplicação (GUIMARÃES, 2006).

A MFEP (Mecânica da Fratura Elasto-Plástica) é a alternativa desenvolvida para o estudo da fratura de materiais com comportamento não-linear, que exibem considerável plasticidade na ponta da trinca (ANDERSON, 2005; HIPPERT, 2004; GUIMARÃES, 2006). Para materiais que apresentam esse comportamento, ou seja, que não apresentam condições de deformação plana, os critérios de dominância K não são obedecidos e as soluções da MFLE não poderão ser utilizadas (ANDERSON, 2005; HIPPERT, 2004). A partir disso, surgiu a necessidade de desenvolver ferramentas adequadas para calcular a estabilidade de defeitos em materiais que apresentem elevada plasticidade e tenacidade (GUIMARÃES, 2006).

Dentro do contexto da MFEP, os parâmetros CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) e J (*Integral J*) são utilizados para descrever os campos de tensão e deformação na frente da trinca e caracterizar a fratura de materiais plasticamente deformáveis (SILVA, 2009), permitindo avaliar de forma quantitativa a integridade estrutural do material, verificando se há ou não perda de tenacidade (VALIM, 2005).

Resumindo, para materiais com comportamento linear elástico, a tenacidade à fratura pode ser descrita em termos do fator intensidade de tensão K nas seguintes condições (SODRÉ, 2008):

- a) K_C = Carregamento estático sob condição de tensão plana;
- b) K_{IC} = Carregamento estático sob condição de deformação plana;
- c) K_d = Carregamento dinâmico sob condições de deformação plana;

- d) K_R = Resistência ao crescimento estável da trinca.

Para materiais com comportamento elasto-plástico, a tenacidade à fratura é descrita pelos seguintes parâmetros (SODRÉ, 2008):

- a) δ_c = Deslocamento crítico de abertura da trinca (CTOD);
 b) J_{IC} = Valor crítico da integral J;
 c) J_R ou δ_R = Resistência ao crescimento estável da trinca.

A avaliação do comportamento à fratura apresentada pelos materiais no regime elasto-plástico é das mais importantes, pois aborda o regime que normalmente acompanha a maioria das aplicações estruturais envolvendo aços de baixa e média resistência mecânica. Entretanto, apesar de os aços ARBL, dentre eles o aço API X70 abordado neste trabalho, apresentarem elevada resistência mecânica comparado aos aços com aplicações estruturais, apresentam também elevada tenacidade, o que os classifica dentro do regime elasto-plástico.

2.4.2 O parâmetro CTOD

Em 1961, Wells² e Cottrell³ introduziram, de forma independente, o conceito do método CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*), o qual foi desenvolvido para a realização de estudos de iniciação de trincas em situações onde significativas deformações plásticas eram observadas durante o processo de fratura de determinados materiais. O objetivo era obter um critério de fratura para materiais que apresentassem uma capacidade maior de deformação plástica à frente de um defeito. Ao examinar corpos de prova fraturados, Wells reparou que as faces das trincas haviam propagado independentemente da fratura principal, que as deformações plásticas haviam arredondado a ponta da trinca que era inicialmente aguda, e que o grau de arredondamento da ponta da trinca era diretamente proporcional à tenacidade do material, o que o levou a propor o parâmetro CTOD como uma medida de tenacidade à fratura (ANDERSON, 2005).

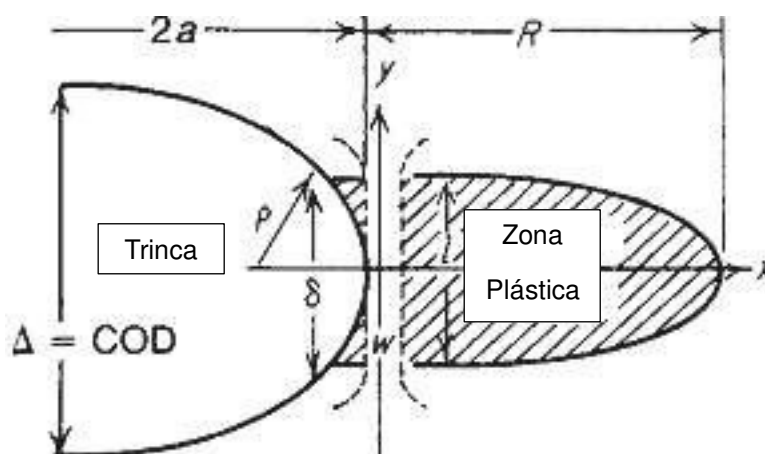
² Wells, A.A. (1961) *Unstable crack propagation in metals: cleavage and fracture*, **Proceedings of the Crack Propagation Symposium**, College of Aeronautics, Cranfield, Vol. 1, pp. 210-230.

³ Cottrell, A.H. (1961) *Theoretical aspects of radiation damage and brittle fracture in steel pressure vessels*, **Iron Steel Institute Special Report** No. 69, pp. 281-296.

O parâmetro CTOD tem o objetivo de caracterizar a capacidade do material de deformar-se plasticamente antes da fratura, a partir da medida do distanciamento das duas faces da trinca, existentes na sua extremidade (VALIM, 2005). É especialmente indicado para materiais que apresentam uma mudança de comportamento com o decréscimo da temperatura, conhecida como transição dúctil-frágil (SILVA, 1998).

O conceito do deslocamento da abertura da ponta da trinca considera que o material à frente da trinca contém uma série de corpos de prova de tração em miniaturas que têm um comprimento útil (l) e uma largura (w), conforme representado pela Figura 27. O comprimento do corpo de prova é determinado pelo raio de curvatura da ponta da trinca (ρ), e a largura é limitada por fatores microestruturais que controlam a ductilidade. Nesse modelo, o crescimento da trinca irá ocorrer quando o corpo de prova adjacente à trinca se fraturar (DIETER, 1981).

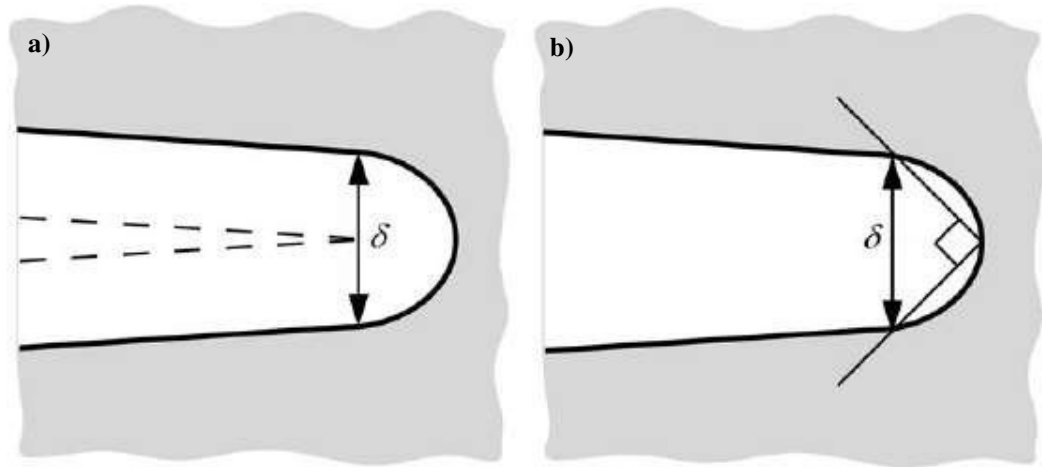
Figura 27 - Modelo do conceito do deslocamento da ponta da trinca considerando corpos de prova de tração em miniatura à frente da trinca.



Fonte: Adaptado de Dieter (1981).

Dentre as inúmeras definições de CTOD, as duas mais comuns, ilustradas na Figura 28, são referentes ao deslocamento na ponta original da trinca (Figura 28 - a)) e ao deslocamento relacionado à intersecção de um vértice de 90° com o flanco da trinca (Figura 28 - b)) (ANDERSON, 2005).

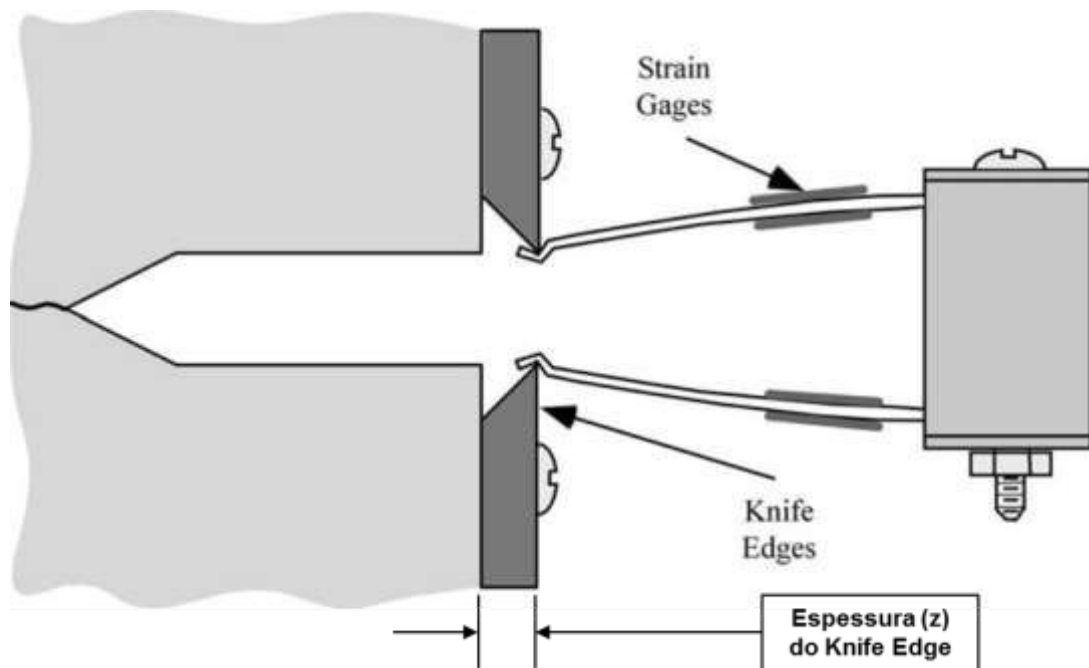
Figura 28 - Definições alternativas referentes ao conceito de CTOD, (a) deslocamento na ponta original da trinca; (b) intercepto a 90°.



Fonte: Anderson (2005).

O deslocamento das faces de uma trinca é medido com um extensômetro (*clip gage*) e é relacionado com o deslocamento de abertura da ponta da trinca COD (*Crack-Opening Displacement*), δ , conforme representado na Figura 29 (DIETER, 1981).

Figura 29 - Medida do deslocamento da abertura da ponta da trinca com o auxílio de um extensômetro (*Clip Gage*).

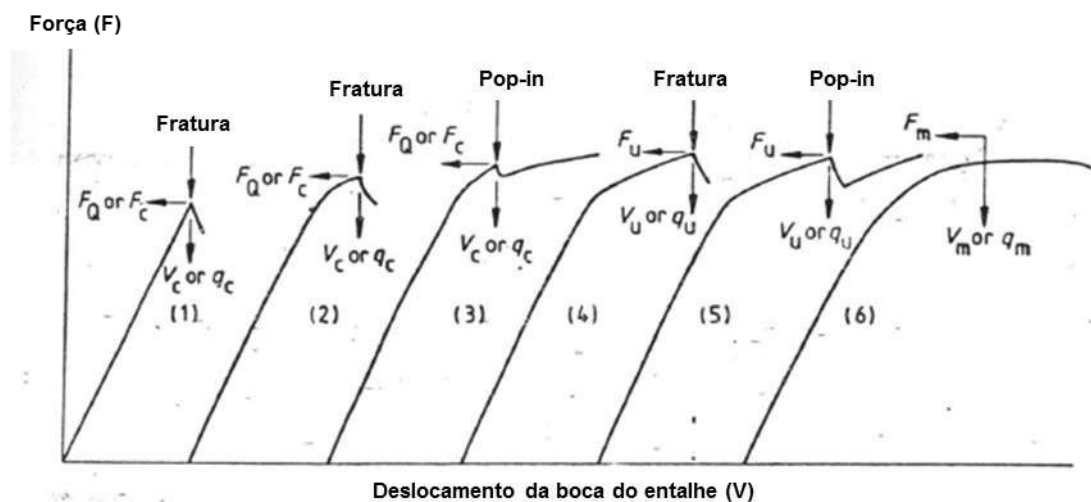


Fonte: Adaptado de Anderson (2005).

O *clip gage* é instalado a uma distância “z”, correspondente à própria espessura do *knife-edge*, da superfície do espécime, conforme ilustrado na Figura 29. A curva que representa a

carga aplicada *versus* deslocamento da abertura da ponta da trinca é registrada experimentalmente a partir do auxílio de um *software* integrado à máquina de ensaios, e pode ter o aspecto de uma das curvas apresentadas na Figura 30, cujas categorias de CTOD são definidas em: δ_c , δ_u , e δ_m (BS 7448:1991).

Figura 30 – Modelos de curvas carga *versus* deslocamento características, obtidas durante ensaio CTOD.



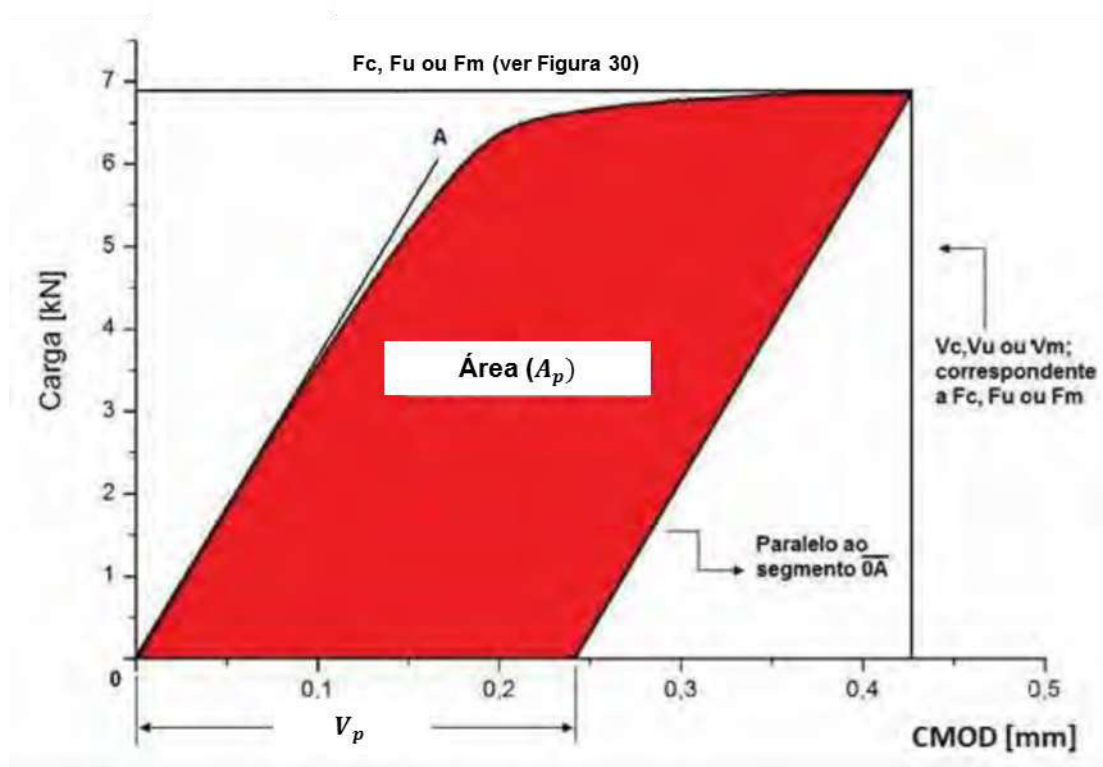
Fonte: adaptado da norma BS 7448:1991.

- δ_c : Determina o início da propagação instável da trinca quando não há ocorrência de propagação estável antes da máxima carga, casos (1) e (2), ou, antes do primeiro “pop-in”, caso (3). Definido quando a propagação da trinca é menor que 0,2 mm, ou seja, $\Delta a < 0,2 \text{ mm}$;
- δ_u : Determina o início da propagação instável da trinca quando há ocorrência de propagação estável, antes da máxima carga, caso (4), ou, antes do primeiro “pop-in”, caso (5). Definido quando a propagação da trinca é maior que 0,2 mm, ou seja, $\Delta a \geq 0,2 \text{ mm}$;
- δ_m : Determina o CTOD crítico no primeiro ponto de carga máxima, onde se evidencia a propagação estável da trinca depois de atingida a carga máxima, caso (6).

A partir da análise da Figura 30 deve-se retirar informações conforme o comportamento da curva obtida durante os ensaios realizados. Uma destas informações é a carga máxima (F_Q) atingida durante ensaio, correspondente aos valores F_c , F_u ou F_m . O parâmetro V_p , que corresponde à componente plástica de (V), sendo este referente ao deslocamento na boca do

entalhe (CMOD), é necessário para determinar δ_C , conforme a Norma BS7448 – Parte I (1991), e irá corresponder aos valores V_c , V_u ou V_m . Integrando-se a área sob a curva Carga x CMOD (*Crack Opening Mouth Displacement*) obtém-se o parâmetro A_p , que representa o valor numérico da área abaixo da curva obtida, necessário para calcular δ_C segundo a Norma ASTM E1820 (2011). Estes parâmetros podem ser determinados graficamente ou analiticamente, e são ilustrados na Figura 31 (BARBOSA, 2011).

Figura 31 - Determinação do valor da componente plástica do deslocamento da boca do entalhe (V_p) e da área sob a curva (A_p) para a determinação do CTOD.



Fonte: adaptado de Barbosa (2011).

Como pode ser visto, a forma da curva Carga versus Deslocamento (CMOD) é semelhante a uma curva tensão-deformação: é inicialmente linear mas desvia-se da linearidade com a deformação plástica, de tal forma que em determinado ponto da curva, o deslocamento é separado nas componentes elástica e plástica, através da construção de uma reta paralela à linha de carga (ANDERSON, 2005).

Devido à sua relativa simplicidade conceitual e operacional, o parâmetro CTOD foi o mais largamente difundido nos últimos anos para caracterizar a tenacidade de materiais estruturais e suas juntas soldadas. Como forma de garantir os requisitos mínimos de tenacidade, tanto no material base como na junta soldada, é comum a especificação de valores mínimos de

δ_C por diversos códigos, normas de projeto e de construção de estruturas, como por exemplo, a Norma DNV OS-F101 (CANADIAN STANDARDS ASSOCIATION, 2002). Entretanto, esta norma não demanda a execução de ensaios de CTOD para qualificação de tubos com espessura de parede inferior a 13,00mm, não exigindo dessa forma, valores mínimos de δ_C . Portanto, caso deseja-se validar os ensaios de CTOD, deve-se realizar e validar pelo menos 3 ensaios para cada posição específica do entalhe e temperatura de ensaio, conforme solicitado pela norma (BARBOSA, 2011; DNV OS-F101, 2013).

2.4.3 O ensaio CTOD

O ensaio CTOD consiste na submissão de um corpo de prova, entalhado e pré-trincado, a uma carga, a qual pode ser trativa ou de flexão. Com o auxílio de um extensômetro, é realizada a medida do deslocamento da abertura da boca da trinca, conforme aplicação da carga. A curva “carga *versus* deslocamento da abertura da ponta da trinca” resultante do ensaio é registrada experimentalmente, com auxílio de um *software* integrado à máquina de ensaios, e a partir desta curva são obtidos os parâmetros necessários para cálculo da tenacidade à fratura. O valor crítico de CTOD, δ_C , é aquele em que uma trinca por clivagem se inicia, resultando ou em uma falha completa do corpo de prova, ou na retenção da propagação da trinca (*pop-in*) (ANDERSON, 2005).

Como pode ser visto, o ensaio apresenta simplicidade de execução. A principal vantagem deste ensaio está na possibilidade de ser aplicado tanto em materiais de elevada resistência mecânica, onde predominam os conceitos da mecânica da fratura linear-elástica, quanto em materiais dúcteis, onde existem condições elasto-plásticas (CHEN et al, 2015; GUIMARÃES, 2006). Além disso, é um ensaio que pode ser validado em condições onde se tenha, ou não, propagação estável da trinca antes da fratura final, o que o torna bastante abrangente. Desta forma, o ensaio CTOD pode ser indicado para pesquisa e desenvolvimento de novas microestruturas, onde não se tenha resultados prévios do comportamento da fratura dos materiais (GUIMARÃES, 2006).

Outra grande vantagem do CTOD é que até o momento, ele tem sido o único método padronizado para medir a tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil.

As normas mais recentes disponíveis para ensaio de CTOD são a versão britânica, BS7448 (1991), que será abordada no tópico 2.4.3.3, e a americana, ASTM E1820 (2011), que

será abordada no tópico 2.4.3.4. Ambas são normas universais e mais completas, que incluem os parâmetros K_{IC} , J_C e CTOD (ANDERSON, 2005; TERADA, 2004).

A universalidade destas normas indica que, ao se utilizá-las, um resultado de K_{IC} pode ser obtido para um comportamento essencialmente elástico-linear do material ensaiado, da mesma forma que se os resultados dos ensaios demonstrarem um comportamento elasto-plástico, a tenacidade pode ser calculada em termos da integral J ou de CTOD. É uma forma de se evitar desperdícios pela falta de conhecimento prévio do comportamento do material ensaiado (GUIMARÃES, 2006).

2.4.3.1 Tipos e orientação dos corpos de prova

Para a realização dos ensaios de tenacidade à fratura, dentre eles o ensaio CTOD, existem cinco tipos de configuração de corpo de prova padronizados, representados na Figura 32, sendo eles:

- a) Corpo de prova de tração compacto – C(T);
- b) Corpo de prova de tração compacto em forma de disco;
- c) Corpo de prova de dobramento – SENB ou SE(B);
- d) Corpo de prova de tração com entalhe central;
- e) Corpo de prova em forma de arco.

Todos estes corpos de prova apresentam três dimensões fundamentais:

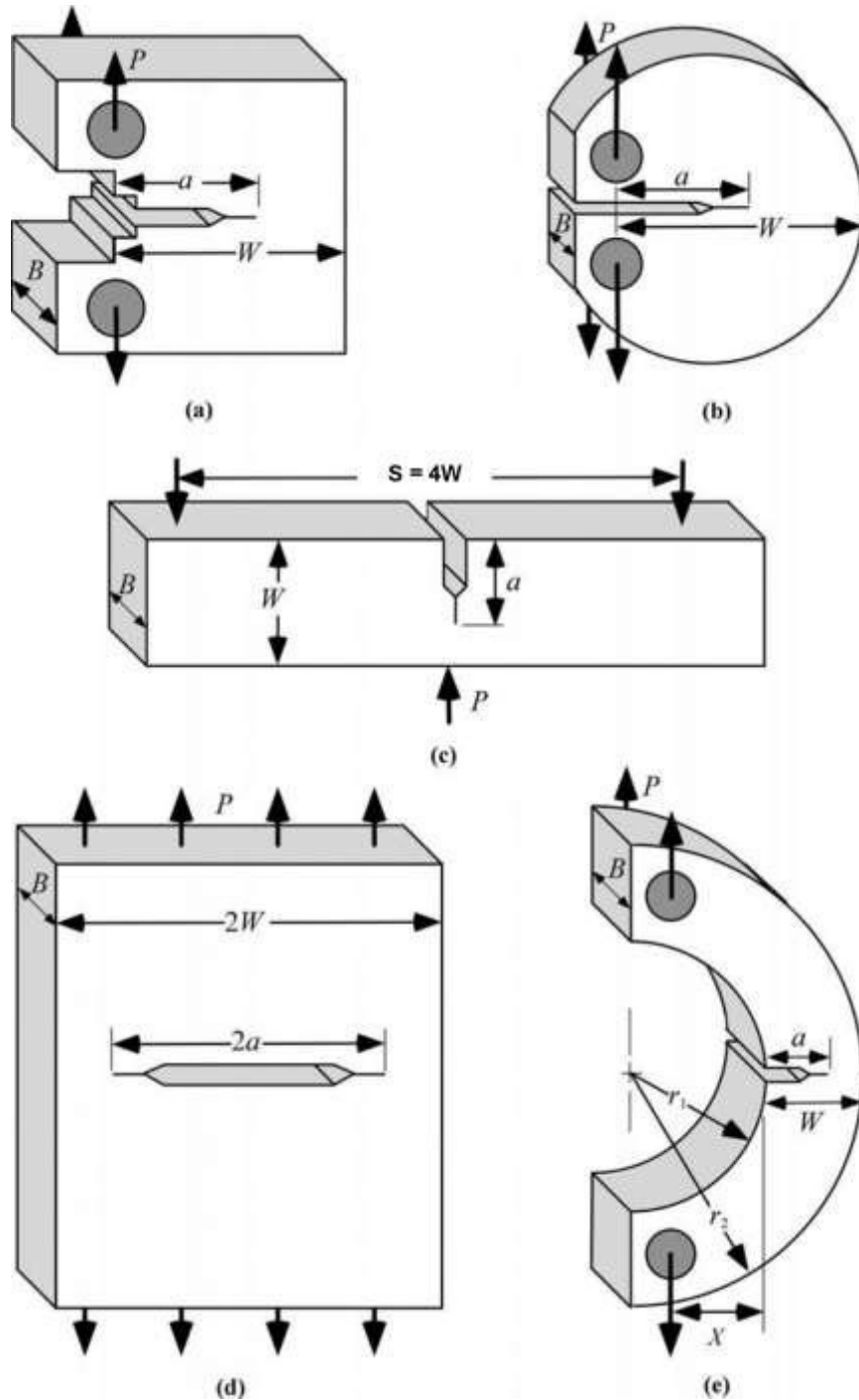
a = comprimento de trinca;

B = espessura;

W = largura.

Na maioria dos casos, $W/B = 2$ e $a/W = 0,5$, mas são permitidos pela Norma BS7448 razões de $1 \leq W/B \leq 2$ e de $0,45 \leq a/W \leq 0,55$, e pela Norma ASTM E1820 razões de $2 \leq W/B \leq 4$ e de $0,45 \leq a/W \leq 0,70$.

Figura 32 - Espécimes padronizados pela ASTM para a realização de ensaios de tenacidade à fratura: (a) Espécime compacto; (b) Espécime compacto em forma de disco; (c) Espécime de dobramento; (d) Espécime com entalhe central; (e) Espécime em forma de arco.



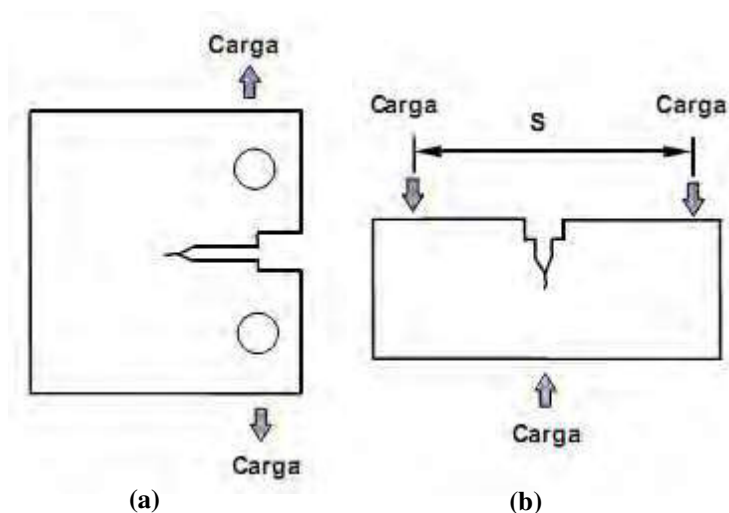
Fonte: Anderson (2005).

Os corpos de prova do tipo C(T) e SE(B) são os mais utilizados em ensaios CTOD. A diferença é que a geometria compacta consome menos material, porém, devido à presença de furos, exige material extra no sentido da largura. Se o teste é realizado utilizando-se um

espécime retirado diretamente de uma chapa laminada ou forjada, a configuração C(T) é mais econômica, entretanto a configuração SE(B) pode ser preferível para avaliações de solda, pois menos solda é requerida em algumas direções (ANDERSON, 2005).

Conforme apresentado na Figura 33, outra diferença entre as configurações C(T) e SE(B) está na forma como o carregamento é aplicado, sendo sob tração para espécimes do tipo C(T), e flexão de três pontos para espécimes do tipo SE(B) (GUIMARÃES, 2006).

Figura 33 - Esquema representativo da forma de aplicação de carregamento para os corpos de provas de tenacidade à fratura dos tipos: a) C(T) - aplicação da carga sob tração; b) SE(B) - aplicação da carga sob flexão de três pontos.



Fonte: Guimarães (2006).

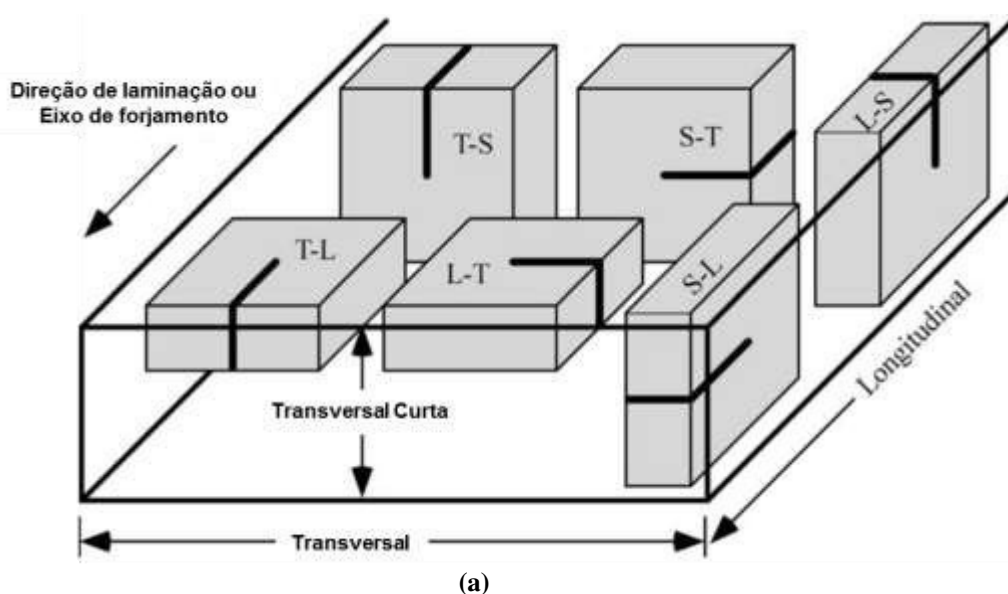
O ensaio do tipo CTOD não faz restrições à espessura do corpo de prova a ser ensaiado (CHEN et al. 2015), podendo esta ser igual à espessura do material de interesse. Todavia, os valores de CTOD calculados para o mesmo material podem ser influenciados pelas dimensões ou configuração do corpo de prova. Dessa forma, os valores determinados para corpos de prova do tipo C(T) podem ser diferentes daqueles determinados para amostras do tipo SE(B), ou ainda, podem sofrer variações decorrentes das espessuras dos corpos de prova (ALÍPIO et al., 2000; GUIMARÃES, 2006).

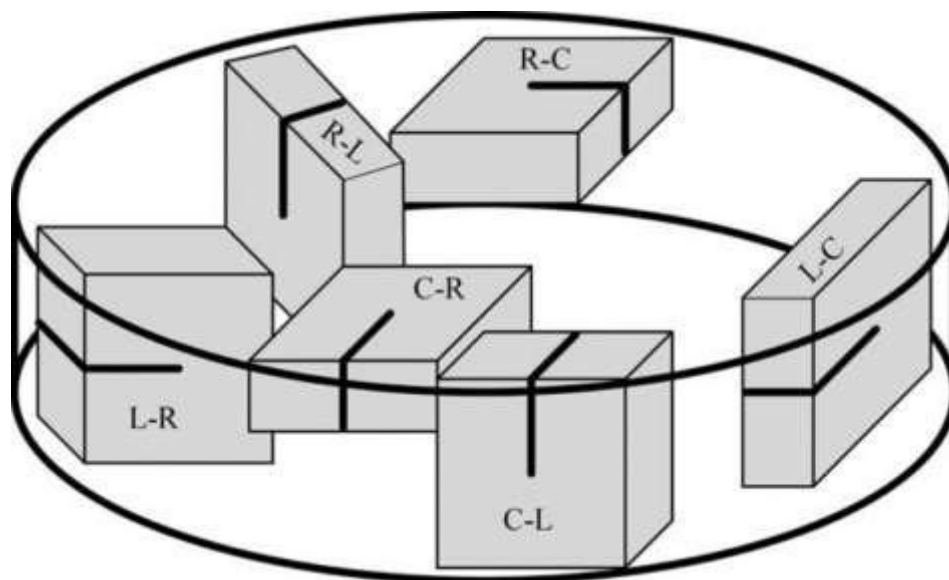
Devido às pequenas espessuras dos tubos de graus mais elevados, utilizados no setor de petróleo e gás, é difícil de se satisfazer as condições de deformação plana para o critério K, mas em relação ao parâmetro CTOD, os requisitos dimensionais não estão restritos (CHEN et al., 2015).

A microestrutura e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas são muitas vezes sensíveis à direção. Essa sensibilidade à orientação é particularmente acentuada na avaliação da tenacidade à fratura, já que uma microestrutura com uma orientação preferencial pode conter planos cristalográficos frágeis, o que facilita a propagação da trinca (ANDERSON, 2005).

Devido à grande importância da orientação na avaliação da tenacidade à fratura, todas as normas de ensaio de fratura da ASTM exigem que a orientação do corpo de prova retirado diretamente da chapa laminada, forjada ou de barras arredondadas, seja informada. A ASTM adotou uma notação específica para esta finalidade, conforme apresentado na Figura 34. De acordo com a nomenclatura adotada pela ASTM, as letras L, T e S designam, respectivamente, as direções longitudinal, transversal e transversal curta, em relação à direção de laminação ou forjamento do eixo, conforme representado na Figura 34-a). Para barras redondas, conforme ilustrado na Figura 34-b), as direções são circunferenciais, radial e longitudinal, designadas, respectivamente, pelas letras C, R e L. Nota-se que duas letras são necessárias para identificar a orientação de retirada do espécime, sendo que a primeira letra indica a direção das tensões principais de tração, que é sempre perpendicular ao plano da trinca no modo I durante os testes, e que a segunda letra indica a direção de propagação da trinca. (ANDERSON, 2005).

Figura 34 – Nomenclatura adotada pela ASTM para extração de corpos de prova da Mecânica da Fratura. a) Para placa laminada ou forjada; b) Para barras redondas.





(b)

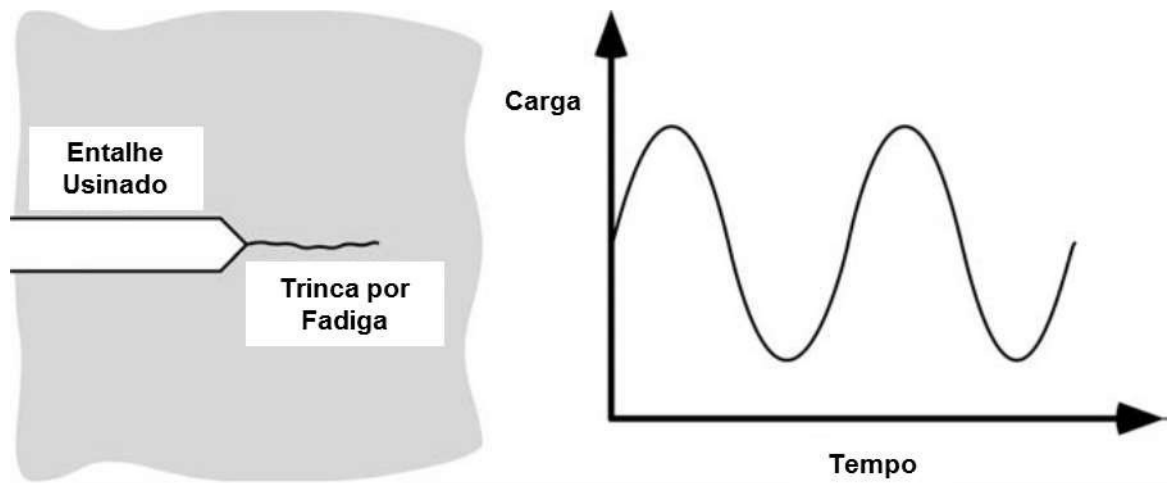
Fonte: Anderson (2005).

2.4.3.2 Pré-trincamento por fadiga

Segundo Anderson (2005), a teoria da Mecânica da Fratura se aplica a trincas com pontas bem agudas antes do carregamento, e que apenas a confecção de um entalhe em um corpo de prova não fornece esta configuração. Deste modo, há necessidade de uma preparação adicional dos corpos de prova, o qual envolve o pré-trincamento por fadiga.

No pré-trincamento por fadiga, é recomendado pela Norma ASTM E1820-11 utilizar uma intensidade de tensão na ciclagem de $0,7K_{máx}$ no início, e de $0,6K_{máx}$ no final do processo, e uma razão de carga baixa, de no máximo 0,1. De acordo com a Norma ASTM E399 (1999), este procedimento é utilizado para evitar grandes plastificações à frente da trinca, e consequentemente obter-se uma trinca mais aguda possível. A Figura 35 ilustra uma pré-trinca por fadiga introduzida por um carregamento cíclico, a qual se inicia na ponta de um entalhe usinado, crescendo até o tamanho desejado, através de um cuidadoso controle das cargas cíclicas aplicadas e do número de ciclos.

Figura 35 – Pré-trinca introduzida através de carregamento cíclico.



Fonte: Anderson (2005).

Segundo a Norma ASTM E1820 (2011), a carga máxima utilizada na pré-trinca de fadiga é calculada através da Equação 8, para configuração de corpo de prova do tipo C(T), e da Equação 9, para configuração do tipo SE(B).

$$F_f = \frac{0,4Bb_0^2\sigma_y}{(2W + a_0)} \quad (8)$$

$$F_f = \frac{0,4Bb_0^2\sigma_y}{S} \quad (9)$$

Onde,

B é a espessura do corpo de prova;

W é a largura do corpo de prova;

a_0 é o comprimento inicial da trinca;

σ_y é a média entre o limite de escoamento e o limite de resistência do material;

S é a distância entre os roletes, tal que $S = 4W$.

$b_0 = W - a_0$, representa o ligamento não-trincado.

Como recomendações das normas ASTM E1820-11 e BS7448, o ensaio de pré-trinca deve ser realizado à temperatura ambiente, com o material a ser ensaiado já em seu estado final, ou seja, tratado termicamente e trabalhado mecanicamente, e a iniciação e a propagação da pré-trinca devem ser cuidadosamente monitoradas, de forma que as cargas sejam uniformemente

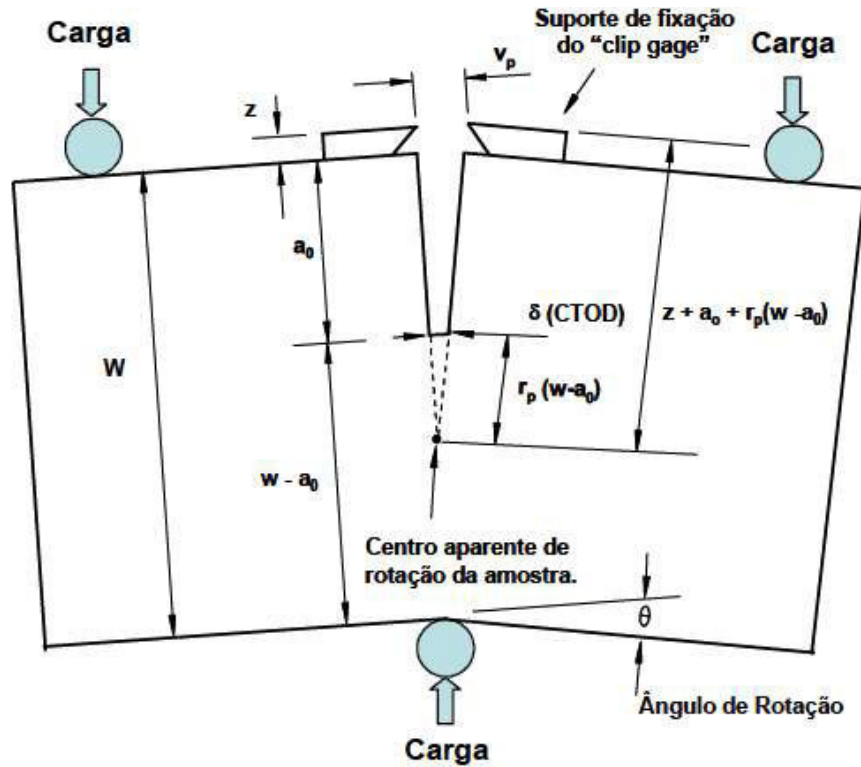
distribuídas ao longo do corpo de prova, e que haja simetria do plano de propagação da trinca. Para posterior validação do ensaio de tenacidade à fratura, o tamanho mínimo da pré-trinca de fadiga deve ser de 1,3 mm ou 2,5%W, a diferença entre os tamanhos das pré-trincas não deve ser acima de 15% da média entre eles; e o plano da pré-trinca de fadiga deve estar dentro de 10° no plano de extensão da trinca. Outro importante fator de validação é a relação a_0/W , que para a ASTM E1820-11 deve ser $0,45 \leq a_0/W \leq 0,70$, e para a BS7448, $0,45 \leq a_0/W \leq 0,55$, sendo a_0 a soma do tamanho do entalhe e da pré-trinca de fadiga.

Em materiais de elevada tenacidade à fratura, o processo de pré-trincamento é um procedimento demorado, porém de fácil controle. Entretanto, para materiais com comportamento frágil, o processo é relativamente difícil (SODRÉ, 2008).

2.4.3.3 Norma BS7448 (Parte I) – 1991

A Norma BS7448 – Parte I define o parâmetro CTOD baseando-se apenas na medida do deslocamento da abertura da boca da trinca V_p , realizada por um *clip gage* instalado na abertura do entalhe do corpo de prova. A conversão da medida V_p para o valor de CTOD é realizada através da determinação de um centro de rotação do corpo de prova situado abaixo da trinca. Esse centro de rotação é gerado pelo carregamento aplicado à amostra, que provoca uma deformação ao redor de um ponto denominado como centro aparente de rotação (ROLFE, S. T.; BARSON, J.M., 1971 *apud* GUIMARÃES, 2006), posicionado ao longo do ligamento remanescente da trinca por um fator (r_p). De acordo com Silva et al. (2009 *apud* BARBOSA, 2011), tal fator representa, a partir da ponta do defeito, o percentual do ligamento compreendido até o referido centro. Este modelo, conhecido como modelo da rótula plástica, está representado na Figura 36.

Figura 36 – Representação esquemática da abertura da trinca durante um ensaio de flexão em um corpo de prova do tipo SE(B), através do modelo da rótula plástica.



Fonte: Rolfe, S.T.; Barson, J.M. (1971 *apud* Guimarães, 2006).

A Equação 10 representa o cálculo do CTOD de acordo com a Norma BS7448, para a configuração de corpo de prova SE(B), utilizada neste trabalho. Conforme pode ser visto nas Equações 10, 11, 12 e 13, tal modelo divide o CTOD (δ) total em duas componentes, sendo uma delas elástica, dependente do fator de intensidade de tensão, e a outra plástica, dependente da parcela plástica do carregamento, tal que ambas dependem das características geométricas do corpo de prova (SILVA, 2009).

$$\delta = \left[\frac{FS}{BW^{1,5}} \times f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \frac{(1 - \nu^2)}{2\sigma_{YS}E} + \frac{0,4(W - a_0)V_p}{0,4W + 0,6a_0 + z} \quad (10)$$

Decompondo nas componentes elástica e plástica, temos:

$$\delta = \delta_{elástico} + \delta_{plástico} \quad (11)$$

Onde:

$$\delta_{elástico} = \left[\frac{FS}{BW^{1,5}} x f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \frac{(1 - \nu^2)}{2\sigma_{YS}E} \quad (12)$$

$$\delta_{plástico} = \frac{0,4(W - a_0)V_p}{0,4W + 0,6a_0 + z} \quad (13)$$

Onde,

F : carga obtida no diagrama Carga *versus* CTOD, ver Figuras 30 e 31;

S : distância entre os roletes de apoio;

W : largura do corpo de prova;

B : espessura do corpo de prova;

a_0 : tamanho inicial da trinca;

$f\left(\frac{a_0}{W}\right)$: fator adimensional dependente da geometria do corpo de prova;

E : módulo de elasticidade;

ν : coeficiente de Poisson;

σ_{YS} : limite de escoamento corrigido para a temperatura na qual o ensaio CTOD foi realizado;

r_p : fator rotacional plástico. Valor 0,4 adotado pela BS7448;

V_p : parcela plástica do deslocamento;

z : Espessura das facas, *knife edge*, de fixação do *clip gage* utilizado para a medição do CTOD, ver Figuras 29 e 36.

O fator dependente da geometria do corpo-de-prova, $f(a_0/W)$, para um espécime do tipo SE(B), é dado pela Equação 14.

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3 \frac{a_0}{W}^{0,5} \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W}\right) + \frac{2,7a_0^2}{W^2} \right]}{2 \left(1 + \frac{2a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}} \quad (14)$$

2.4.3.4 Norma ASTM E1820-11

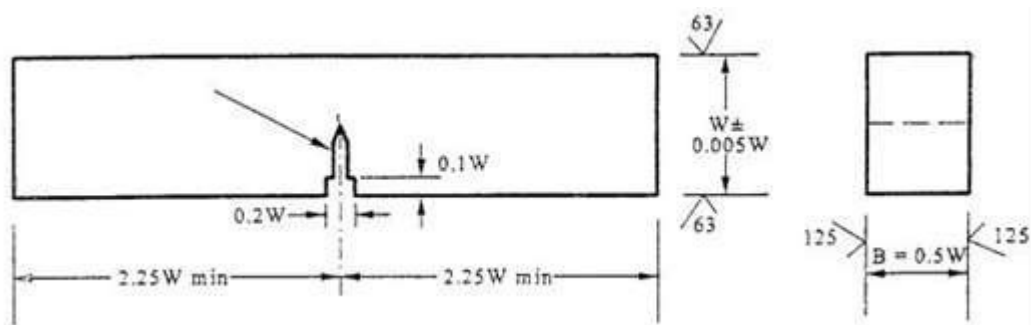
O ensaio de CTOD também é padronizado pela Norma ASTM E1820-11, “*Standard Test Method for Crack-tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*”.

Até o ano de 2001, o parâmetro CTOD foi baseado simplesmente na medida da abertura da ponta da trinca, obtido a partir da medida V_p realizada por um “clip-gage” instalado na abertura do entalhe do corpo de prova, conforme abordado pela Norma BS7448 (ROLFE, S. T.; BARSON, J.M., 1971 apud GUIMARÃES, 2006).

A partir de 2002, a determinação do CTOD tornou-se mais complexa, onde foram considerados para o cálculo parâmetros como o coeficiente de encruamento do material, a área sob a curva “carga *versus* deslocamento” e o fator de restrição plástica do material. Atualmente, a norma em vigência para a determinação do valor do CTOD refere-se à ASTM E1820 – 11, apesar de a Norma BS7448 ainda ser muito utilizada, conforme mencionado inicialmente.

De acordo a norma ASTM E1820 – 2011, o cálculo do valor do CTOD pode ser determinado a partir da Equação 15, para espécimes que possuem *knife edge* aderido à superfície, conforme mostrado nas Figuras 29 e 36, e a partir da Equação 16, para espécimes que apresentam o suporte do extensômetro embutido no próprio corpo de prova, o que é comumente denominado de rabo de andorinha, apresentado na Figura 37.

Figura 37 - Representação geométrica e dimensional do espécime do tipo SE(B) com o suporte do extensômetro embutido.



Fonte: ASTM E1820-11.

$$\delta = \frac{1}{m \cdot \sigma_y} \cdot \left\{ \frac{K^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} + \left[\frac{\eta \cdot A_p}{B \cdot (W - a_0) \cdot \left(1 + \frac{\alpha + z}{(0,8 \cdot a_0 + 0,2 \cdot W)} \right)} \right] \right\} \quad (15)$$

$$\delta = \frac{1}{m \cdot \sigma_y} \cdot \left\{ \left[\frac{K^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} \right] + \left[\frac{\eta \cdot A_p}{B \cdot (W - a_0)} \right] \right\} \quad (16)$$

Onde,

F: Carga correspondente a F_c , F_u ou F_m , definidas pela Figura 30;

K: Fator de intensificação de tensão;

ν : Coeficiente de Poisson;

σ_y : Média entre o limite de escoamento e o limite de resistência;

E: Módulo de elasticidade;

W: Largura do corpo de prova;

a_0 : Comprimento da trinca;

B: Espessura do corpo de prova;

A_p : Área sob a curva “carga *versus* deslocamento da boca da trinca”;

m: Parâmetro de restrição plástica em função de a_0/W e do coeficiente de encruamento do material;

η : Função de a_0/W ;

z: Distância do ponto de medição do extensômetro em relação à superfície do corpo de prova (espessura do *knife edge*);

α : Fator de rotação plástica:

- $\alpha = 0$ para cdp do tipo SE(B);
- $\alpha = 0$ para fixação do extensômetro na linha de aplicação da carga do cdp do tipo C(T);
- $\alpha = 0,25 \cdot W$ para fixação do extensômetro na face do cdp do tipo C(T).

Segundo o que foi representado na Equação 11, as Equações 15 e 16 também podem ser decompostas em componentes elástica e plástica, conforme demonstrado nas Equações 17 e 18.

$$\delta_{elástico} = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{m\sigma_y E} \quad (17)$$

$$\delta_{plástico} = \frac{\eta A_p}{m\sigma_y B(W - a_0)} \quad (18)$$

De maneira análoga ao procedimento adotado pela Norma BS7448, as equações para a determinação do valor do CTOD crítico também são dependentes da geometria do espécime a ser analisado. Desse modo, as Equações 19, 20 e 21 apresentadas a seguir são complementares para a determinação do valor do CTOD para espécimes do tipo SE(B).

$$K = \left[\frac{FS}{BW^{\frac{3}{2}}} \right] x f \left(\frac{a_0}{W} \right) \quad (19)$$

Tal que,

$$f \left(\frac{a_0}{W} \right) = \frac{3 \frac{a_0}{W}^{1/2} \left[1,99 - \left(\frac{a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right) \left(2,15 - \frac{3,93a_0}{W} \right) + \frac{2,7a_0^2}{W^2} \right]}{2 \left(1 + \frac{2a_0}{W} \right) \left(1 - \frac{a_0}{W} \right)^{3/2}} \quad (20)$$

$$m = A_0 - A_1 \frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} + A_2 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right)^2 - A_3 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right)^3 \quad (21)$$

Onde,

σ_{YS} : Limite de escoamento corrigido para a temperatura na qual o ensaio CTOD foi realizado.

σ_{TS} : Limite de resistência à tração corrigido para a temperatura na qual o ensaio CTOD foi realizado.

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

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

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

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

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

2.4.3.5 O ensaio CTOD para juntas soldadas

O método CTOD é largamente aplicado na determinação experimental da tenacidade à fratura, fornecendo resultados precisos para materiais homogêneos. Entretanto, ele apresenta algumas limitações quando aplicado para juntas soldadas (SILVA, 2009), pois a existência de zonas frágeis na região da ZTA (Zona Termicamente Afetada) interfere bastante no resultado de tenacidade e não pode ser avaliada por ensaios Charpy. Desta forma, a correta avaliação da tenacidade em juntas soldadas por ensaio CTOD torna-se uma tarefa complexa, pois é revestida de fatores que dificultam a interpretação e a significância do valor crítico δ_C , obtido experimentalmente.

As soldas estão sujeitas à presença de defeitos, como trincas, poros e inclusões. Aliado a estes defeitos, a heterogeneidade microestrutural das regiões resultantes do processo de soldagem (ANDERSON, 2005; CHEN et al., 2015), a presença de zonas frágeis localizadas, o acúmulo de tensões residuais e a forma irregular da solda são fatores que aumentam o risco da ocorrência de fratura frágil (ANDERSON, 2005) e introduzem diversas complicações no ensaio de CTOD em juntas soldadas, sendo que este possui uma relativa simplicidade conceitual para materiais homogêneos.

Pequenas variações na localização e orientação do entalhe e da pré-trinca de fadiga podem resultar em valores significativamente diferentes de tenacidade, o que está relacionado às reduzidas dimensões da ZTA e à heterogeneidade microestrutural dessa região, já que é impossível na prática traçar com exatidão a fronteira de cada uma das regiões contidas na ZTA, visto que o que se observa é um gradiente contínuo de microestruturas entre a linha de fusão e o metal de base (NASCIMENTO, 2010).

Além do tamanho reduzido da ZTA, regiões frágeis presentes em seu interior podem ter grande influência na integridade de uma estrutura em relação à falha por mecanismo frágil. Os fatores microscópicos característicos das zonas frágeis localizadas são (TOYODA, 1989 apud NASCIMENTO, 2010):

- fragilização associada ao crescimento de grão da região de grãos grosseiros da zona afetada pelo calor (RGG) e mudança da morfologia dos carbonetos na vizinhança da linha de fusão;
- formação de constituintes martensita-austenita (M-A).

Assim, devido à natureza heterogênea da ZTA, há ocorrência de grande dispersão dos valores de tenacidade obtidos. Segundo Toyoda (1989 apud Nascimento, 2010), a existência de defeitos, tais como inclusão e microtrincas, e a característica estatística das propriedades mecânicas do material afetadas pelo tamanho e morfologia de grãos, pelas partículas de segunda fase, e pelo tamanho, pela forma e pela quantidade de inclusões, são fatores que podem ser considerados como causas de dispersão nos valores de tenacidade à fratura.

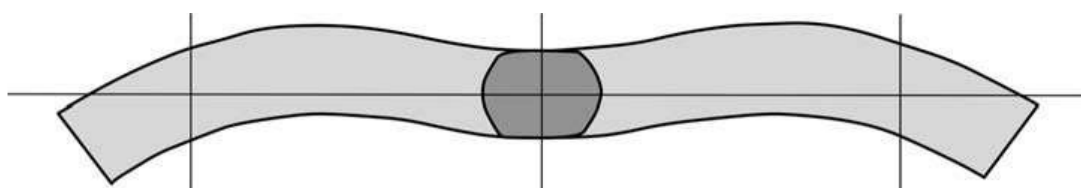
Uma vez que há diferenças na tenacidade ao longo da junta soldada, como resultado do ciclo térmico de soldagem, o crescimento de grão deteriorará a tenacidade na ZTA (CHEN et al., 2015).

Uma exigência básica para os testes de tenacidade de juntas soldadas é que eles sejam representativos da estrutura de interesse. Esta exigência se baseia no fato de que a tenacidade à fratura do metal de solda e da ZTA pode ser fortemente dependente de fatores como (ANDREWS; MORGAN, 2004):

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

Quando se trata de ensaios de tenacidade à fratura em soldas, o projeto e a fabricação dos corpos de prova são mais difíceis de serem obtidos, já que a forma irregular e as superfícies curvas associadas a certas juntas soldadas dificultam a localização do entalhe (ANDERSON, 2005; TERADA et al., 2004). Se a curvatura ou a distorção de uma soldagem é excessiva, o modelo do corpo de prova pode ser esticado por flexão em ambos os lados do entalhe para produzir uma configuração do tipo "asa de gaivota" (*gull wing*), conforme ilustrado na Figura 38. Como pode-se ver, a dobra deve ser feita de forma que os três pontos de carga em um espécime do tipo SE(B) estejam alinhados.

Figura 38 - Configuração asa-de-gaivota para espécimes soldados com excesso de curvatura.



Fonte: Dawes, Pisarski e Squirrell (1989 apud Anderson, 2005).

Como o ensaio do tipo CTOD não faz restrições à espessura do corpo de prova a ser ensaiado, esta pode ser igual à espessura do material de interesse. Porém, os valores de CTOD calculados para o mesmo material podem ser influenciados pelas dimensões ou tipo de amostra. Uma vez que se procura reproduzir no ensaio as condições de serviço, é requerido que o ensaio seja realizado em corpos de prova com espessura igual àquela da estrutura considerada, e uma forma de manter a espessura de um tubo é utilizando-se corpos de prova com a configuração asa de gaivota, pouco estudada até o momento.

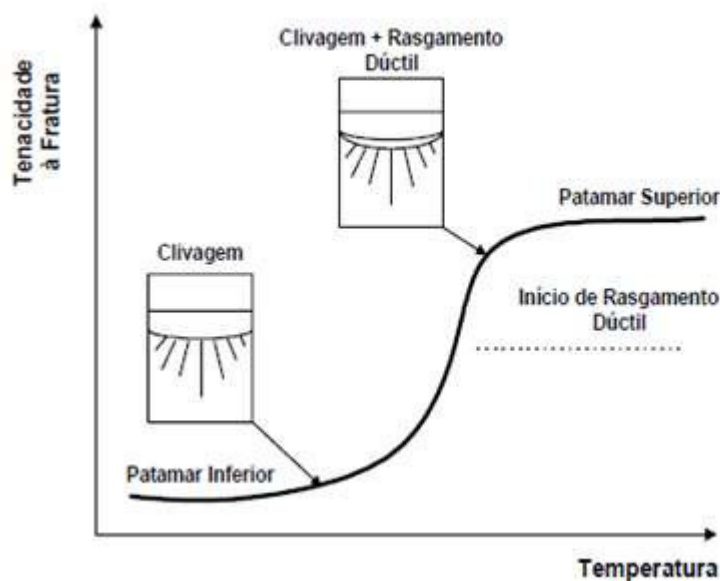
2.4.3.6 Região de transição dúctil-frágil

Devido aos recursos naturais estarem se esgotando, como consequência da industrialização, recentemente tem-se realizado exploração de petróleo em áreas extremamente frias como forma de suprir as necessidades, e por isso tem sido de grande importância o estudo da integridade estrutural de tubos a baixas temperaturas, levando em consideração a tenacidade à fratura do material na região de transição dúctil-frágil (SHIN et al., 2009).

Alguns materiais estruturais apresentam um comportamento à fratura que se altera com a temperatura. Tal alteração de comportamento é representada por uma curva de transição, exemplificada na Figura 39, onde duas regiões aparecem bem definidas. Em uma das regiões, conhecida como patamar superior e caracterizada pelas altas temperaturas, o material exibe comportamento dúctil, e na outra região, conhecida como patamar inferior e associada a temperaturas bem baixas, o material apresenta comportamento frágil. Entre essas duas regiões encontra-se a transição dúctil-frágil, assim denominada pelo fato de ser esta a região onde, em um dado intervalo de temperatura, as mudanças se manifestam intensamente e pelo fato do material apresentar um comportamento misto de dúctil e frágil (CALLISTER, 2002; DIETER, 1981).

A transição dúctil-frágil caracteriza-se por uma mistura de dois mecanismos de fratura, onde inicialmente a região da ponta da trinca se deforma plasticamente, propagando-se de forma estável por uma determinada extensão até que, subitamente, o processo é interrompido por um evento de clivagem com consequente falha do componente, por fratura em modo frágil (DIETER, 1981).

Figura 39 – Comportamento à fratura de aços ferríticos exibindo a transição dúctil-frágil.

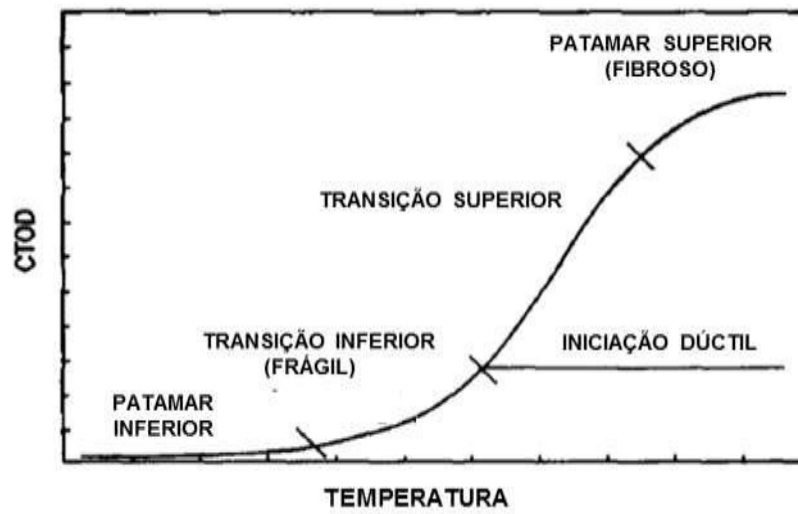


Fonte: Anderson (2005).

A avaliação da tenacidade nesta transição tem sido um dos grandes desafios a serem vencidos nos últimos anos. O problema existente na obtenção de um valor característico de tenacidade na transição está relacionado ao grande espalhamento dos resultados e à dependência de tamanho, geometria e espessura dos corpos de prova nos valores medidos em ensaios (GUIMARÃES, 2006; SHIN et al., 2009).

O ensaio de impacto Charpy e o de queda livre de peso são os mais utilizados na avaliação da tenacidade na região de transição, entretanto estes testes não levam em consideração a fratura mecânica como base para a avaliação da tenacidade (SHIN et al., 2009), o que os torna inapropriados para tal aplicação. Dessa forma, o parâmetro CTOD tem sido o mais indicado para descrever o comportamento da fratura na região de transição dúctil-frágil, oferecendo um real potencial em especificações (ROLFE, SOREM, WELLMAN; 1989). A Figura 40 exemplifica uma curva de transição levando em consideração o parâmetro CTOD.

Figura 40 – Representação esquemática de curva CTOD *versus* temperatura de transição.



Fonte: Adaptado de Rolfe, Sorem, Wellman (1989).

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 Material

O material utilizado nesta pesquisa foi o aço microligado API 5L X70, fabricado por laminação termomecânica controlada, sem resfriamento acelerado, conformado em tubo na espessura nominal de 11 mm e soldado pelo processo de resistência elétrica de alta frequência (HF/ERW). As amostras do material foram fornecidas pela empresa APOLO TUBULARS S.A.

A corrida do aço API 5L X70, cuja composição química está indicada na Tabela 6, tópico 4.1, foi realizada pela Companhia Siderúrgica Nacional (CSN), desenvolvida em conjunto com a empresa APOLO TUBULARS S.A. As chapas obtidas foram processadas termomecanicamente nas dimensões de 11 mm x 1040,0 mm x 14000,0 mm, com excelente acabamento superficial. Posteriormente, as chapas foram dobradas (perfiladas) na forma cilíndrica por meio de uma matriz e, em seguida, soldadas nas extremidades, em todo o seu comprimento, pelo processo HF/ERW, até se formar um tubo. As amostras para caracterização mecânica e microestrutural foram retiradas de tubos com 143 mm de diâmetro e 11 mm de espessura de parede, conforme apresentados na Figura 41.

Figura 41 – Tubos utilizados para a retirada dos espécimes, para posteriores caracterizações microestrutural e mecânica.



Fonte: Nascimento (2010).

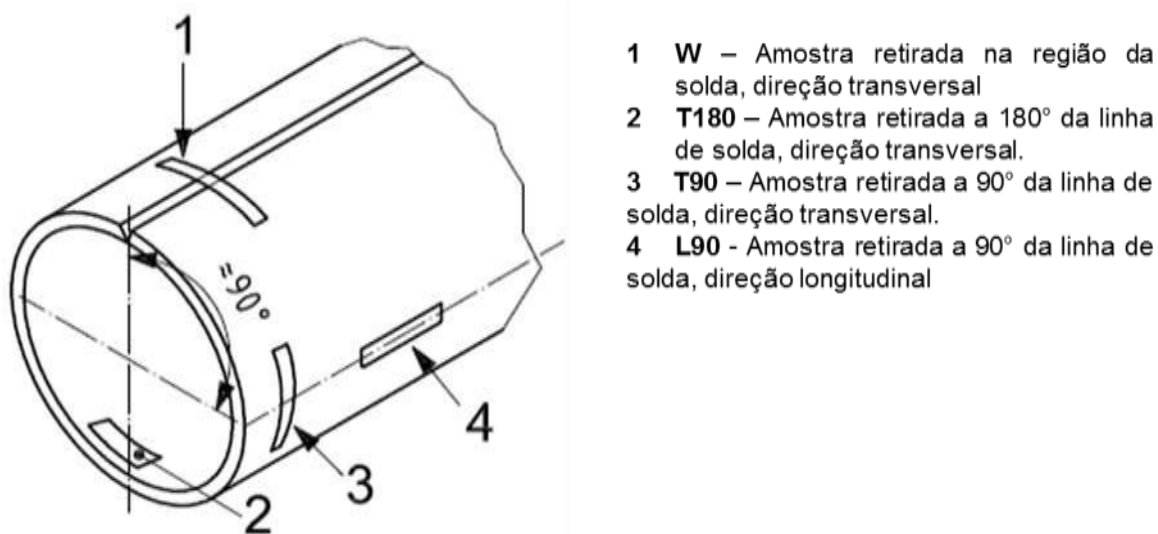
3.2 Métodos

3.2.1 Ensaio de tração

Para realização dos ensaios de tração, foram utilizados 44 corpos de prova, os quais foram extraídos diretamente da parede do tubo na direção longitudinal (paralela à direção de laminação), a 90° da linha de solda, e com o formato de “meia cana”, conforme recomendado pela norma API 5L - 45ª edição (2012), representando toda a espessura da parede do tubo. A Figura 42 ilustra a posição de retirada dos corpos de prova, sendo esta indicada pela posição 4 (L90). A Figura 43 apresenta o modelo do corpo de prova utilizado nos ensaios de tração, e a Figura 44 ilustra as suas respectivas dimensões.

Devido ao formato de “meia cana” dos corpos de prova, as extremidades destes foram prensadas para garantir uma eficiente fixação nas garras da máquina de ensaios.

Figura 42 – Representação esquemática das posições de retirada de amostras para ensaio de tração.



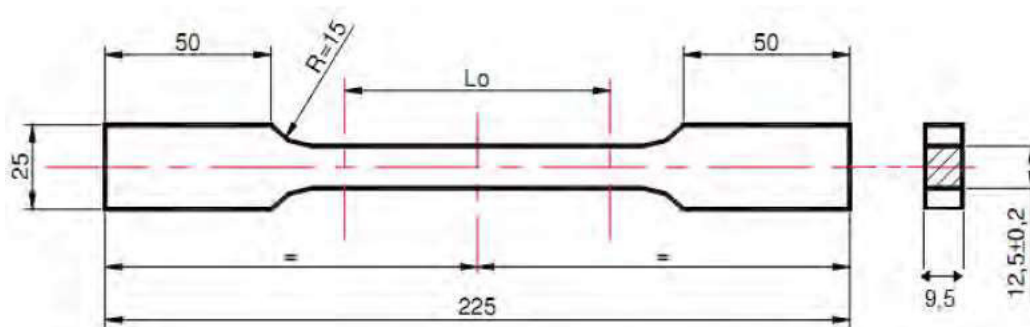
Fonte: API 5L (2012).

Figura 43 – Corpo de prova de tração, no formato de “meia cana”, retirado diretamente da parede do tubo.



Fonte: Apolo Tubulars S.A.

Figura 44 – Representação dimensional do corpo de prova utilizado em ensaio de tração.



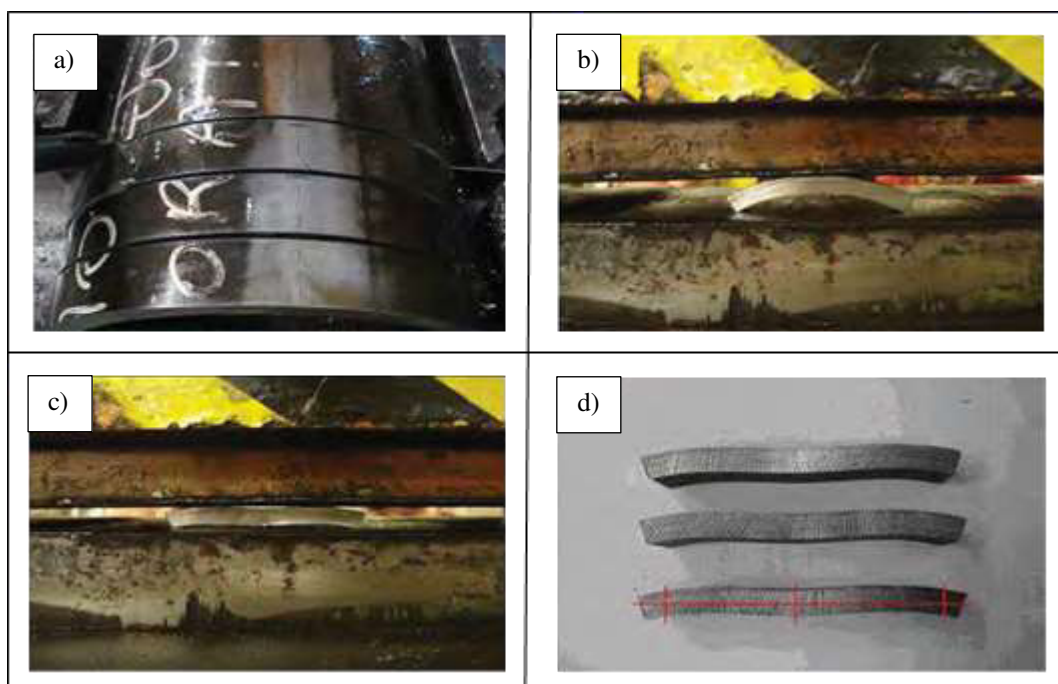
Fonte: Nascimento (2010).

Os ensaios de tração foram executados em conformidade com a norma ASTM E8M, a temperatura ambiente, por meio de uma máquina servo-hidráulica do modelo KRATOS 1980, com capacidade de até 1000 toneladas, pertencente ao laboratório da empresa APOLO TUBULARS.

3.2.2 Ensaio CTOD

Os corpos de prova de tenacidade à fratura de flexão por três pontos, tipo SE(B), para ensaio CTOD, foram retirados diretamente da parede do tubo, com posterior planificação, representando desta forma a espessura real do tubo, e adquirindo a configuração asa-de-gaivota ilustrada na Figura 38. A Figura 45 apresenta o procedimento realizado pela empresa colaboradora desta pesquisa, para a localização, retirada e confecção dos corpos de prova, de forma que estes apresentaram dimensões de 11 mm x 22 mm x 120 mm. O procedimento consistiu no corte de amostras de tubo no formato de arco circunferencial, seguido pelo processo de planificação das amostras a partir de uma prensa mecânica.

Figura 45 – Retirada de amostras da parede do tubo, com posterior planificação: a) processo de corte transversal do tubo para a retirada de espécimes na largura desejada; (b) espécime disposto na prensa; (c) processo de planificação; (d) geometria final do corpo de prova.



Fonte: Nascimento (2010).

No processo de planificação, cuidados foram tomados para não induzir grandes deformações na região central do corpo de prova, onde posteriormente foram confeccionados os entalhes e as pré-trincas de fadiga.

Os entalhes foram feitos por eletroerosão a fio, com orientação do plano da trinca C-L, ou seja, a direção de aplicação da tensão correspondeu à direção circunferencial, enquanto a direção de propagação da trinca ocorreu na direção longitudinal do tubo, conforme ilustrado na Figura 34-b). A máquina de eletroerosão a fio utilizada foi da marca Agie Charmilles, modelo FW 2U, mostrada na Figura 46. A Figura 47 apresenta, com maior detalhe, o processo de entalhamento por eletroerosão a fio realizado no DMT/FEG/Unesp.

Figura 46 – Máquina de eletroerosão a fio utilizada no entalhamento dos corpos de prova.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 47 – Entalhamento por eletroerosão a fio.



Fonte: Produção do próprio autor.

O entalhamento dos corpos de prova de metal base foi realizado no centro do comprimento destes, enquanto dos corpos de prova com solda foi realizado na linha de solda. Para a precisa localização dos entalhes em espécimes com solda, as faces dos corpos de prova SE(B) foram submetidas a acabamento superficial com lixas de granulometria decrescente, de 100 mesh a 600 mesh, e atacadas com Nital 8% para revelação da linha de solda. Após revelação da linha de solda, esta foi marcada, como pode ser visto na Figura 48, para posterior realização do entalhe.

Figura 48 - Corpo de prova com linha de solda revelada e marcada.



Fonte: Produção do próprio autor.

A Figura 49 apresenta dois grupos de corpos de prova entalhados, sendo que a Figura 49-a) apresenta um grupo de corpos de prova sem *knife edge* embutido, e a Figura 49-b) apresenta um grupo de corpos de prova com *knife edge* embutido. Deve-se ressaltar que o grupo de corpos de prova sem *knife edge* embutido refere-se a corpos de prova que haviam sido entalhados por eletrodo e que depois tiveram seus entalhes afinados por eletroerosão a fio, enquanto que os corpos de prova com *knife edge* embutido tiveram seus entalhes feitos por eletroerosão a fio desde o início. Para melhor visualização, na Figura 50 é representada a projeção desses dois tipos de entalhes, realizada em um projetor de perfil, modelo Carl Zeiss MP 320, pertencente ao Laboratório de Metrologia do DMT/FEG/UNESP.

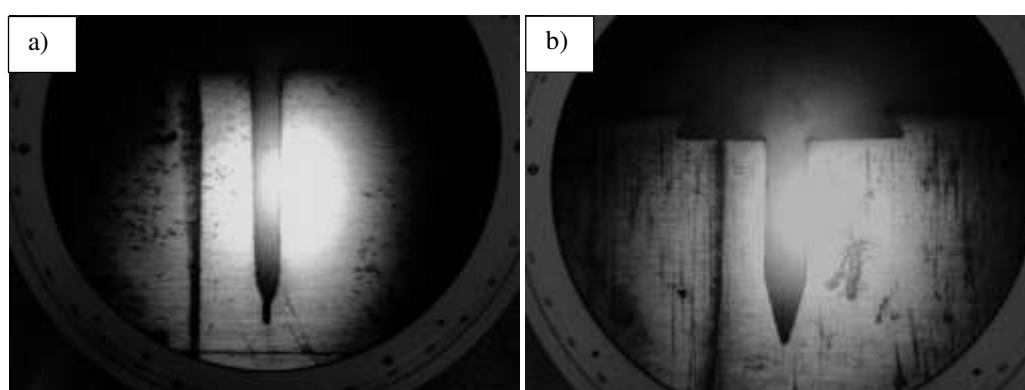
Figura 49 – Grupos de amostras entalhadas. a) Sem *knife edge* embutido; b) Com *knife edge* embutido.





Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 50 – Projeção de entalhes. a) Sem *knife edge* embutido; b) Com *knife edge* embutido.

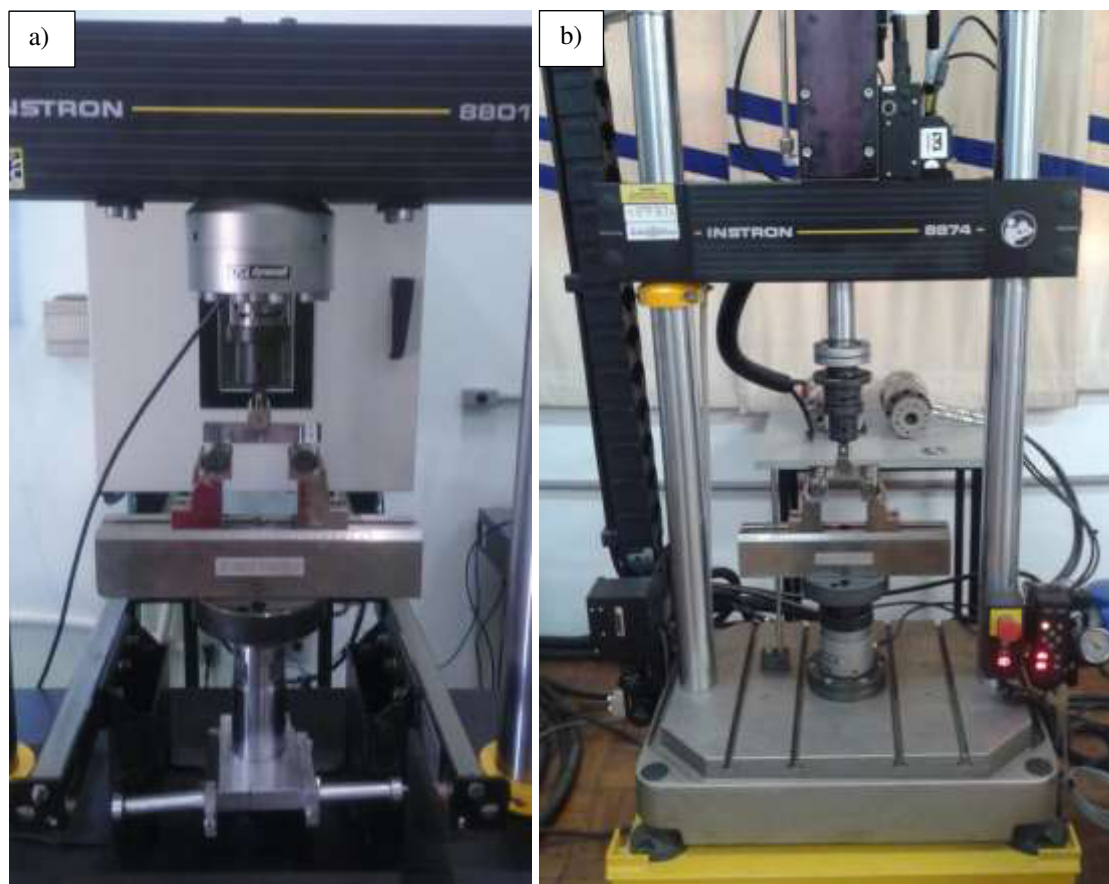


Fonte: Produção do próprio autor.

Os entalhes foram usinados até uma profundidade de $(W/2) - 2$ mm, onde W é a largura do espécime. Após a confecção dos entalhes, os corpos de prova foram pré-trincados por fadiga, com razão de carga $R=0,1$; frequência de 15 Hz e à temperatura ambiente (aproximadamente 25°C) em uma máquina universal servo-hidráulica de 100 kN de capacidade, modelo INSTRON 8801, com câmara térmica integrada, pertencente ao Laboratório de Ensaio de Fadiga da FEG/Unesp, mostrada na Figura 51-a), e em uma máquina universal servo-hidráulica de 25 kN de capacidade, modelo INSTRON 8874, pertencente ao Laboratório de Ensaio Destrutivos e Não Destrutivos da UNIFEI, mostrada na Figura 51-b). Deve-se ressaltar que apenas alguns corpos de prova foram pré-trincados na FEG/Unesp, e que devido a problemas técnicos, os outros corpos de prova foram pré-trincados na UNIFEI. A Figura 51 mostra os

equipamentos utilizados nos ensaios de pré-trinca de fadiga, e a Figura 52 apresenta um corpo de prova sendo pré-trincado por fadiga.

Figura 51 – Equipamentos utilizados nos ensaios de pré-trinca de fadiga: a) INSTRON 8801, pertencente ao Laboratório de Ensaios de Fadiga da FEG/Unesp; b) INSTRON 8874, pertencente ao Laboratório de Ensaios Destrutivos e Não Destrutivos da UNIFEI.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 52 – Corpo de prova submetido a ensaio de pré-trinca de fadiga.



Fonte: Produção do próprio autor.

As pré-trincas de fadiga foram realizadas conforme as normas ASTM E1820-11 e BS7448. Para atender a ambas as normas, a variação do comprimento inicial da trinca, a_0 , deve ficar entre $0,45W \leq a_0 \leq 0,70W$ segundo a Norma ASTM E1820, e $0,45W \leq a_0 \leq 0,55W$ de acordo com a norma BS7448, onde W é a largura do espécime. Para garantir o comprimento inicial da trinca no regime elástico foram realizadas duas pré-trincas, de tal forma que para a primeira utilizou-se uma intensidade de tensão na ciclagem de $0,7K_{máx}$, e para a segunda utilizou-se uma tensão de ciclagem de $0,6K_{máx}$, conforme recomendado pela Norma ASTM E1820-11. A carga máxima utilizada no pré-trincamento foi calculada com base na Equação 9, e o acompanhamento do comprimento das pré-trincas foi realizado manualmente.

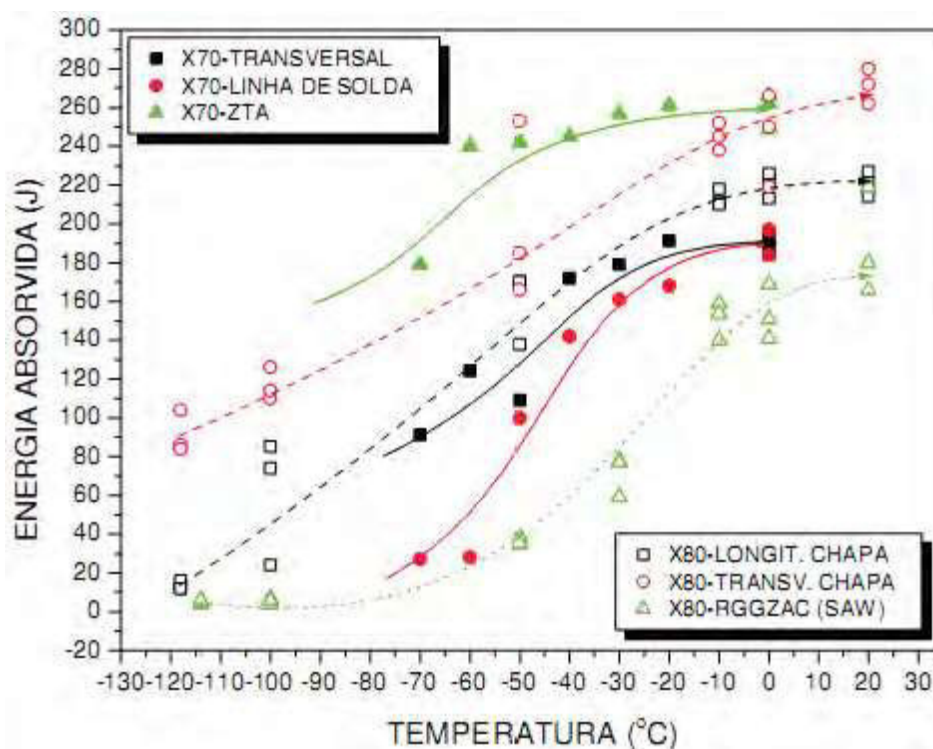
Após realização das pré-trincas de fadiga, foram ensaiados 27 corpos de prova de flexão por três pontos por CTOD, sendo 18 corpos de prova de metal base e nove corpos de prova com solda, que foi o que a empresa Apolo Tubulars forneceu para este trabalho. Dos corpos de prova de metal base, seis foram ensaiados à temperatura ambiente, quatro a 0°C , quatro a -50°C e quatro a -75°C , de forma a conhecer o comportamento do material em estudo. A temperatura de 0°C para a realização de alguns dos ensaios CTOD foi escolhida, pelo fato de ser a única temperatura na qual as normas API 5L e DNV-OS-F101 exigem ensaio de impacto *Charpy*, especificando a energia mínima absorvida nesta temperatura e, assim como os ensaios CTOD, os ensaios de impacto *Charpy* também medem a tenacidade do material, mesmo que apenas qualitativamente. Dos corpos de prova com solda, quatro foram ensaiados a -50°C e cinco a -75°C . Devido à quantidade limitada de corpos de prova com solda, estes foram ensaiados apenas nas temperaturas mais críticas, ou seja, na temperatura de transição dúctil-frágil, e em uma temperatura pertencente ao patamar inferior, onde o material apresenta comportamento frágil, baseado nos resultados dos ensaios de impacto *Charpy* realizados por Nascimento (2010), apresentados na Figura 53.

A escolha das temperaturas de -50°C e -75°C para realização dos ensaios CTOD, tanto de corpos de prova de metal base quanto de corpos de prova com solda, foi baseada nos resultados obtidos pelos ensaios de impacto *Charpy*, realizados por Nascimento (2010), apresentados na Figura 53. Os ensaios *Charpy* realizados por Nascimento (2010) envolveram corpos de prova retirados do mesmo lote das amostras de tubo utilizadas neste trabalho.

Do gráfico da Figura 53, levou-se em consideração apenas as curvas referentes ao material base (transversal) e ao material com solda (linha de solda), referentes ao aço API X70. Para cálculo das temperaturas de transição dúctil-frágil, utilizou-se como critério a média entre os patamares de mínima e máxima energia, que resultou em uma mesma temperatura tanto para o material base, quanto com solda, diferenciando apenas na quantidade de energia absorvida

pelos dois materiais, de forma que o material base absorveu mais energia, conforme era esperado. Portanto, a temperatura de transição dúctil-frágil obtida foi de -50°C para ambos os materiais, e a temperatura de -75°C foi escolhida para avaliação da tenacidade à fratura dos materiais no patamar inferior, onde apresentam comportamento frágil.

Figura 53 – Curvas de transição dúctil-frágil dos aços API X70 e X80.



Fonte: Nascimento (2010).

Para realização dos ensaios CTOD utilizou-se uma máquina universal servo-hidráulica de 100 kN de capacidade, modelo MTS 810, pertencente ao Laboratório de Ensaios Estruturais do DCTA, apresentado na Figura 54. Os ensaios foram realizados a uma velocidade de 0,5 mm/min, seguindo-se também as normas ASTM E1820 e BS7448. Deve-se destacar que de todos os ensaios CTOD, apenas quatro, referentes a corpos de provas de material base, foram realizados a temperatura ambiente na mesma máquina em que foram realizados os ensaios de pré-trinca de fadiga (INSTRON 8801), pertencente à FEG/Unesp, e que devido a problemas técnicos, o restante dos ensaios foi realizado na MTS pertencente ao DCTA.

Figura 54 – Máquina utilizada neste trabalho para realização dos ensaios CTOD.



Fonte: Produção do próprio autor.

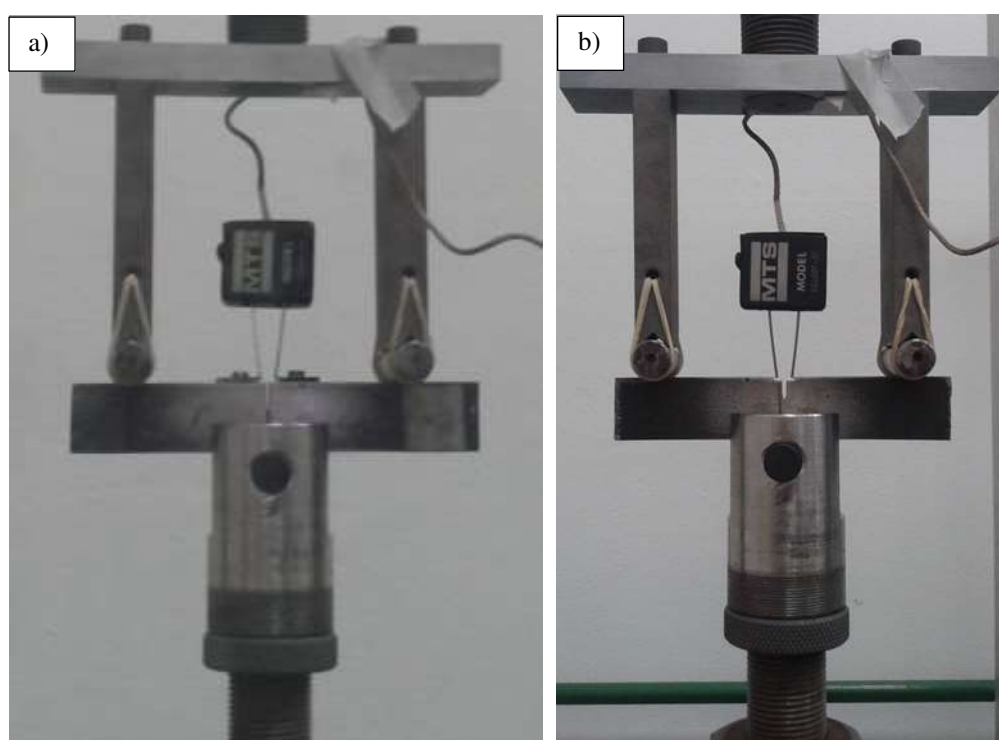
O deslocamento da abertura da boca da trinca foi monitorado com um extensômetro adequado (*clip gage*), apoiado em lâminas metálicas parafusadas no corpo de prova, no caso de corpo de prova sem *knife edge* embutido, e apoiado na abertura do entalhe, no caso de corpo de prova com *knife edge* embutido, conforme mostrado na Figura 55.

Para atingir as temperaturas de ensaio de 0°C, -50°C e -75°C, os corpos de prova foram imersos numa combinação de álcool etílico e gelo seco, estabilizados em $\pm 2^\circ\text{C}$ em torno da temperatura desejada, e nesta mantidos por aproximadamente 10 minutos. Para realização dos ensaios nestas temperaturas, utilizou-se uma caixa de aço inoxidável, revestida de isopô e PVC, desenvolvida especialmente para ensaios CTOD a baixas temperaturas, emprestada pelo Departamento de Materiais da EEL/USP.

Os dispositivos e adaptações necessárias para a condução dos ensaios nas temperaturas mencionadas são apresentados nas Figuras 55 e 56. Na Figura 55 é mostrado o dispositivo de

flexão por três pontos montado já de forma adaptada para realização dos posteriores ensaios a temperaturas negativas, porém sem a caixa de aço inoxidável, por estar apresentando ensaios realizados a temperatura ambiente. Na Figura 56 é mostrado o dispositivo de flexão por três pontos e o corpo de prova SE(B) *gull wing* imersos no banho de álcool e gelo seco. A Figura 57 apresenta uma visão geral do equipamento durante ensaio a temperatura negativa, e também da caixa de aço inoxidável especialmente desenvolvida para ensaios em baixas temperaturas.

Figura 55 – Ensaio de flexão por três pontos (CTOD) de corpo de prova do tipo SE(B) *gull wing*, com dispositivo de flexão adaptado para posteriores ensaios a temperaturas negativas. a) Corpo de prova sem *knife edge* embutido; b) Corpo de prova com *knife edge* embutido.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 56 - Dispositivo de flexão por três pontos e corpo de prova SE(B) *gull wing* imersos em banho de álcool e gelo seco.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 57 - Visão geral do equipamento com a caixa de aço inoxidável durante ensaio CTOD à temperatura negativa.



Fonte: Produção do próprio autor.

Para medição e controle da temperatura do banho durante ensaio, utilizou-se um multímetro com termopar acoplado, da marca Omega, tipo J-K-T, modelo HH23, representado na Figura 58 com as respectivas temperaturas de realização dos ensaios.

Figura 58 – Multímetro indicando as respectivas temperaturas do banho dos ensaios.



Fonte: Produção do próprio autor.

Uma vez ensaiados, os corpos de prova tiveram suas metades definitivamente separadas utilizando o próprio dispositivo de flexão por três pontos. Posteriormente, as fraturas (tamanho inicial e crescimento estável das trincas) foram mensuradas em projetor de perfil, modelo Carl Zeiss MP 320, pertencente ao Laboratório de Metrologia do DMT/FEG/UNESP e, posteriormente, estes valores foram utilizados para o cálculo do CTOD utilizando-se as metodologias propostas pelas normas ASTM E1820 e BS7448.

O objetivo de se utilizar as normas ASTM E1820 e BS7448 foi verificar se os valores calculados de CTOD tendem a convergir para um valor comum, já que ambas as normas exigem praticamente os mesmos parâmetros de ensaio, diferenciando-se apenas na equação para determinação do valor de CTOD. Para tal, as curvas Carga *versus* CMOD obtidas com os ensaios, auxiliaram nos cálculos de CTOD fornecendo o CMOD (V_p), conhecido como parcela plástica do deslocamento, e a Área (A_p) sob a curva Carga *versus* CMOD, parâmetros esses adotados respectivamente, pelas normas BS e ASTM.

3.2.3 Análise metalográfica

Para caracterização macroestrutural do aço API X70, foi extraída da seção semicircunferencial do tubo uma amostra da junta soldada (JS), compreendida pela linha de solda, zona termicamente afetada e uma pequena porção de metal base. O objetivo da análise metalográfica foi verificar a possível presença da linha de segregação, resultante do processo de laminação, que pode afetar os valores de tenacidade. Para isso, a amostra passou por um processo de preparação, onde foi realizado lixamento empregando-se lixas de granulometria decrescente de 100 a 600 *mesh*. Posteriormente, por esfregamento, foi realizado ataque químico com Nital 8% por oito segundos, o qual foi suficiente para revelar a linha de solda, a ZTA e a linha de segregação. Foi testado ataque com Nital 10%, mas este queimou facilmente a superfície da amostra, não sendo possível revelar a macroestrutura da junta soldada, justificando a escolha do Nital 8%.

Para a caracterização microestrutural do aço API X70, foram extraídas duas amostras de metal base (MB), uma na direção longitudinal e a outra na direção transversal em relação à direção de laminação da chapa, e uma amostra da junta soldada (JS), da seção semicircunferencial do tubo. Após extração, as amostras de metal base foram embutidas a quente em uma embutidora AROTEC PRE 30Mi, utilizando-se baquelite fenólica, da marca *Buehler*, tipo *Phenocure*, cor preta. Devido à grande dimensão da amostra da junta soldada, esta não foi embutida. As amostras foram analisadas através de um microscópio óptico da marca NIKON, modelo EPIHOT 200, mostrado na Figura 59. Para a preparação das amostras, foi feito lixamento empregando-se lixas de granulometria decrescente de 100 a 2000 *mesh*, e posterior polimento com suspensão de sílica coloidal, OP-U, com granulometria de 0,03µm. As amostras foram analisadas tanto com ataque químico, quanto sem ataque químico.

A análise por microscopia óptica, sem ataque químico, foi realizada com o objetivo de observar a presença de microconstituintes no material de interesse, como inclusões não-metálicas, e classificá-los conforme as diretrizes da Norma ASTM E45-05.

A análise das amostras por microscopia óptica, com ataque químico, foi realizada com o intuito de se caracterizar a microestrutura do metal de base e da junta soldada. A terminologia empregada na identificação dos constituintes da microestrutura dessas amostras foi baseada no *International Institute of Welding* (IIW), conforme foi apresentado na Tabela 2 e no item 2.3.2. O ataque químico foi realizado com Nital 3%, por esfregamento, variando-se o tempo de 40 a 60 segundos aproximadamente. Foi testado o ataque químico com Nital 2%, mas este não foi

suficiente para atacar a superfície do material e revelar a microestrutura, justificando a escolha do Nital 3%.

Figura 59 – Microscópio óptico utilizado para caracterização microestrutural das amostras.

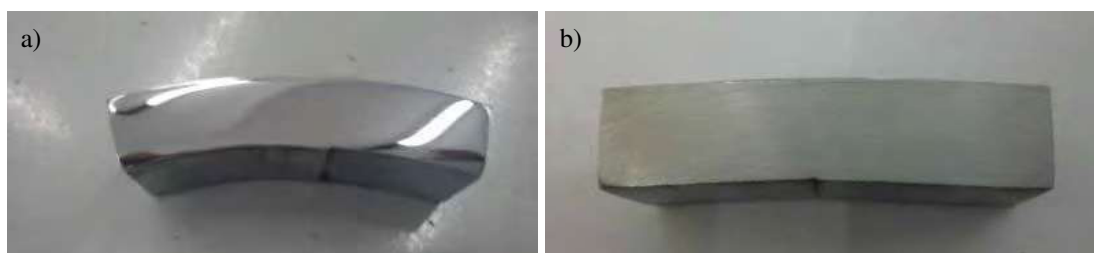


Fonte: Produção do próprio autor.

3.2.4 Ensaio de microdureza Vickers (HV)

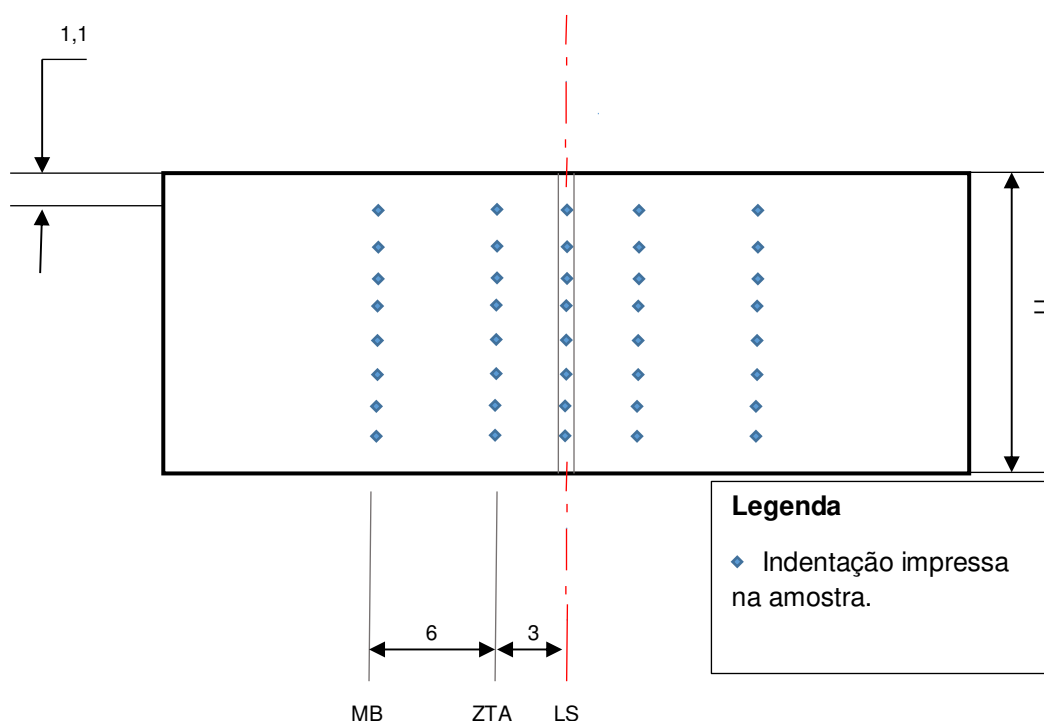
Para realização do ensaio de microdureza da junta soldada, duas amostras de juntas soldadas foram retiradas de seções semicircunferenciais do tubo, sendo uma delas com e a outra sem posterior planificação, conforme ilustrado na Figura 60. Para facilitar a identificação das regiões das juntas soldadas para realização das medidas de microdureza, as amostras foram lixadas empregando-se lixas de granulometria decrescente de 100 a 600 *mesh*, e posteriormente atacadas com Nital 8%, por esfregamento, por oito segundos. As medidas foram realizadas nas três regiões que caracterizam a junta soldada: MB, ZTA e LS, totalizando 40 medidas de microdureza por amostra. A metodologia utilizada para a obtenção dos 40 pontos de microdureza baseou-se no *layout* apresentado na Figura 61.

Figura 60 – Amostras de juntas soldadas utilizadas para análise de microdureza: a) Amostra proveniente de seção semicircunferencial do tubo; b) Amostra proveniente de seção semicircunferencial do tubo com posterior planificação.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 61 – *Layout* de amostra planificada usado no ensaio de microdureza das juntas soldadas.



Fonte: Produção do próprio autor.

Apesar de o *layout* ilustrado na Figura 61 referir-se ao de uma amostra plana, a realização das medidas de microdureza da amostra sem planificação ocorreu de maneira análoga. Como pode ser observado na Figura 61, a determinação da microdureza deu-se a partir de 1,10 mm da superfície livre do diâmetro externo até uma distância de 1,10 mm da superfície livre do diâmetro interno. Como a espessura da amostra era de aproximadamente 11,00 mm, obtiveram-se 8 medidas de microdureza com espaçamento de 1,10 mm entre uma medida e outra ao longo de toda a espessura da amostra, totalizando 8,80 mm da região útil usada nas medidas.

Foram feitas oito medidas de microdureza na linha de solda (LS), 16 medidas na zona termicamente afetada, sendo oito medidas de cada lado da LS, e 16 medidas no metal base,

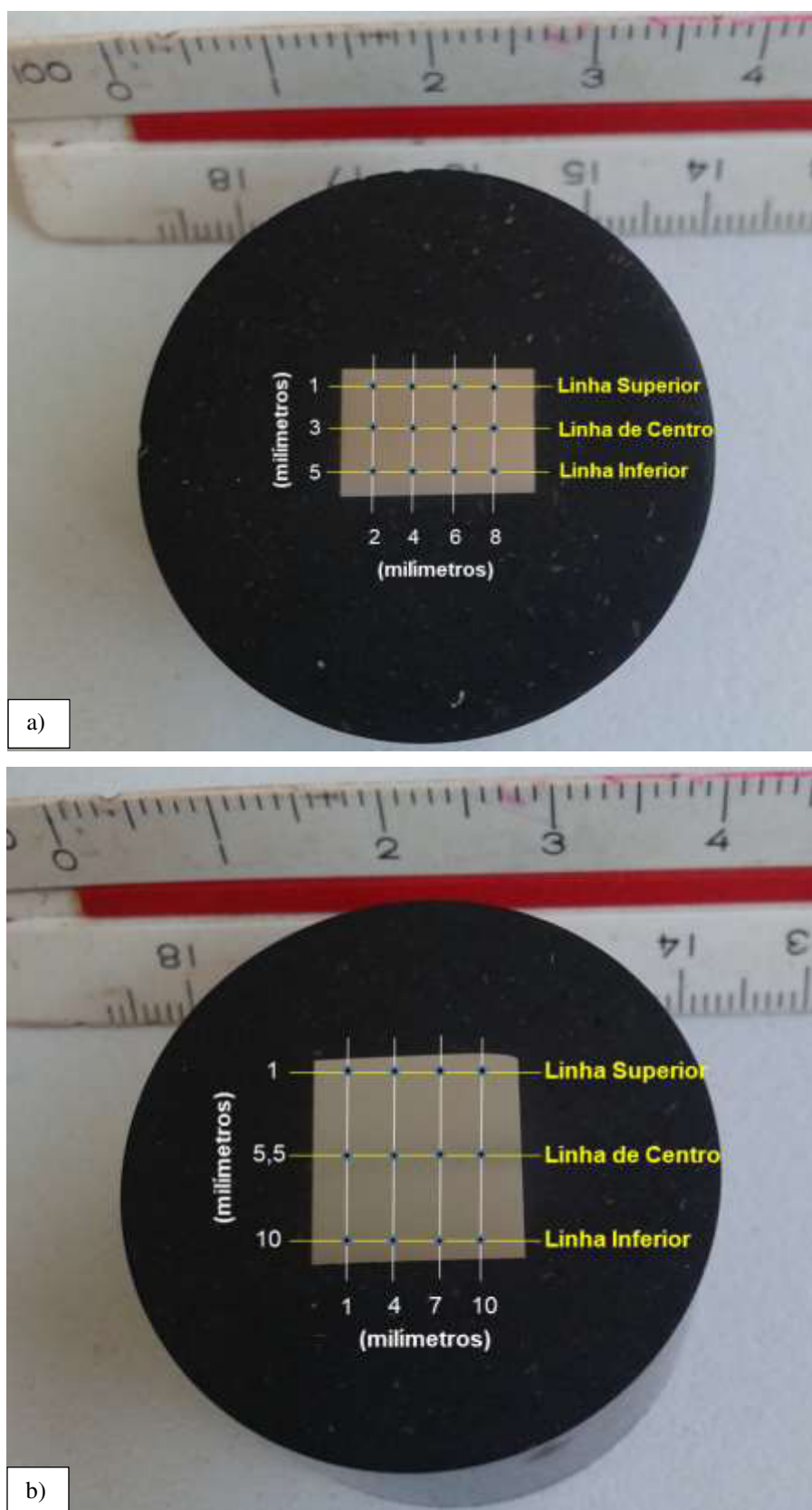
sendo oito medidas de cada lado da LS. Adotou-se 3,00 mm de distância entre os pontos de microdureza da ZTA e da LS, e 9,00 mm entre os pontos do MB e da LS, como pode ser visto na Figura 61.

O objetivo da avaliação da microdureza de amostras da junta soldada retiradas diretamente da parede do tubo, com e sem posterior planificação, foi verificar se houve o fenômeno de encruamento na região da junta soldada dos corpos de prova SE(B) *gull wing* empregados nos ensaios de CTOD e, conseqüentemente, a aplicabilidade desta configuração de corpo de prova. Para isso realizou-se uma avaliação quantitativa do encruamento através do emprego da ferramenta estatística denominada Teste de Hipótese, e a interpretação dos resultados foi complementada a partir da realização de uma avaliação qualitativa da microdureza da junta soldada. Como se sabe, o encruamento altera as propriedades do material, aumentando a resistência, o escoamento, a dureza e a fragilidade, diminuindo o alongamento. Uma vez que essas alterações nas propriedades mecânicas podem alterar a tenacidade do material na região da JS e, simultaneamente, interferir no comportamento da propagação da trinca, é de grande importância analisá-lo.

Para avaliação de como o processo de fabricação contribui para a variação das propriedades mecânicas ao longo das direções longitudinal e transversal do tubo, variação esta conhecida por anisotropia, foram realizados ensaios de microdureza nas amostras de metal base retiradas da direção longitudinal e transversal em relação à direção de laminação da chapa, avaliando-se as regiões superior, central e inferior das amostras. Para isso realizou-se uma avaliação quantitativa da anisotropia através do emprego da ferramenta estatística denominada Teste de Hipótese, e a interpretação dos resultados foi complementada a partir da realização de uma avaliação qualitativa da microdureza das amostras de material de base. As amostras analisadas foram as mesmas utilizadas para análise microestrutural. A Figura 62 mostra os mapas de indentação utilizados para análise de microdureza das amostras de metal base, totalizando 12 medidas de microdureza por amostra.

Como pode ser visto na Figura 62, para a amostra de material base retirada da direção transversal, as medidas foram feitas a 2 mm, 4 mm, 6 mm e 8 mm em relação ao lado esquerdo da amostra, enquanto que para a amostra de material base retirada da direção longitudinal, as medidas foram feitas a 1 mm, 4 mm, 7 mm e 10 mm em relação ao lado esquerdo da amostra. Para ambas as amostras, a determinação da microdureza deu-se a partir de 1 mm da superfície livre do lado superior até uma distância de 1 mm da superfície livre do lado inferior.

Figura 62 – Mapas de microdureza utilizados para análise de amostras de material base: a) Direção transversal;
b) Direção longitudinal.



Fonte: Produção do próprio autor.

Para realização dos ensaios, utilizou-se um microdurômetro da marca *Wilson Instruments*, modelo 401 MVD, conforme apresentado na Figura 63. Para impressão das indentações, aplicou-se uma carga de 300gf por 15 segundos.

Figura 63 – Microdurômetro utilizado no ensaio de microdureza Vickers.



Fonte: Produção do próprio autor.

3.2.5 Análise fractográfica por microscopia eletrônica de varredura

Este estudo consistiu em varrer as superfícies de fratura das amostras fraturadas por CTOD, partindo-se do entalhe obtido pelo processo de eletroerosão a fio, passando pelo ponto final da pré-trinca de fadiga até a porção final da fratura ocorrida durante o ensaio de CTOD, visando dessa forma, uma análise morfológica da superfície de fratura e a identificação dos principais micromecanismos de fratura atuantes durante a propagação da trinca no material.

As análises das superfícies de fratura foram realizadas em um MEV (microscópio eletrônico de varredura), pertencente ao Laboratório de Análise de Imagens LAIMat, do DMT/FEG/UNESP. O MEV utilizado, mostrado na Figura 64, é da marca ZEISS, modelo EVO/LS15, equipado com detector de elétrons secundários E/T (*Everhart/Thornley*) e detector de elétrons retroespalhados de semicondutores de quatro pólos.

Figura 64 – Microscópio eletrônico de varredura utilizado nas análises fractográficas.



Fonte: Produção do próprio autor.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise de composição química

A análise de composição química foi realizada pela empresa Apolo Tubulars S.A., cujos resultados, acompanhados das composições químicas especificadas pelas normas API 5L – 45^a edição (2012) e DNV-OS-F101 (2013), são apresentados na Tabela 6. Deve-se ressaltar que ambas as normas não fornecem uma faixa de variação para os valores de composição química, especificando apenas os valores máximos.

Tabela 6 – Composição química (% massa) do aço API 5L X70 utilizado no trabalho, acompanhada de suas principais especificações (valores máximos).

Elemento	API 5L	DNV-OS-F101	
Químico	PSL2	SMYS 485	C.Q. Tubos Apolo
	X70M	2013	
	45^a edição		
C	0,12	0,12	0,10
Mn	1,70	1,75	1,36
Si	0,45	0,45	0,25
P	0,025	0,02	0,01
S	0,015	0,01	0,004
Ti	-	0,06	0,004
V	-	0,10	0,004
Nb	-	0,08	0,05
Nb+V+Ti	0,15	0,15	0,06
Ca/S	-	-	0,45
Pcm	0,25	0,22	0,19

Fonte: Apolo Tubulars, API 5L (2012) e DNV-OS-F101 (2013).

A partir dos resultados de composição química apresentados na Tabela 6, constata-se que estes atenderam a ambas as normas, com especial ênfase no valor do Parâmetro de Trincamento Modificado (Pcm), o qual indica que o aço em estudo apresenta uma boa soldabilidade e pequena propensão a trincas durante o processo de soldagem. O parâmetro Pcm é empregado

para situações em que a fração de massa de carbono é inferior a 0,12%, válido para este caso, onde o valor determinado foi de 0,10%.

4.2 Ensaio de Tração

Com o propósito de verificar, a partir de uma análise quantitativa e qualitativa, se o material em estudo está de acordo com as exigências das principais normas do setor de petróleo e gás, foram realizados 44 ensaios de tração, cujos corpos de prova foram retirados diretamente da parede do tubo, na direção longitudinal (paralela à direção de laminação), a 90° da linha de solda.

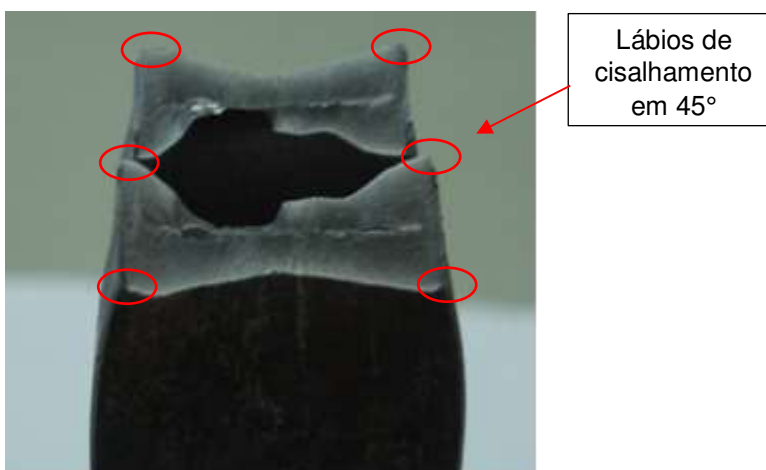
A Figura 65 apresenta um corpo de prova após ensaio de tração, com uma fratura do tipo taça-cone, característica de comportamento dúctil, o qual é evidenciado pela formação de lábios de cisalhamento de 45° nas extremidades da fratura, como pode ser visto na Figura 66. Todos os corpos de prova apresentaram fraturas com este comportamento.

Figura 65 – Corpo de prova após realização de ensaio de tração.



Fonte: Apolo Tubulars.

Figura 66 – Superfícies de fratura de corpo de prova ensaiado por tração.



Fonte: Apolo Tubulars.

Os resultados obtidos com os ensaios de tração foram comparados com os valores especificados pelas normas API e DNV sendo que, para ambas as normas, os valores especificados para o limite de resistência à tração (LR) são praticamente os mesmos, de tal forma que os valores mínimo e máximo são, respectivamente, 570 MPa e 760 MPa. Em relação ao limite de escoamento (LE), o valor mínimo especificado é 485 MPa para ambas as normas, e o valor máximo é 635 MPa para a norma API e 605 MPa para a norma DNV.

A partir da análise quantitativa da Tabela 7, observa-se que os resultados obtidos foram satisfatórios, já que tanto a tensão limite de escoamento quanto a tensão limite de resistência à tração encontram-se dentro dos limites especificados pelas normas API e DNV, de tal forma que o limite de escoamento médio e o limite de resistência médio foram, respectivamente, 562 ± 12 MPa e 600 ± 13 MPa. O alongamento médio obtido foi de 32%, indicando que o material, apesar de apresentar elevada resistência, apresenta boa ductilidade. Deve-se frisar que ambas as normas não especificam valores para o alongamento.

Tabela 7 – Resultados obtidos com os ensaios de tração e valores de propriedades mecânicas especificados pelas normas API e DNV.

	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
Resultante (médio)	562±12	600±13	32
Especificado (API 5L)	485 (mín.) – 635 (máx.)	570 (mín.) – 760 (máx.)	-
Especificado (DNV-OS)	485 (mín.) – 605 (máx.)	570 (mín.) – 760 (máx.)	-

Fonte: Produção do próprio autor.

4.3 Análise metalográfica

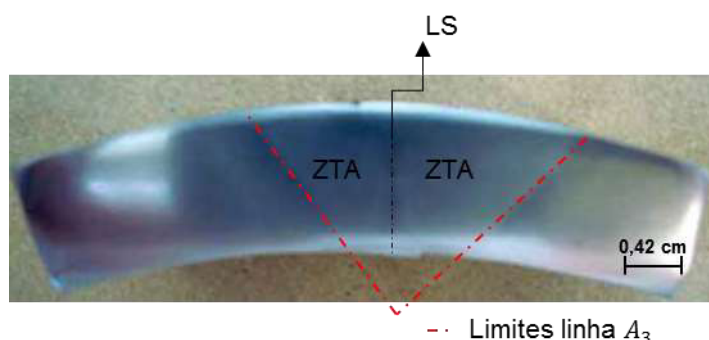
4.3.1 Análise macrográfica

A análise macrográfica foi realizada com o objetivo de identificar a linha de solda e verificar a ocorrência de segregação no interior da chapa. De acordo com Melo (2013), este tipo de segregação é característico do processo de fabricação de aço via lingotamento contínuo, seguido de laminação a quente, e se apresenta como longas faixas paralelas (estrias), que devido

à limitada capacidade de difusão do fósforo, continuam estáveis mesmo após sucessivos tratamentos térmicos (COLPAERT, 2008) e, devido ao resfriamento no interior da chapa ser mais lento, há uma maior tendência de segregação dos elementos de liga nessa região. A linha de segregação é um importante fator a ser considerado no estudo da integridade estrutural de juntas soldadas, pois é um dos fatores responsáveis pela formação das zonas frágeis localizadas (BARBOSA, 2011).

Através de ataque químico com Nital 8%, realizado na junta soldada de uma amostra extraída do tubo, revelou-se a macrografia ilustrada na Figura 67, onde é possível perceber as regiões compreendidas pela linha de solda (LS) e pela zona termicamente afetada (ZTA), a qual neste caso, devido ao tratamento térmico realizado no tubo após soldagem, perdeu seu formato característico de ampulheta e apresentou-se em um formato semelhante à letra V, conhecido como V térmico. É possível visualizar os limites da linha A_3 no V térmico gerado pelo tratamento térmico de normalização, o que garante que o tratamento térmico foi realizado acima de 900° , conforme constatado no diagrama Fe-C para a composição do aço em questão. O ataque químico revelou também a presença de uma linha de segregação no meio da espessura do tubo, embora não seja possível visualizá-la na imagem da Figura 67.

Figura 67 – Macrografia da junta soldada do aço API X70 em estudo.



Fonte: Produção do próprio autor.

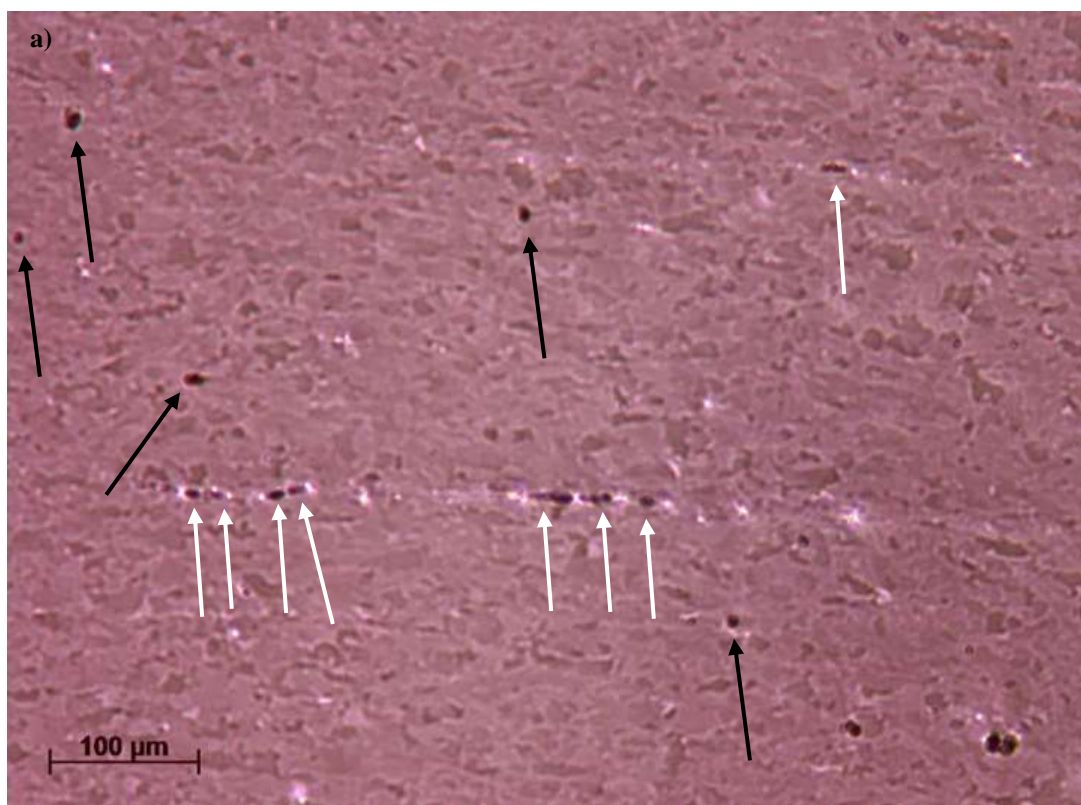
4.3.2 Análise microestrutural

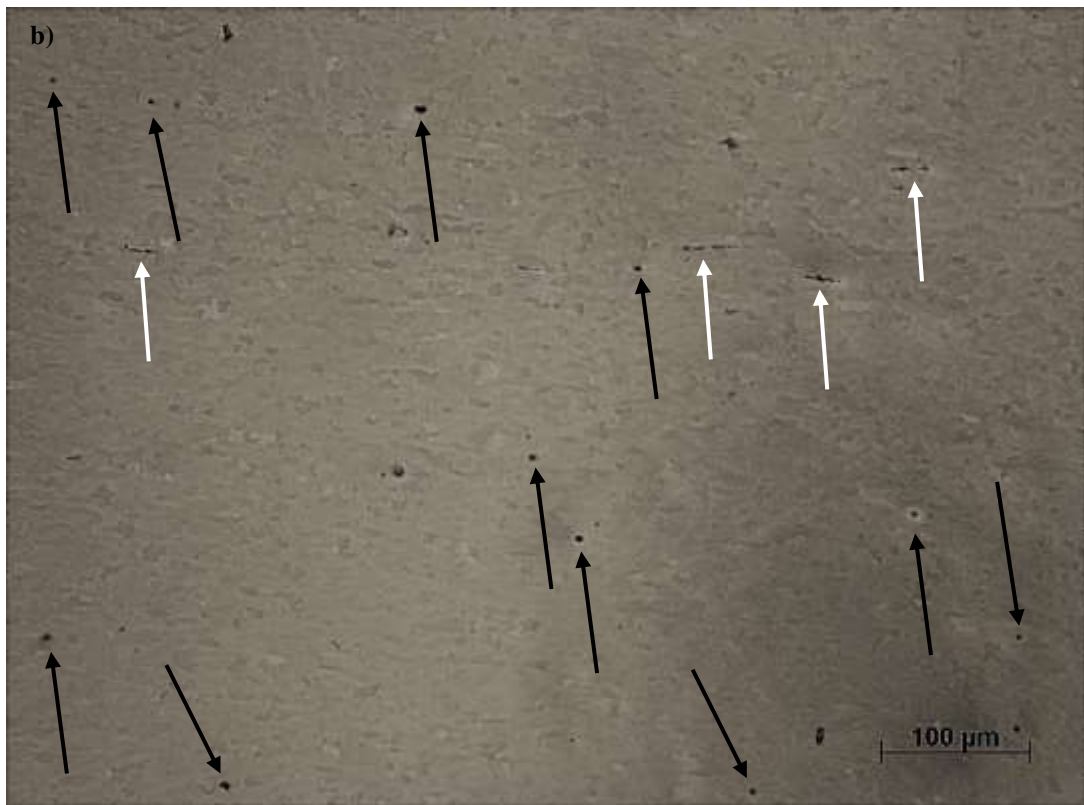
A análise microestrutural, realizada com o auxílio de um microscópio óptico (MO), deu-se a partir da caracterização das fases e/ou microconstituintes presentes no metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e na linha de solda (LS), assim como da determinação da presença de inclusões com base na Norma ASTM E45-05.

Para verificação da existência de inclusões, foram realizadas micrografias de amostras do tubo antes do ataque químico. Esta análise é importante, pois inclusões comprometem a integridade estrutural do material, e são uma das causas de dispersão dos valores de tenacidade à fratura. As inclusões presentes nos aços podem ser classificadas em relação às suas morfologias em sulfeto, alumina, silicato ou óxido globular, e subclassificadas quanto às suas larguras ou diâmetros, em série fina e série grossa, tomando como referência a classificação adotada pela norma ASTM E45: *Standard Test Methods for Determining Inclusion Content of Steel*.

Como pode ser visto, foram detectadas inclusões do tipo sulfeto e óxido globular na amostra de metal base retirada da direção longitudinal, Figura 68, e inclusões do tipo óxido globular finamente dispersas na amostra de metal base retirada da direção transversal, Figura 69, e na amostra da junta soldada, Figura 70. Conforme a ASTM E45, as inclusões de sulfeto encontradas foram subclassificadas como pertencentes à série grossa ($4\mu\text{m} < \text{largura} \leq 12\mu\text{m}$), Figura 68-a), e à série fina ($2\mu\text{m} < \text{largura} \leq 4\mu\text{m}$), Figura 68-b), e as inclusões de óxido encontradas, tanto nas amostras de metal base quanto na amostra de junta soldada, foram subclassificadas como pertencentes à série fina ($2\mu\text{m} < \text{largura} \leq 9\mu\text{m}$).

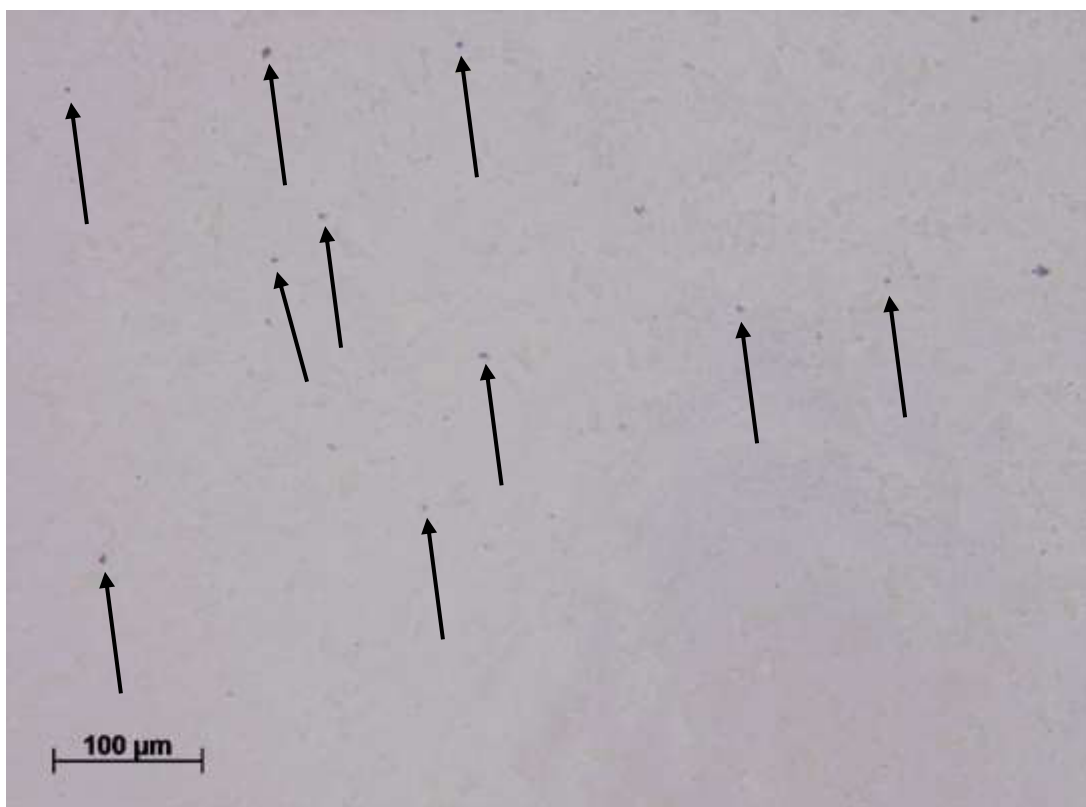
Figura 68 – Inclusões (de sulfeto, indicadas por setas brancas, e de óxido, indicadas por setas pretas) encontradas em amostra de metal base, direção longitudinal.





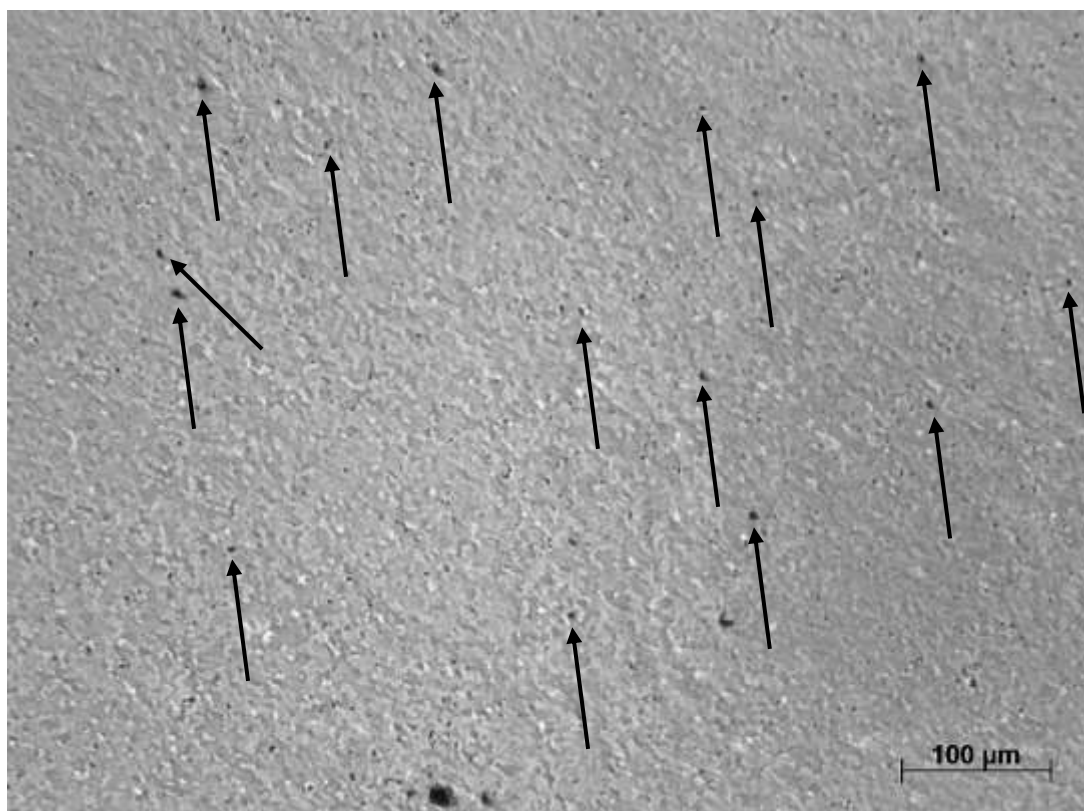
Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 69 - Inclusões de óxido globular encontradas em amostra de metal base, direção transversal.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 70 – Inclusões de óxido globular encontradas em amostra de junta soldada.

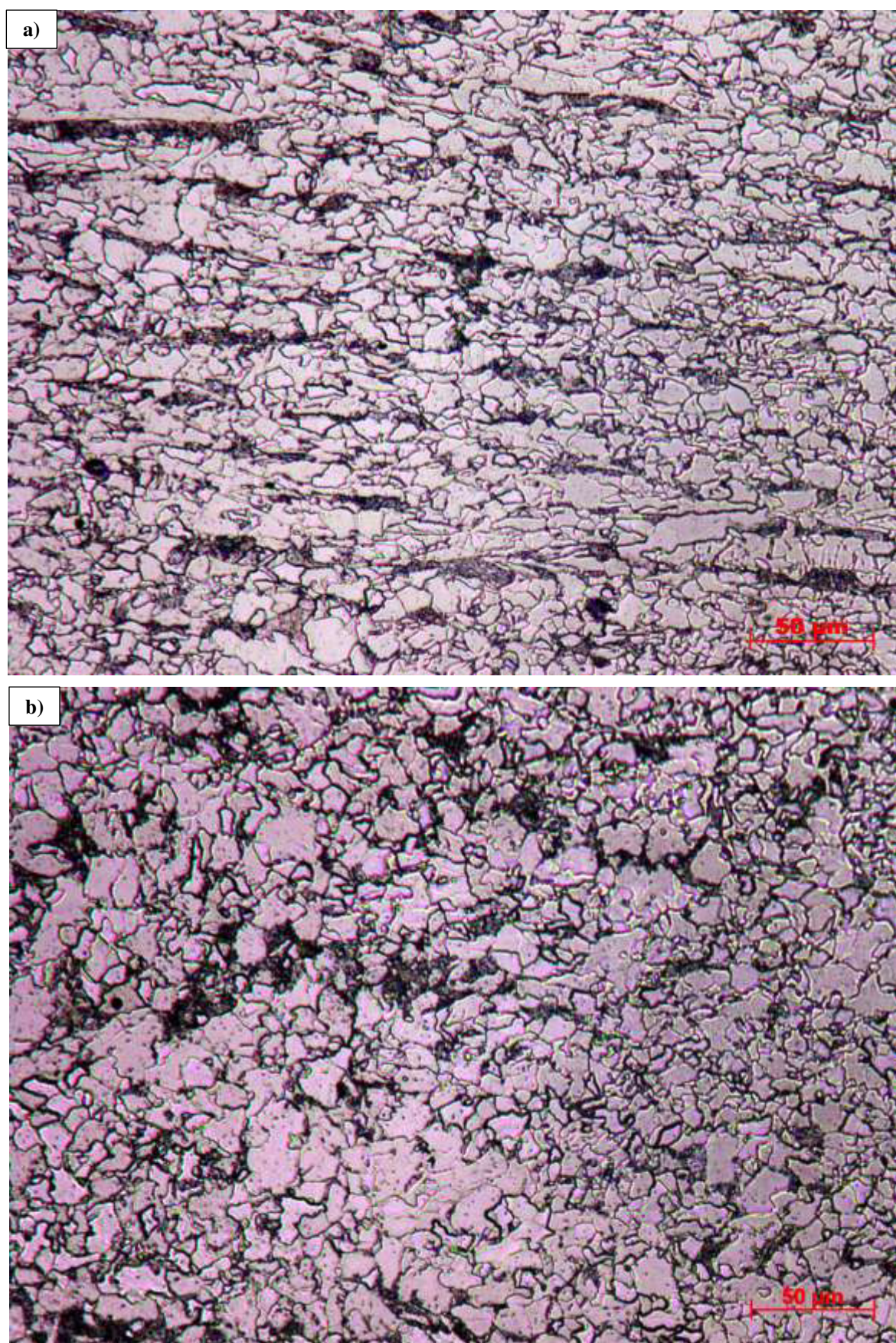


Fonte: Produção do próprio autor.

Através de uma análise visual das Figuras 68, 69 e 70, observa-se que há uma maior concentração de inclusões na região da junta soldada em relação às outras regiões. Segundo Park et al. (2016), este fenômeno ocorre devido à pressão eletromagnética formada durante processo de soldagem, que empurra o metal fundido contendo partículas de óxido para a linha de solda.

As análises micrográficas após o ataque com Nital 3% foram realizadas com o objetivo de observar a microestrutura do material e da junta soldada. A Figura 71 mostra o resultado da análise microestrutural do aço, que revelou uma microestrutura refinada, resultante do processo de laminação termomecanicamente controlada, com presença de perlita, ferrita poligonal e ferrita acicular, tanto na direção longitudinal, quanto na direção transversal. Basicamente todo o material é constituído por ferrita (regiões claras) e perlita (regiões escuras), sendo esta encontrada em menor fração devido ao baixo teor de carbono do material analisado. Na Figura 71-a) é possível observar um bandeamento da microestrutura.

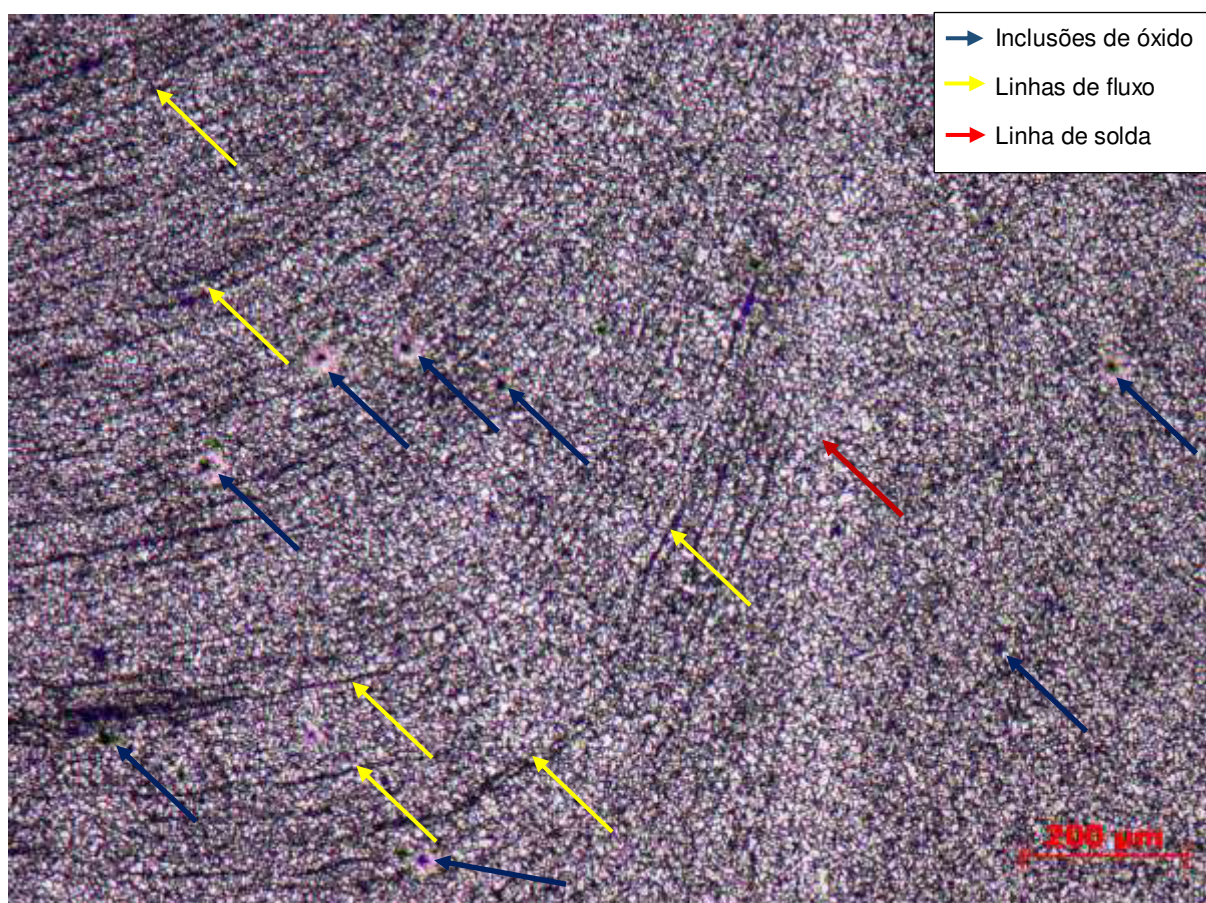
Figura 71 - Análise microestrutural do aço API X70: a) na direção longitudinal, b) na direção transversal.



Fonte: Produção do próprio autor.

Na Figura 72 é apresentada a região da junta soldada, evidenciando a presença da linha de solda, indicada pela seta vermelha, das inclusões de óxido, indicadas por setas azuis, e das linhas de fluxo, indicadas por setas amarelas. As linhas de fluxos são formadas pela deformação e aquecimento às quais as bordas da chapa são submetidas durante o processo de soldagem HF/ERW, de forma que elas acompanham a deformação até a expulsão do excedente de material, formando assim uma união livre de defeitos e sem material de adição (CORDEIRO et al., 2009). Observa-se também que há um contraste entre a linha de solda e suas proximidades. Segundo Parker et al. (2016), este contraste é devido à ocorrência de descarbonetação na linha de solda, causada pela diferença de solubilidade do carbono na ferrita e no metal líquido. Uma vez que a austenita possui maior solubilidade de carbono em relação à ferrita, o carbono acaba migrando para a austenita.

Figura 72 – Imagem da junta soldada evidenciando a linha de solda, as linhas de fluxo e as inclusões de óxidos.
Ampliação 50x.

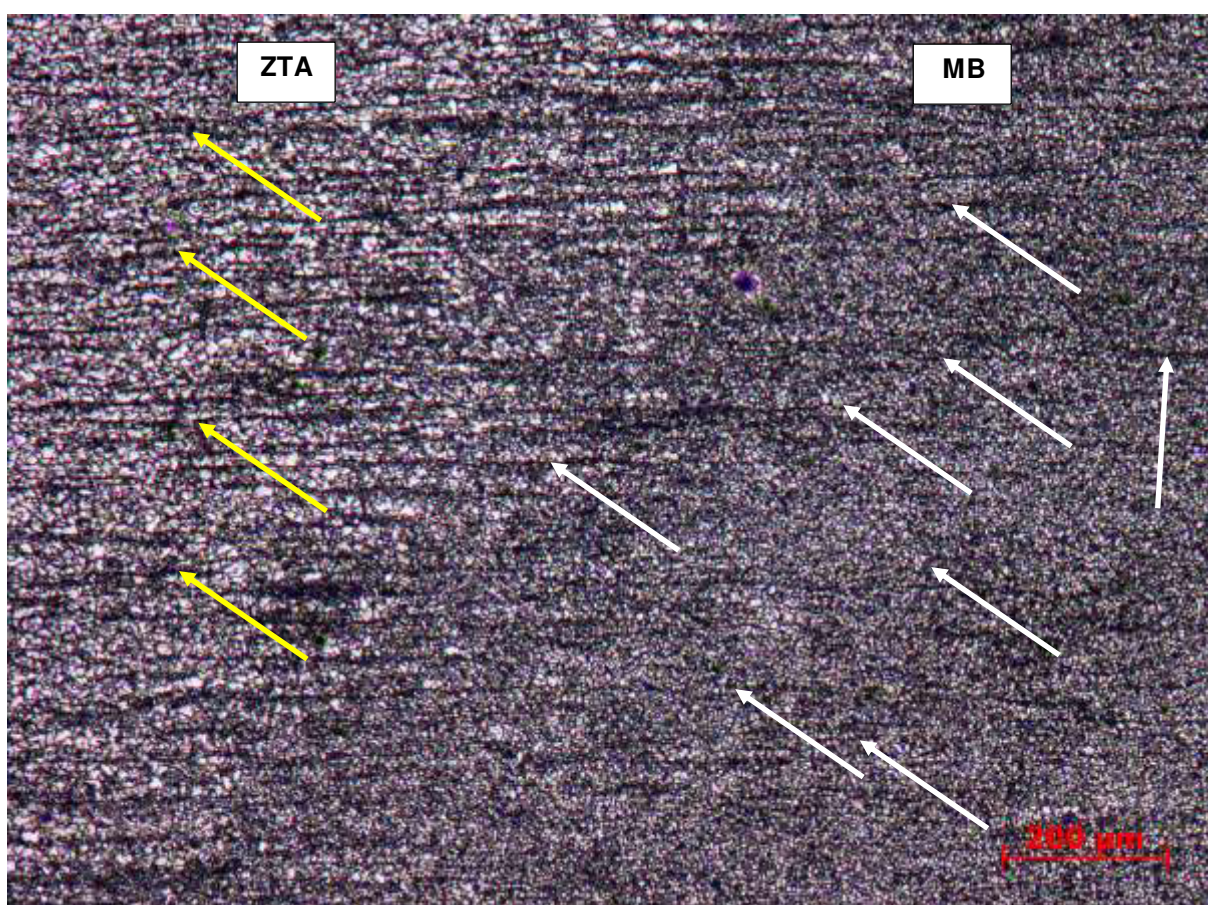


Fonte: Produção do próprio autor.

A Figura 73 mostra a transição da ZTA para o metal base. Observa-se que a ZTA, mais clara na imagem, apresenta uma granulação mais grosseira comparada à região compreendida

pelo metal base, o que é decorrente do ciclo térmico durante a soldagem. Pode ser visto, também na Figura 73, a presença de linhas na região da ZTA, indicadas por setas amarelas, que são continuação das linhas de fluxo, e linhas na região de metal base, indicadas por setas brancas, que são linhas de segregação. A ocorrência destas linhas de segregação e da região de grãos grosseiros da ZTA, juntamente com a presença de inclusões e da linha de solda, são fatores que afetam a integridade estrutural da junta soldada, e por isso a importância de se estudar esta região.

Figura 73 – Região de transição da ZTA para o metal base, enfatizando a continuação das linhas de fluxo (setas amarelas), e a presença de linhas de segregação (setas brancas). Ampliação 50x.



Fonte: Produção do próprio autor.

As linhas de segregação também podem estar presentes na ZTA, e a segregação também pode ocorrer nas próprias linhas de fluxo. Para diferenciar as linhas de fluxo das linhas de segregação, ou detectar se houve segregação de fósforo nas linhas de fluxo, é recomendado o ataque Klemm's I.

O reagente de Klemm's conta com uma proporção de 50mL de água destilada saturada de Tiosulfato de Sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$) e 1g de Metabissulfato de Potássio ($\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$), cuja solução

deve ficar em repouso durante 24 horas, não permitindo excesso de precipitado. O ataque Klemm's I consiste em submergir a amostra sem embutimento no reagente, com auxílio de uma pinça, de forma que a amostra fique totalmente coberta. O tempo de ataque deve ser de aproximadamente 90 segundos à temperatura ambiente e, durante este tempo, deve-se manter a amostra sobre agitação vigorosa e observar a cor da sua superfície que deverá ficar azulada.

O ataque Klemm's foi testado, porém não foi bem sucedido. Foram testados vários tempos, mas a amostra adquiriu coloração azulada apenas depois de 7 min de ataque, e mesmo assim não foi possível identificar a segregação de fósforo, que era o objetivo do ataque.

4.4 Ensaio de microdureza Vickers (HV)

O ensaio de microdureza Vickers de amostras de juntas soldadas, com e sem posterior planificação, foi realizado com o objetivo de se verificar a ocorrência do encruamento na região da junta soldada de um corpo de prova do tipo SE(B) *gull wing*, que poderia ser causado pelo processo de planificação, ao qual o corpo de prova foi submetido. As Tabelas 8 e 9 exibem os resultados de microdureza obtidos nas três regiões da junta soldada para amostras sem e com posterior planificação, respectivamente.

Tabela 8 - Valores de microdureza (HV 0,3) nas três regiões da junta soldada de amostra sem planificação.

Amostra sem posterior planificação						
Espessura	Medida	MB -9mm	ZTA -3mm	LS	ZTA +3mm	MB +9mm
Diâmetro interno	1	199	187	194	201	222
	2	205	196	206	206	228
Região central	3	213	212	214	214	222
	4	222	211	210	213	217
	5	205	209	201	210	213
	6	203	213	206	208	197
Diâmetro externo	7	205	219	225	212	194
	8	204	220	222	236	190
Média		207±7	208±11	209±10	212±10	210±15

Fonte: Produção do próprio autor.

Tabela 9 - Valores de microdureza (HV 0,3) nas três regiões da junta soldada de amostra com planificação.

Amostra com posterior planificação						
Espessura	Medida	MB -9mm	ZTA -3mm	LS	ZTA +3mm	MB +9mm
Diâmetro interno	1	208	198	214	197	215
	2	212	200	217	188	203
	3	198	194	203	186	208
Região central	4	188	181	210	185	195
	5	197	179	190	175	194
	6	201	183	212	205	212
Diâmetro externo	7	203	204	216	199	212
	8	185	184	218	195	205
Média		201±8	189±9	208±10	189±10	205±9

Fonte: Produção do próprio autor.

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

Os valores de microdureza médios mostrados nas Tabelas 8 e 9 apontam que houve influência da deformação na região da junta soldada, mas que esta não se manifestou na forma de encruamento, pois houve redução dos valores de microdureza para a amostra planificada, comportamento contrário ao que era esperado. Isto indica que a planificação pode ter gerado tensões compressivas, anulando o efeito das tensões geradas ao longo do processo de conformação do tubo.

Para avaliação quantitativa da influência do efeito da deformação na forma de encruamento, na região da junta soldada após planificação, foi empregada a ferramenta estatística Teste de Hipóteses. Como as duas amostras referem-se ao mesmo tubo, para a análise de comparação da média dos valores de microdureza entre as duas amostras, adotou-se o emparelhamento de dados. Conforme pode-se ver a seguir, o teste foi aplicado para cada região da junta soldada, e a hipótese é que as médias dos valores de microdureza das amostras com e sem planificação sejam estatisticamente iguais, o que indicaria que não houve encruamento após planificação.

* $\mu_{MB(-)}$: média dos valores de microdureza na região de metal base, à esquerda da linha de solda.

Teste 1

H0: $\mu_{MB(-)}$ com planificação = $\mu_{MB(-)}$ sem planificação

H1: $\mu_{MB(-)}$ com planificação > $\mu_{MB(-)}$ sem planificação

Nível de significância: $\alpha=5\%$

Conclusão: H0 é verdadeira.

* $\mu_{ZTA(-)}$: média dos valores de microdureza na região da zona termicamente afetada, à esquerda da linha de solda.

Teste 2

H0: $\mu_{ZTA(-)}$ com planificação = $\mu_{ZTA(-)}$ sem planificação

H1: $\mu_{ZTA(-)}$ com planificação > $\mu_{ZTA(-)}$ sem planificação

Nível de significância: $\alpha=5\%$

Conclusão: H0 é verdadeira.

* μ_{LS} : média dos valores de microdureza na região da linha de solda.

Teste 3

H0: μ_{LS} com planificação = μ_{LS} sem planificação

H1: μ_{LS} com planificação > μ_{LS} sem planificação

Nível de significância: $\alpha=5\%$

Conclusão: H0 é verdadeira.

* $\mu_{ZTA(+)}$: média dos valores de microdureza na região da zona termicamente afetada, à direita da linha de solda.

Teste 4

H0: $\mu_{ZTA(+)}$ com planificação = $\mu_{ZTA(+)}$ sem planificação

H1: $\mu_{ZTA(+)}$ com planificação > $\mu_{ZTA(+)}$ sem planificação

Nível de significância: $\alpha=5\%$

Conclusão: H0 é verdadeira.

* $\mu_{MB(+)}$: média dos valores de microdureza na região de metal base, à direita da linha de solda.

Teste 5

H0: $\mu_{MB(+)} \text{ com planificação} = \mu_{MB(+)} \text{ sem planificação}$

H1: $\mu_{MB(+)} \text{ com planificação} > \mu_{MB(+)} \text{ sem planificação}$

Nível de significância: $\alpha=5\%$

Conclusão: H0 é verdadeira.

O Teste de Hipóteses também foi aplicado para os diâmetros interno e externo, e região central, ou seja, em função da direção radial. Para isso, calculou-se a média dos valores de microdureza encontrados para cada posição da espessura do material (diâmetro externo, De, região central, Rc, e diâmetro interno, Di) para cada região da junta soldada, e para esses valores foi calculada uma outra média. Os valores obtidos foram utilizados no Teste de Hipóteses dos valores de microdureza ao longo da espessura do tubo, correspondente à espessura da amostra. A Tabela 10 representa os dados utilizados para este teste, e adiante, os resultados do teste aplicado.

Tabela 10 – Médias e desvios padrão de microdureza para cada posição ao longo da espessura do tubo.

	Sem planificação			Com planificação		
	Di	Rc	De	Di	Rc	De
MB (-)	201,7	211,0	204,6	209,8	196,2	194,3
ZTA (-)	191,4	211,3	219,4	198,9	184,4	193,9
LS	200,0	207,8	223,3	215,6	203,7	217,1
ZTA (+)	203,5	211,3	223,8	192,7	187,9	197,0
MB (+)	225,0	212,2	191,9	209,2	202,4	208,2
Média das médias	204,3	210,7	212,6	205,3	194,9	202,1
Desvio Padrão	12,5	1,7	13,9	9,2	8,6	10,2

Fonte: Produção do próprio autor.

* μ_{De} : média dos valores de microdureza no diâmetro externo da parede do tubo.

Teste 1

H0: $\mu_{De} \text{ com planificação} = \mu_{De} \text{ sem planificação}$

H1: $\mu_{De} \text{ com planificação} > \mu_{De} \text{ sem planificação}$

Nível de significância: $\alpha=5\%$

Conclusão: H0 é verdadeira.

* μ_{Rc} : média dos valores de microdureza na região central da espessura da parede do tubo.

Teste 2

$H_0: \mu_{Rc} \text{ com planificação} = \mu_{Rc} \text{ sem planificação}$

$H_1: \mu_{Rc} \text{ com planificação} > \mu_{Rc} \text{ sem planificação}$

Nível de significância: $\alpha=5\%$

Conclusão: H_0 é verdadeira.

* μ_{Di} : média dos valores de microdureza no diâmetro interno da parede do tubo.

Teste 3

$H_0: \mu_{Di} \text{ com planificação} = \mu_{Di} \text{ sem planificação}$

$H_1: \mu_{Di} \text{ com planificação} > \mu_{Di} \text{ sem planificação}$

Nível de significância: $\alpha=5\%$

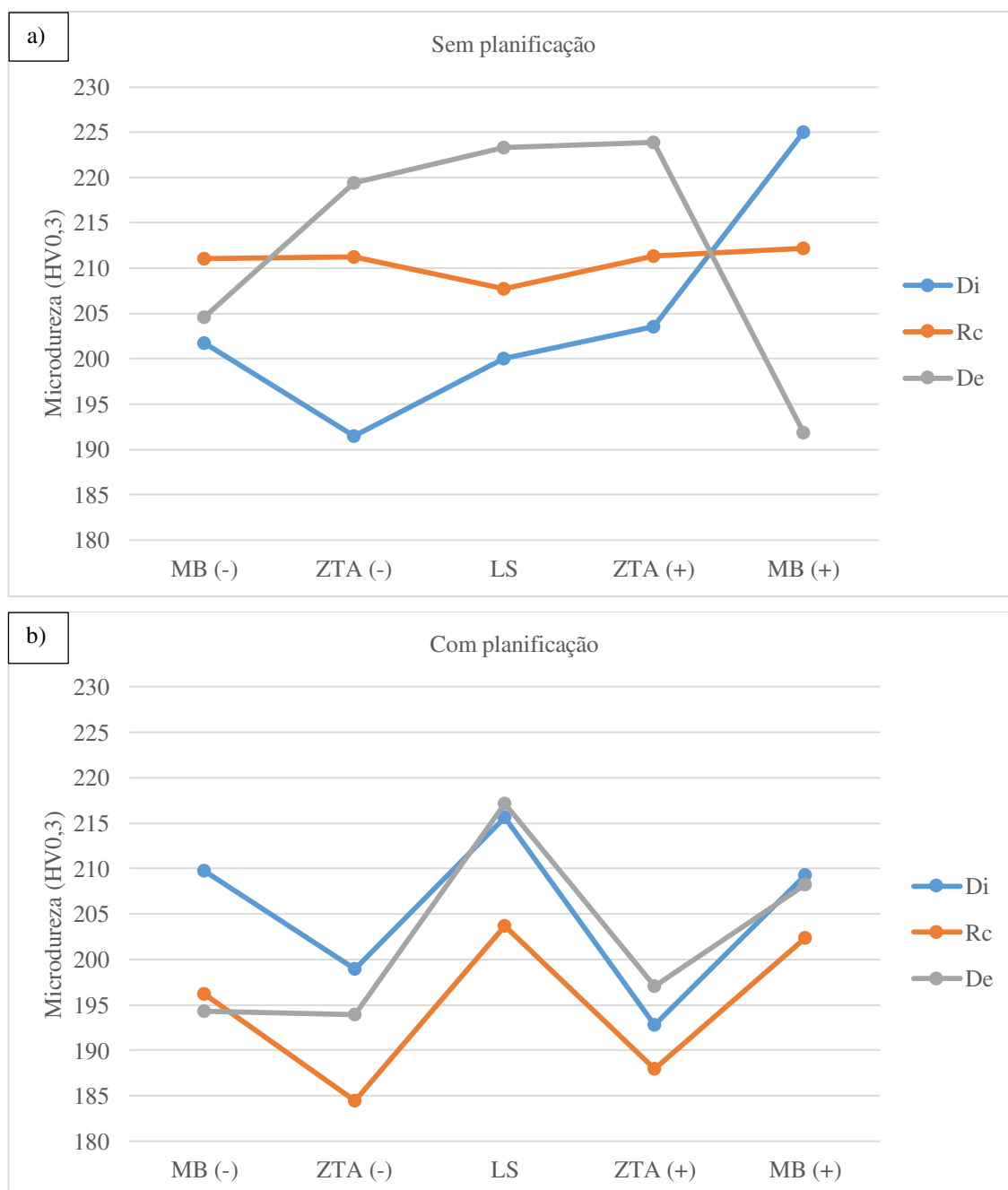
Conclusão: H_0 é verdadeira.

A partir dos valores das Tabelas 8, 9 e 10, e adotando um nível de confiança de 95% conclui-se que, ao nível de significância de 5% não houve evidência estatística para afirmar a ocorrência do fenômeno de encruamento após a planificação da amostra.

Com base nos valores médios de microdureza mostrados na Tabela 10, e como forma de facilitar a visualização destes, foram traçadas curvas de microdureza para cada região da junta soldada em função da distância radial, para as amostras com e sem planificação, conforme apresentado na Figura 74.

A partir da Figura 74 é possível observar que, em média, os valores de microdureza para a amostra sem planificação são maiores ao longo do De, com exceção da região de MB, e diminuem na Rc, podendo aumentar ou diminuir no Di. Isso pode indicar que o processo de conformação durante a fabricação influencia nas propriedades mecânicas do tubo, resultando em diferenças de propriedades mecânicas ao longo da direção radial. Para a amostra com posterior planificação, os valores de microdureza obtidos são maiores ao longo dos De e Di, e principalmente na região da LS, seguida da região de MB. Isso pode indicar que houve uma certa influência da deformação à qual o material foi submetido ao longo da planificação, redistribuindo as tensões, de forma que esta pode ter gerado tensões contrárias àquelas geradas ao longo do processo de conformação do tubo.

Figura 74 – Valores de microdureza (HV 0,3) ao longo de cada distância radial, em função de cada região da junta soldada: a) para amostra sem planificação; b) para amostra com planificação.



Fonte: Produção do próprio autor.

O ensaio de microdureza Vickers de amostras de metal base, nas direções longitudinal e transversal, foi realizado com o objetivo de se verificar a ocorrência de anisotropia, ou seja, de se verificar se houve variação das propriedades mecânicas ao longo das direções longitudinal e transversal do tubo com o processo de fabricação utilizado.

As Tabelas 11 e 12 apresentam os resultados de microdureza encontrados para as amostras de material base referentes às direções transversal e longitudinal, respectivamente.

Tabela 11 – Valores de microdureza (HV 0,3) para amostra de material base, direção transversal.

Distância	2 mm	4 mm	6 mm	8 mm
Linha superior (1 mm)	225,9	210,0	207,1	216,3
Linha de centro (3 mm)	210,6	212,5	207,9	214,9
Linha inferior (5 mm)	220,4	221,4	225,0	215,9
Média	219±8	215±6	213±10	216±1

Fonte: Produção do próprio autor.

Tabela 12 – Valores de microdureza (HV 0,3) para amostra de material base, direção longitudinal.

Distância	1 mm	4 mm	7 mm	10 mm
Linha superior (1 mm)	241,1	243,1	208,1	203,0
Linha de centro (5,5 mm)	220,5	217,7	222,9	228,2
Linha inferior (10 mm)	211,1	199,4	200,8	217,3
Média	224±15	220±22	211±11	216±13

Fonte: Produção do próprio autor.

Os valores médios de microdureza obtidos nas direções transversal e longitudinal das amostras de material base também foram comparados de acordo com os testes de comparação entre médias (Teste de Hipóteses), e a hipótese é que as médias dos valores de microdureza das amostras nas direções longitudinal e transversal sejam estatisticamente iguais, o que indicaria que não houve anisotropia.

* $\mu_{LS}(T)$: média dos valores de microdureza na linha superior de amostra retirada da direção transversal.

* $\mu_{LS}(L)$: média dos valores de microdureza na linha superior de amostra retirada da direção longitudinal.

Teste 1

$$H_0: \mu_{LS}(T) = \mu_{LS}(L)$$

$$H_1: \mu_{LS}(T) \neq \mu_{LS}(L)$$

Nível de significância: $\alpha=5\%$

Conclusão: H_0 é verdadeira.

* $\mu_{Lc}(T)$: média dos valores de microdureza na linha de centro de amostra retirada da direção transversal.

* $\mu_{Lc}(L)$: média dos valores de microdureza na linha de centro de amostra retirada da direção longitudinal.

Teste 2

$$H_0: \mu_{Lc}(T) = \mu_{Lc}(L)$$

$$H_1: \mu_{Lc}(T) \neq \mu_{Lc}(L)$$

Nível de significância: $\alpha=5\%$

Conclusão: H_0 é falsa.

* $\mu_{Li}(T)$: média dos valores de microdureza na linha inferior de amostra retirada da direção transversal.

* $\mu_{Li}(L)$: média dos valores de microdureza na linha inferior de amostra retirada da direção longitudinal.

Teste 3

$$H_0: \mu_{Li}(T) = \mu_{Li}(L)$$

$$H_1: \mu_{Li}(T) \neq \mu_{Li}(L)$$

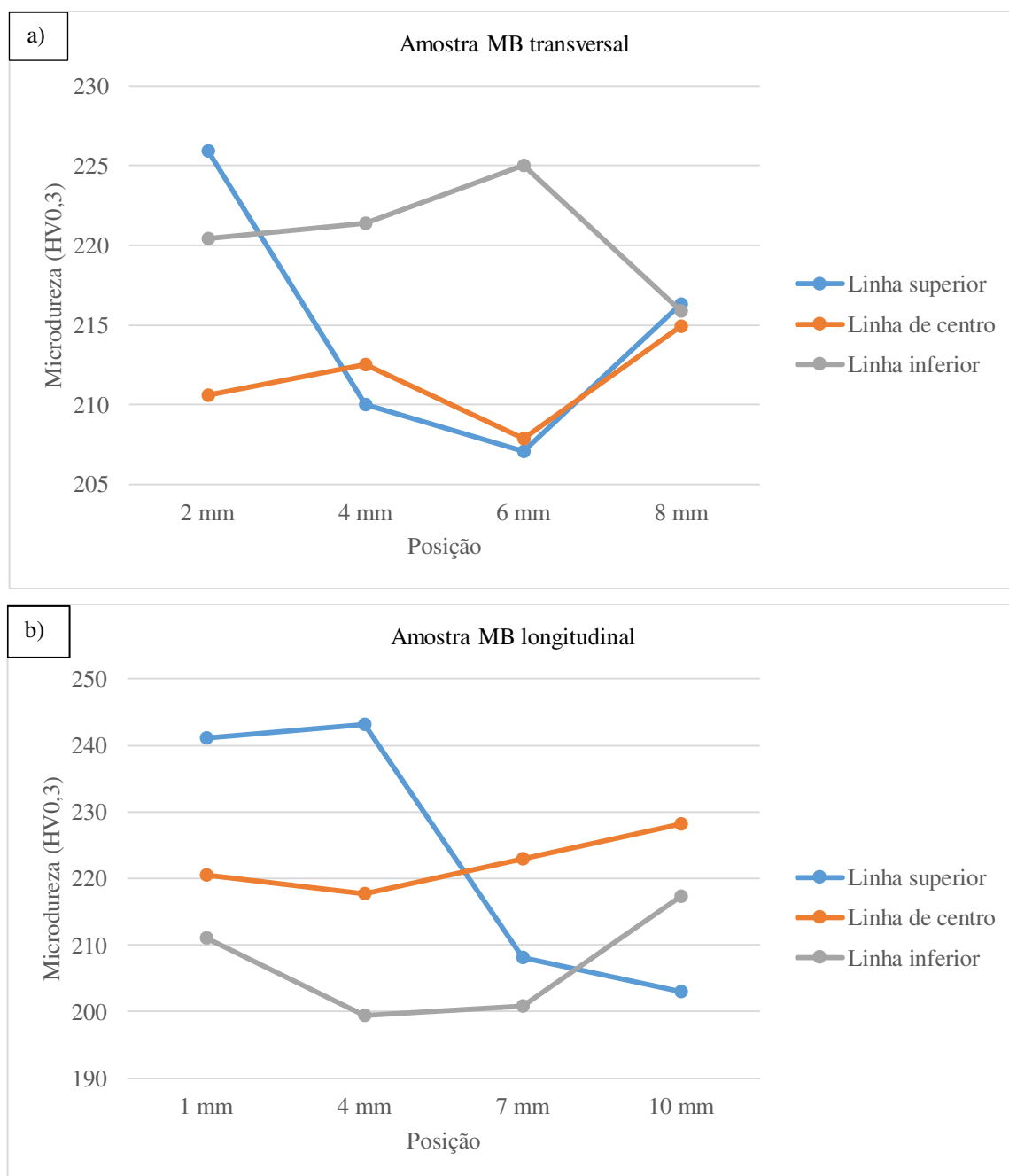
Nível de significância: $\alpha=5\%$

Conclusão: H_0 é verdadeiro.

A partir destes testes, é possível afirmar que há uma diferença significativa entre os valores de microdureza para a linha de centro, e que neste caso há evidência estatística de que existe anisotropia, a qual pode estar associada ao processo de conformação mecânica das chapas de aço durante o processo de manufatura. A existência da anisotropia pode ser reafirmada observando-se a microestrutura do material apresentada na Figura 71, pois os grãos da amostra retirada da direção longitudinal encontram-se bem alongados comparados aos grãos da amostra retirada da direção transversal.

A Figura 75 exhibe graficamente os perfis de microdureza encontrados para as amostras de material base retiradas das direções transversal e longitudinal, respectivamente. Observa-se, a partir destes perfis apresentados na Figura 75, a variação dos valores de microdureza, tanto ao longo da espessura quanto ao longo da extensão da amostra, e maior dispersão dos valores de microdureza na linha superior da amostra, tanto para a direção transversal, quanto longitudinal, mas principalmente para a amostra retirada da direção longitudinal. Tais constatações podem caracterizar a presença de inclusões e segregação de elementos de liga ao longo do tubo.

Figura 75 – Perfis de microdureza ao longo da espessura e extensão de amostras de material base: a) retirada da direção transversal; b) retirada da direção longitudinal.



Fonte: Produção do próprio autor.

4.5 Ensaio CTOD

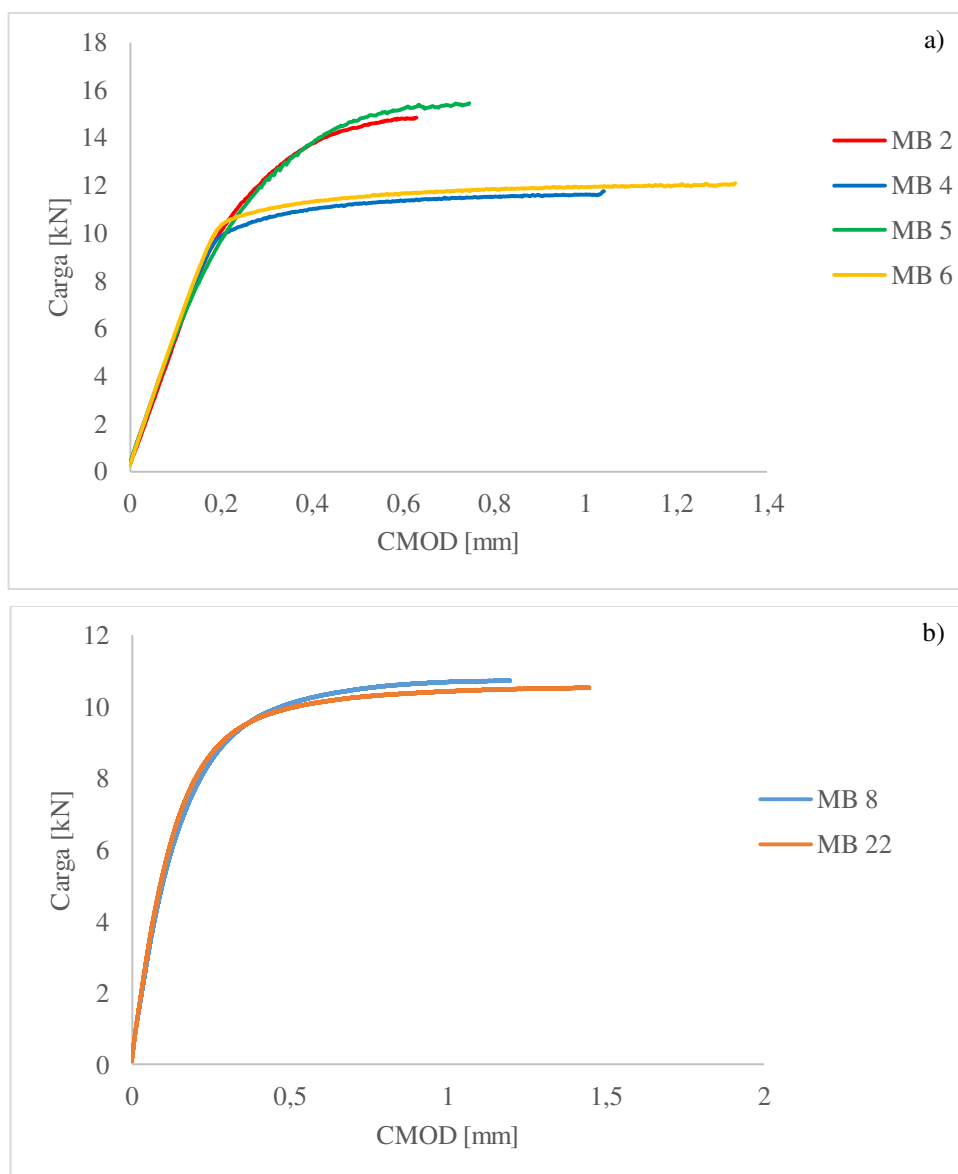
A partir dos dados gerados pela máquina durante ensaio CTOD, foi possível levantar a curva característica Carga [kN] *versus* CMOD [mm] para cada corpo de prova. A partir dessa curva determinou-se a carga máxima suportada pelo corpo de prova momentos antes da fratura (F) e o correspondente deslocamento da abertura da “boca” da trinca (Vp). A integral da área sob a curva Carga *vs.* CMOD forneceu a área (Ap). Os valores de F e Vp foram empregados na determinação do CTOD pela Norma BS7448(1991), enquanto os valores de F e Ap foram usados para o cálculo do CTOD através da Norma ASTM E1820-11. Os resultados referentes aos corpos de prova de metal base (MB) e aos corpos de prova com solda (MS), foram dispostos separadamente.

4.5.1 Resultados de CTOD para MB

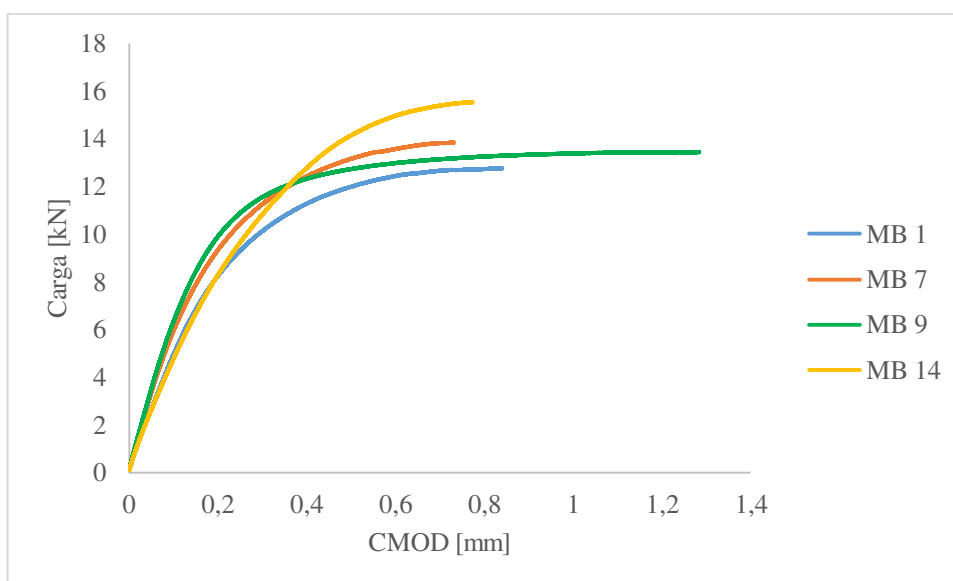
As curvas Carga *versus* CMOD para os corpos de prova de MB foram agrupadas em função da temperatura de ensaio e são apresentadas nas Figuras 76, 77, 78 e 79. A Figura 76 apresenta os resultados para a temperatura ambiente (aproximadamente 25°C), a Figura 77 apresenta os resultados para 0°C, a Figura 78 para -50°C, e a Figura 79 para -75°C.

Deve-se destacar que há duas figuras referentes às curvas Carga *versus* CMOD para ensaios à temperatura ambiente, Figuras 76-a) e 76-b), pois apenas 4 ensaios CTOD foram realizados na máquina INSTRON pertencente à FEG/Unesp, enquanto o restante foi realizado na máquina MTS pertencente ao DCTA. Como o intervalo de dados gerado por ambas as máquinas foi diferente, não foi possível plotar todas as curvas referentes à temperatura ambiente em um mesmo gráfico.

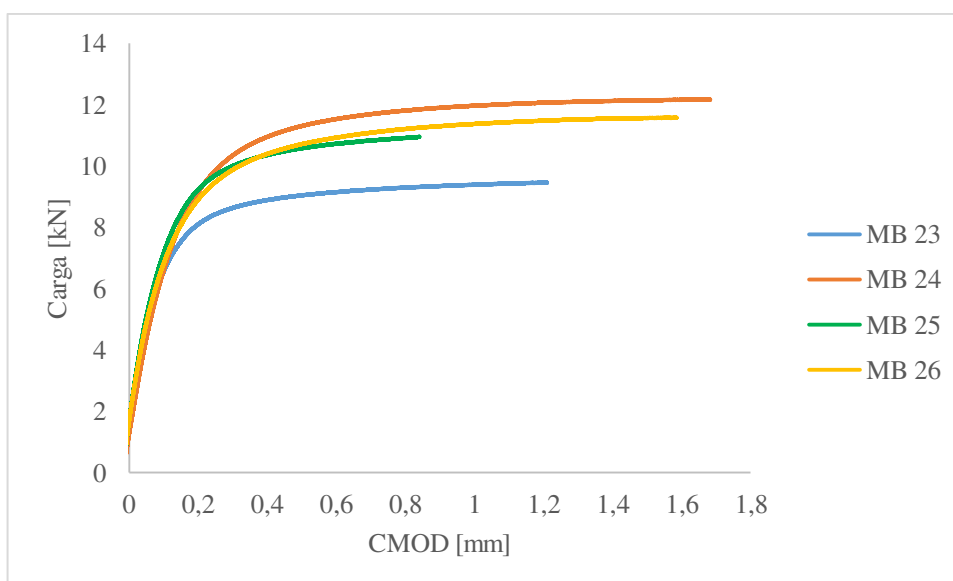
Figura 76 - Curvas Carga *versus* CMOD para espécimes de MB ensaiados à temperatura ambiente: a) na INSTRON 8801, pertencente à FEG/Unesp; b) na MTS 810, pertencente ao DCTA.



Fonte: Produção do próprio autor.

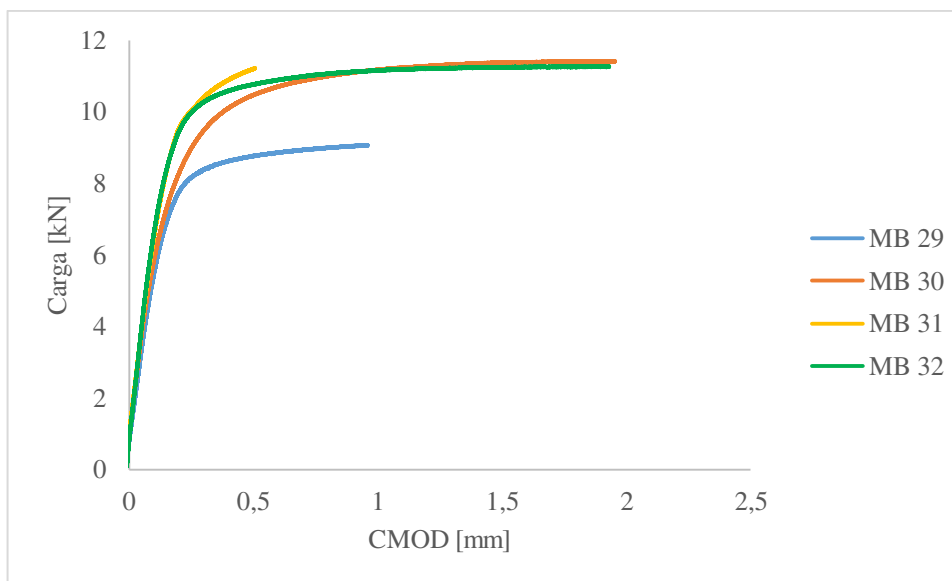
Figura 77 - Curvas Carga *versus* CMOD para espécimes de MB ensaiados a 0°C.

Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 78 - Curvas Carga *versus* CMOD para espécimes de MB ensaiados a -50°C.

Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 79 - Curvas Carga *versus* CMOD para espécimes de MB ensaiados a -75°C.



Fonte: Produção do próprio autor.

A partir do comportamento das curvas Carga *vs.* CMOD foi possível analisar qualitativamente a tenacidade do material, uma vez que, o formato e o tamanho da área sob a curva pode ser um indicativo da quantidade de energia absorvida ao longo da propagação da trinca.

De modo geral, os corpos de prova ensaiados nestas condições apresentaram uma considerável plasticidade, caracterizada pelas curvas com cargas crescentes, aliadas aos altos valores de CMOD obtidos.

As curvas referentes aos corpos de prova MB 2 e MB 5, Figura 76, ensaiados à temperatura ambiente, apresentaram pouca ductilidade. Observando-se as superfícies de fratura apresentadas na Figura 80, percebe-se que as pré-trincas dos corpos de prova MB 2 e MB 5 não foram uniformes, apresentando-se de forma bifurcada, o que pode justificar o comportamento pouco dúctil das curvas. Ambos os corpos de prova pertencem ao grupo dos espécimes com entalhes sem *knife edge* embutido, os quais já haviam sido produzidos por eletrodo, e depois foram afinados por eletroerosão a fio. Porém, durante a eletroerosão a fio, a falta de alinhamento do fio no centro dos entalhes que já haviam sido produzidos por eletrodo, resultou em entalhes descentralizados, como pode ser visto na projeção dos entalhes representados nas Figuras 81-a) e b), referentes aos corpos de prova MB 2 e MB 5, respectivamente, o que pode justificar a bifurcação das pré-trincas, e consequentemente, a alteração do comportamento das curvas Carga *vs.* CMOD.

A curva referente ao corpo de prova MB 9 foi a única que apresentou elevada plasticidade a 0°C, o que pode ser associado ao fato de este corpo de prova ter sido o único que apresentou pré-trinca uniforme nesta temperatura, e que mesmo sendo pertencente ao grupo dos espécimes sem *knife edge* embutido, não apresentou problemas com a centralização do fio durante entalhamento por eletroerosão, como pode ser visto na projeção de seu entalhe, Figura 81-c). Os corpos de prova MB 1, MB 7 e MB 14, também pertencentes ao grupo dos espécimes sem *knife edge* embutido, apresentaram certa plasticidade, porém bem menos que o corpo de prova MB 9.

A -50°C, apenas o corpo de prova MB 25 apresentou uma menor plasticidade perante os outros corpos de prova ensaiados nesta mesma temperatura, e neste caso não houve problema com alinhamento de fio, pois todos os corpos de prova ensaiados nesta temperatura são pertencentes ao grupo dos espécimes com entalhe *com knife edge* embutido, que foram entalhados por eletroerosão a fio desde o início, não havendo necessidade de se afinar o entalhe posteriormente. A projeção do entalhe do corpo de prova MB 25 é mostrada na Figura 81-d). O comportamento tenaz à temperatura de -50°C era esperado, pois como relatado no ensaio de impacto *Charpy* do material em estudo, Figura 53, esta temperatura ficou situada na faixa de transição dúctil-frágil. Esta região de transição dúctil-frágil proporciona ao material dois possíveis comportamentos: a) comportamento preponderantemente dúctil, promovendo um valor de CTOD mais alto; b) comportamento preponderantemente frágil, promovendo um valor de CTOD mais baixo.

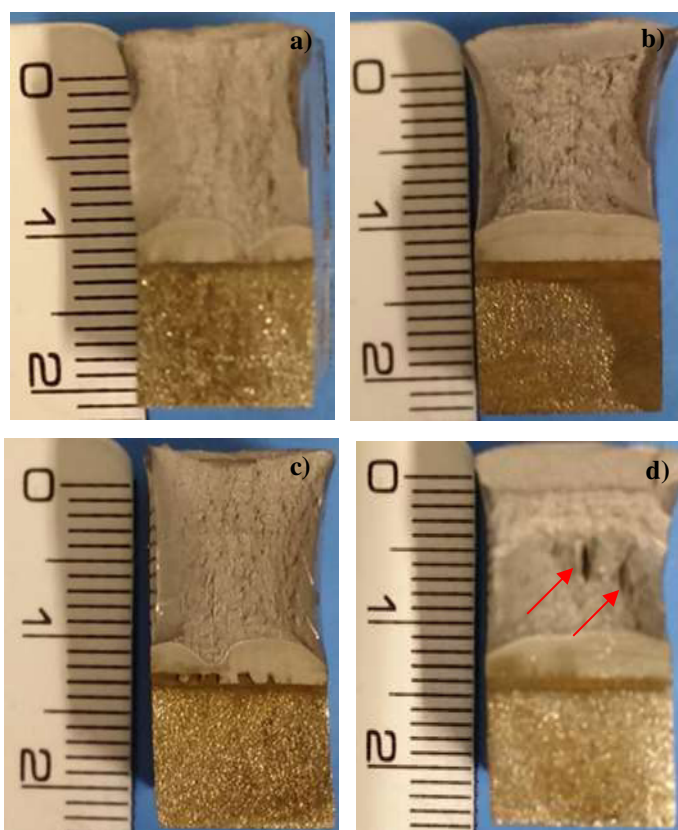
A -75°C, onde era esperado um comportamento mais frágil, por se tratar de uma temperatura pertencente ao patamar inferior da curva de transição dúctil-frágil do material, os corpos de prova MB 30 e MB 32 apresentaram elevada ductilidade. O corpo de prova MB 29 também apresentou certa ductilidade, porém bem menor comparada à ductilidade apresentada pelos corpos de prova MB 30 e MB 32. Já o corpo de prova MB 31 apresentou comportamento frágil. Deve-se ressaltar que todos os corpos de prova ensaiados a -75°C pertencem ao grupo dos espécimes com entalhes com *knife edge* embutido.

A Figura 80 apresenta apenas algumas superfícies de fratura, de forma a representar os casos onde houve bifurcação da pré-trinca de fadiga, Figuras 80-a e c), e os casos onde esta foi homogênea, Figuras 80-b e d). Os casos de bifurcação da pré-trinca ocorreram apenas para corpos de prova com entalhe sem *knife edge* embutido, onde não houve correto alinhamento do fio durante o entalhamento por eletroerosão. O desalinhamento do fio durante o entalhamento resulta em entalhes descentralizados, o que pode gerar dificuldades ao longo do ensaio de pré-trinca de fadiga, pois a pré-trinca em ambas as faces do corpo de prova não avança da mesma

forma, havendo necessidade de virar o corpo de prova durante o ensaio, para tentar distribuir, da melhor forma possível, a carga aplicada, e fazer as pré-trincas das faces se alcançarem. A bifurcação indica que a pré-trinca apresentou duas frentes, as quais nuclearam em pontos diferentes.

Na Figura 80 também é possível verificar a presença de delaminações no corpo de prova MB 6, indicadas por setas. As delaminações são cavidades características do processo de laminação controlada, e que ocorrem paralela à direção de laminação. Acredita-se que sua ocorrência seja consequência de tensões perpendiculares à direção de propagação da fratura, as quais geram restrição plástica no material à frente da trinca durante o carregamento, favorecendo a fratura-decoesão de interfaces na matriz metálica, ou a clivagem de grãos grandes (HIPPERT, 2004).

Figura 80 – Superfícies de fratura referentes a corpos de prova de MB ensaiados à temperatura ambiente. a) MB 2; b) MB 4; c) MB 5; d) MB 6.

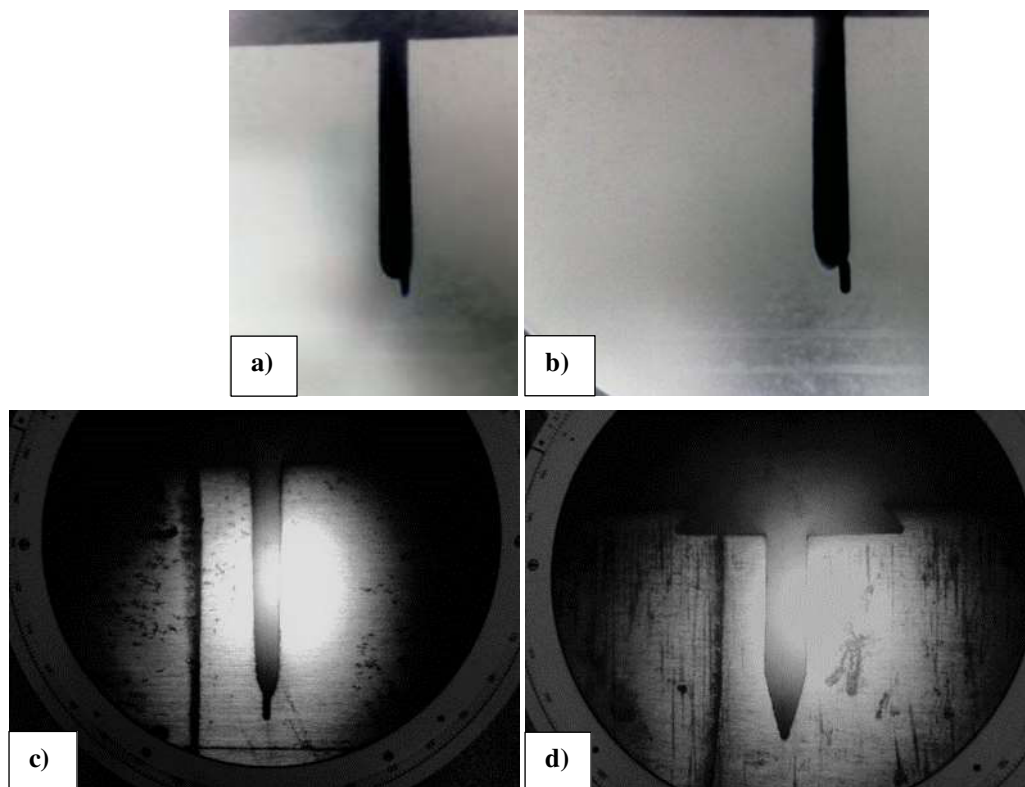


Fonte: Produção do próprio autor.

A Figura 81 apresenta apenas algumas projeções de entalhes, de forma a representar os casos onde houve descentralização do fio durante afinamento do entalhe, Figuras 81-a e b), os casos onde o fio ficou centralizado durante afinamento do entalhe, Figura 81-c), e os casos em

que o entalhe não apresenta problema de centralização do fio, por este ser produzido por eletroerosão a fio desde o início, Figura 81-d). Deve-se ressaltar que as Figuras 81-a), b) e c) são referentes a projeções de entalhes sem *knife edge* embutido, e a Figura 81-d), referente à projeção de entalhe com *knife edge* embutido.

Figura 81 – Projeção dos entalhes realizada em um projetor de perfil: a) referente ao corpo de prova MB 2; b) referente ao corpo de prova MB 5; c) referente ao corpo de prova MB 9; d) referente ao corpo de prova MB 25.



Fonte: Produção do próprio autor.

Após determinação das curvas Carga vs. CMOD, as superfícies de fratura dos corpos de prova foram separadas para medição da pré-trinca de fadiga em projetor de perfil, seguindo as normas BS7448-Parte 1 (1991) e ASTM E1820-11. De acordo com ambas as normas, são realizadas nove medições de trinca, compreendidas pela soma do comprimento do entalhe com o da pré-trinca, ao longo da espessura da superfície de fratura (espessura do corpo de prova, B). O tamanho inicial da trinca (a_0) é obtido através do cálculo da média entre as medidas das trincas das extremidades (a_1 e a_9). As outras sete medições de trincas são utilizadas para análise da validação do ensaio, relacionada à uniformidade da pré-trinca.

As Tabelas 13 e 14 e as Figuras 82 e 83 apresentam os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova de metal base, determinados pelas normas BS7448-Parte 1 (1991) e ASTM E1820-11, respectivamente, através das Equações 10, 15 e 16.

Tabela 13 - Valores de CTOD, referentes a corpos de prova de MB, obtidos pela Norma BS7448.

Cdp	T [°C]	Vp [mm]	Carga Máxima [kN]	a_0 [mm]	a_0/W	CTOD elástico [mm]	CTOD plástico [mm]	CTOD [mm]
MB 2	25	0,3528	14,84	10,20	0,49	0,0352	0,0999	0,1351
MB 4	25	0,8139	11,75	11,21	0,51	0,0310	0,2206	0,2517
MB 5	25	0,4589	15,45	10,22	0,48	0,0204	0,1324	0,1528
MB 6	25	1,1031	12,09	10,91	0,50	0,0338	0,3058	0,3396
MB 8	25	1,0642	10,74	10,91	0,50	0,0083	0,2980	0,3063
MB 22	25	1,2469	10,54	9,98	0,47	0,0107	0,4137	0,4244
MB 1	0	0,5401	12,76	10,35	0,49	0,0099	0,1518	0,1618
MB 7	0	0,4223	13,84	10,14	0,48	0,0121	0,1225	0,1346
MB 9	0	1,0746	13,44	9,84	0,45	0,0091	0,3380	0,3471
MB 14	0	0,1218	15,53	9,43	0,45	0,0386	0,0387	0,0773
MB 23	-50	1,2667	9,46	10,38	0,49	0,0092	0,3943	0,4035
MB 24	-50	1,4836	12,17	9,84	0,46	0,0102	0,5041	0,5144
MB 25	-50	0,8013	10,96	9,64	0,46	0,0073	0,2764	0,2837
MB 26	-50	1,4214	11,58	10,08	0,47	0,0099	0,4693	0,4792
MB 29	-75	1,0593	9,07	11,20	0,53	0,0117	0,2976	0,3093
MB 30	-75	1,7551	11,42	10,45	0,49	0,0156	0,5470	0,5626
MB 31	-75	0,3040	11,22	9,89	0,47	0,0213	0,1017	0,1230
MB 32	-75	1,9928	11,27	10,24	0,48	0,0150	0,6362	0,6512

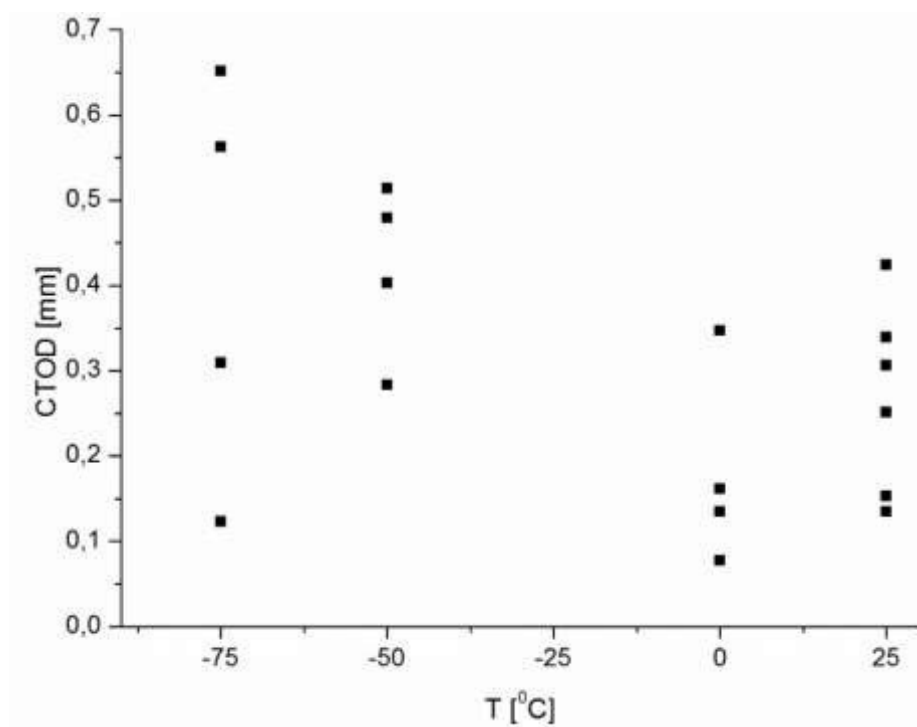
Fonte: Produção do próprio autor.

Tabela 14 - Valores de CTOD, referentes a corpos de prova de MB, obtidos pela Norma ASTM E1820.

Cdp	T [°C]	A [KN.mm]	Carga Máxima [kN]	a_0 [mm]	a_0/W	CTOD elástico [mm]	CTOD plástico [mm]	CTOD [mm]
MB 2	25	2,80	14,84	10,20	0,49	0,0399	0,0620	0,1019
MB 4	25	7,87	11,75	11,21	0,51	0,0349	0,1601	0,1950
MB 5	25	4,33	15,45	10,22	0,48	0,0232	0,0983	0,1214
MB 6	25	11,57	12,09	10,91	0,50	0,0381	0,2349	0,2731
MB 8	25	9,56	10,74	10,91	0,50	0,0093	0,1938	0,2031
MB 22	25	11,50	10,54	9,98	0,47	0,0123	0,3038	0,3161
MB 1	0	6,24	12,76	10,35	0,49	0,0113	0,1430	0,1542
MB 7	0	5,20	13,84	10,14	0,48	0,0138	0,1170	0,1308
MB 9	0	13,68	13,44	9,84	0,45	0,0106	0,2649	0,2754
MB 14	0	1,83	15,53	9,43	0,45	0,0447	0,0391	0,0838
MB 23	-50	11,38	9,46	10,38	0,49	0,0104	0,3082	0,3186
MB 24	-50	17,29	12,17	9,84	0,46	0,0118	0,4463	0,4581
MB 25	-50	8,20	10,96	9,64	0,46	0,0084	0,2142	0,2226
MB 26	-50	15,70	11,58	10,08	0,47	0,0113	0,4089	0,4202
MB 29	-75	8,94	9,07	11,20	0,53	0,0131	0,2549	0,2680
MB 30	-75	19,12	11,42	10,45	0,49	0,0178	0,5031	0,5208
MB 31	-75	2,97	11,22	9,89	0,47	0,0245	0,0793	0,1038
MB 32	-75	21,48	11,27	10,24	0,48	0,0171	0,5791	0,5963

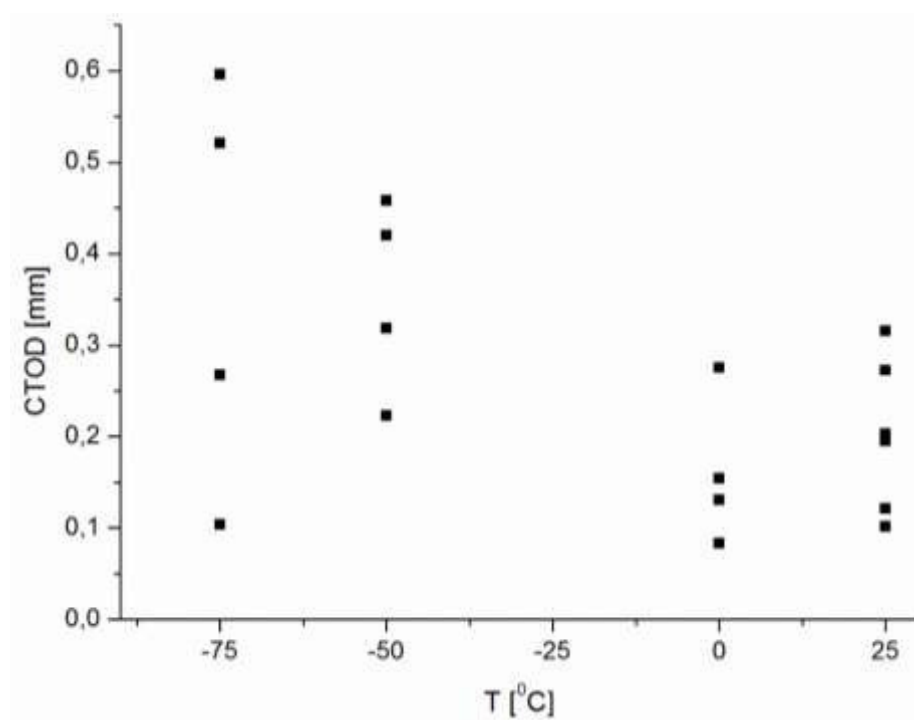
Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 82 – Resumo dos resultados dos ensaios de CTOD para os corpos de prova de metal base, de acordo com a norma BS 7448.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 83 – Resumo dos resultados dos ensaios de CTOD para os corpos de prova de metal base, de acordo com a norma ASTM E1820.



Fonte: Produção do próprio autor.

Conforme observado na Tabela 13 e na Figura 82, os valores de CTOD para corpos de prova de MB, calculados segundo a norma BS 7448, variaram entre 0,1230 mm e 0,6512 mm para a temperatura de -75°C, 0,2837 mm e 0,5144 mm para -50°C, 0,0773 mm e 0,3471 mm para 0°C, e 0,1350 mm e 0,4244 mm para 25°C. Já de acordo com o observado na Tabela 14 e na Figura 83, os valores de CTOD, calculados segundo a norma ASTM E1820, variaram entre 0,1038 mm e 0,5963 mm para a temperatura de -75°C, 0,2226 mm e 0,4581 mm para -50°C, 0,0838 mm e 0,2754 mm para 0°C, e 0,1019 mm a 0,3161 mm para 25°C. Estes valores estão de acordo com o encontrado na literatura (AZEVEDO, 2011; GUMIERI, 2011; TOFFOLO, 2008) para o aço API X70. Apesar da norma API 5L não exigir ensaios CTOD para qualificação do material, e da norma DNV OS-F101 demandar a execução de ensaios CTOD para qualificação de tubos que apresentam apenas espessura de parede superior a 13,00 mm, o valor de CTOD mínimo especificado por esta é de 0,20 mm, tanto para metal base, quanto para metal de solda, para qualquer temperatura (DNV OS-F101, 2013). Deve-se ressaltar que a espessura do tubo utilizado neste trabalho é de 11 mm, sendo portanto, seu valor de CTOD mínimo não especificado pelas normas.

Os valores mostrados nas Tabelas 13 e 14 e nas Figuras 82 e 83 reafirmam que, os corpos de prova que tiveram problemas de alinhamento com o fio durante entalhamento, apresentaram menor tenacidade. A Tabela 14 mostra também, através dos valores obtidos de área (A), que os corpos de prova que apresentaram maior plasticidade, apresentaram maior área (A) abaixo da curva Carga vs. CMOD, e consequentemente maior tenacidade à fratura, de forma que a tenacidade foi proporcional à área sob a curva. É evidenciado que os corpos de prova ensaiados a 0°C apresentaram menor tenacidade à fratura, o que corrobora o fato de a norma API 5L exigir ensaios de tenacidade *Charpy* na temperatura de 0°C. Observa-se também que houve uma maior dispersão dos valores de tenacidade a -75°C, e que a -50°C o material apresentou maior tenacidade em relação às outras temperaturas.

O comportamento dúctil e tenaz apresentado pelos corpos de prova de material base era esperado, pois o aço em estudo pertence à classe dos aços ARBL, os quais apresentam uma boa combinação de propriedades mecânicas, como resistência e tenacidade.

Após as avaliações e qualificações das pré-trincas de fadiga, pôde-se perceber que os ensaios atenderam as condições dos intervalos $0,45 \leq (a_0/W) \leq 0,55$ e $0,45 \leq (a_0/W) \leq 0,70$ impostas, respectivamente, pelas normas BS7448(1991) e ASTM E1820-11. Desta forma, todos os ensaios seriam validados pelas normas BS7448(1991) e ASTM E1820-11, porém os ensaios referentes aos corpos de prova MB 1, MB 2, MB 5 e MB 7, que apresentaram pré-trincas bifurcadas, não poderiam ser validados, pois de acordo com ambas as metodologias, que

exigem 9 medições de trinca ao longo da espessura do corpo de prova, as medidas não atenderam outros critérios especificados para serem validadas, que estão relacionados à uniformidade da pré-trinca. Apesar de o corpo de prova MB 14 também apresentar pré-trinca bifurcada, a sua heterogeneidade não foi tão relevante, e as medidas de trinca atenderam todos os critérios especificados. Logo, pôde-se validar 4 ensaios CTOD a temperatura ambiente, 2 a 0°C, 4 a -50°C e 4 a -75°C.

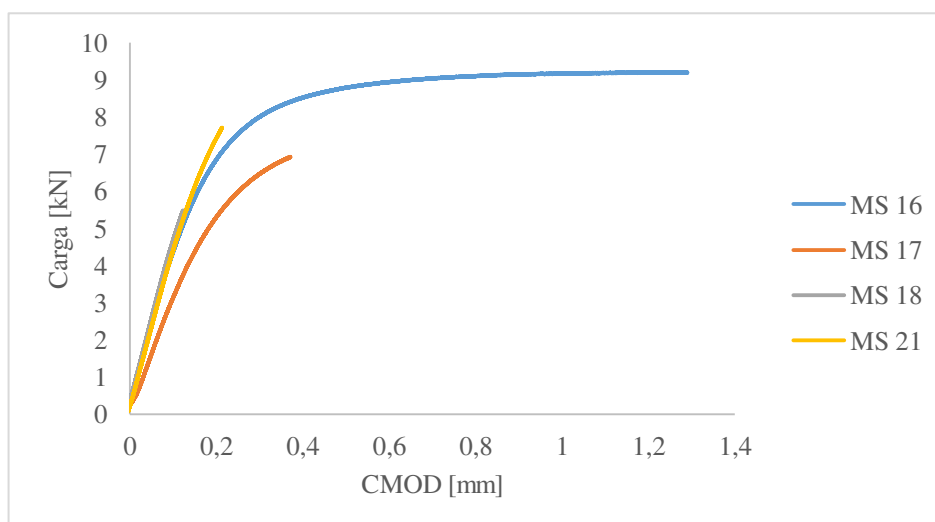
Embora as duas normas citadas adotem diferentes parâmetros para a determinação do valor de CTOD, os valores obtidos por elas foram bem próximos, porém apenas para o corpo de prova MB 7 convergiram para o valor comum de 0,13 mm ($0,1346 \approx 0,1308$), conforme pode ser visto nas Tabelas 13 e 14.

4.5.2 Resultados de CTOD para MS

Devido à quantidade limitada de corpos de prova com solda, estes foram ensaiados apenas nas temperaturas mais críticas, ou seja, na temperatura de transição dúctil-frágil (-50°C), e em uma temperatura pertencente ao patamar inferior (-75°C), onde o material apresenta comportamento frágil, baseado na curva de transição dúctil-frágil do material com solda, apresentada na Figura 53.

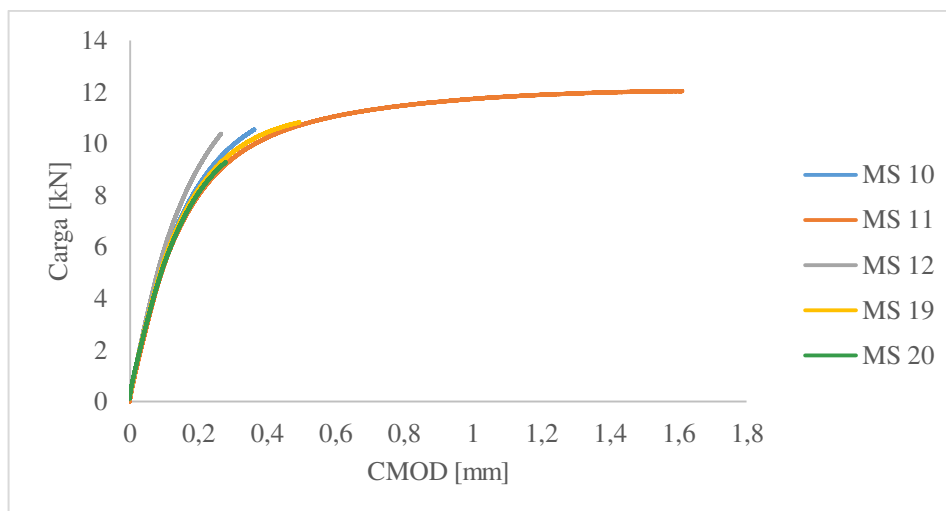
As curvas Carga *versus* CMOD para os corpos de prova de MS foram agrupadas em função da temperatura de ensaio e são apresentadas nas Figuras 84 e 85. A Figura 84 apresenta os resultados para a temperatura de -50°C, e a Figura 85 apresenta os resultados para -75°C.

Figura 84 - Curvas Carga *versus* CMOD para espécimes de MS ensaiados a -50°C.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 85 - Curvas Carga *versus* CMOD para espécimes de MS ensaiados a -75°C.



Fonte: Produção do próprio autor.

A partir do comportamento das curvas Carga vs. CMOD foi possível analisar qualitativamente a tenacidade do material, uma vez que, o formato e o tamanho da área sob a curva pode ser um indicativo da quantidade de energia absorvida ao longo da propagação da trinca.

De modo geral, os corpos de prova ensaiados nestas condições apresentaram comportamento frágil, caracterizado por curvas com cargas menores, aliadas aos baixos valores de CMOD obtidos. O corpo de prova MS 16, ensaiado a -50°C, foi o único que apresentou elevada plasticidade nesta temperatura, e consequentemente maior tenacidade, enquanto os corpos de prova MS 17, 18 e 21 apresentaram comportamento frágil. O comportamento predominantemente frágil à temperatura de -50°C, com a presença de um corpo de prova com elevada plasticidade, era esperado, pois como relatado no ensaio de impacto *Charpy* do material em estudo, Figura 53, a temperatura de -50°C ficou situada na faixa de transição dúctil-frágil. Na região de transição dúctil-frágil, o material pode tanto apresentar comportamento predominantemente frágil, quanto apresentar comportamento predominantemente dúctil, sendo por isso uma região sujeita à uma grande dispersão dos valores de tenacidade.

Em relação aos ensaios realizados a -75°C, o corpo de prova MS 11 foi o único que apresentou elevada plasticidade, enquanto os corpos de prova MS 10, 12, 19 e 20, apresentaram elevada fragilidade.

Deve-se destacar que dos corpos de prova de MS, o único que apresentou problema de alinhamento do fio durante processo de afinamento do entalhe por eletroerosão a fio, foi o corpo de prova MS 12, pertencente ao grupo dos espécimes sem *knife edge* embutido.

O comportamento frágil dos corpos de prova com solda era esperado, pois as soldas estão sujeitas à presença de defeitos, como trincas, poros e inclusões, à presença de zonas frágeis localizadas, ao acúmulo de tensões residuais e à heterogeneidade microestrutural das regiões resultantes do processo de soldagem, que aumentam o risco de fratura frágil.

Após determinação das curvas Carga *vs.* CMOD, as superfícies de fratura dos corpos de prova foram separadas para medição da pré-trinca de fadiga em projetor de perfil, seguindo as normas BS7448-Parte 1 (1991) e ASTM E1820-11.

As Tabelas 15 e 16 e as Figuras 86 e 87 apresentam os valores de CTOD obtidos para os corpos de prova com solda, determinados pelas normas BS7448-Parte 1 (1991) e ASTM E1820-11, respectivamente, através das Equações 10, 15 e 16.

Tabela 15 - Valores de CTOD, referentes a corpos de prova de MS, obtidos pela Norma BS7448.

Cdp	T [°C]	Vp [mm]	Carga Máxima [kN]	a_0 [mm]	a_0/W	CTOD elástico [mm]	CTOD plástico [mm]	CTOD [mm]
MS 16	-50	1,0626	9,20	11,35	0,54	0,0165	0,2906	0,3071
MS 17	-50	0,1163	6,93	12,03	0,57	0,0149	0,0291	0,0440
MS 18	-50	0,0307	5,48	10,88	0,51	0,0031	0,0090	0,0122
MS 21	-50	0,0548	7,71	10,11	0,49	0,0108	0,0170	0,0278
MS 10	-75	0,1876	10,54	11,11	0,50	0,0180	0,0516	0,0695
MS 11	-75	1,4000	12,04	11,28	0,51	0,0085	0,3755	0,3840
MS 12	-75	0,0647	10,38	10,81	0,49	0,0217	0,0185	0,0402
MS 19	-75	0,2875	10,83	9,55	0,45	0,0149	0,0996	0,1144
MS 20	-75	0,1174	9,27	10,25	0,49	0,0221	0,0365	0,0586

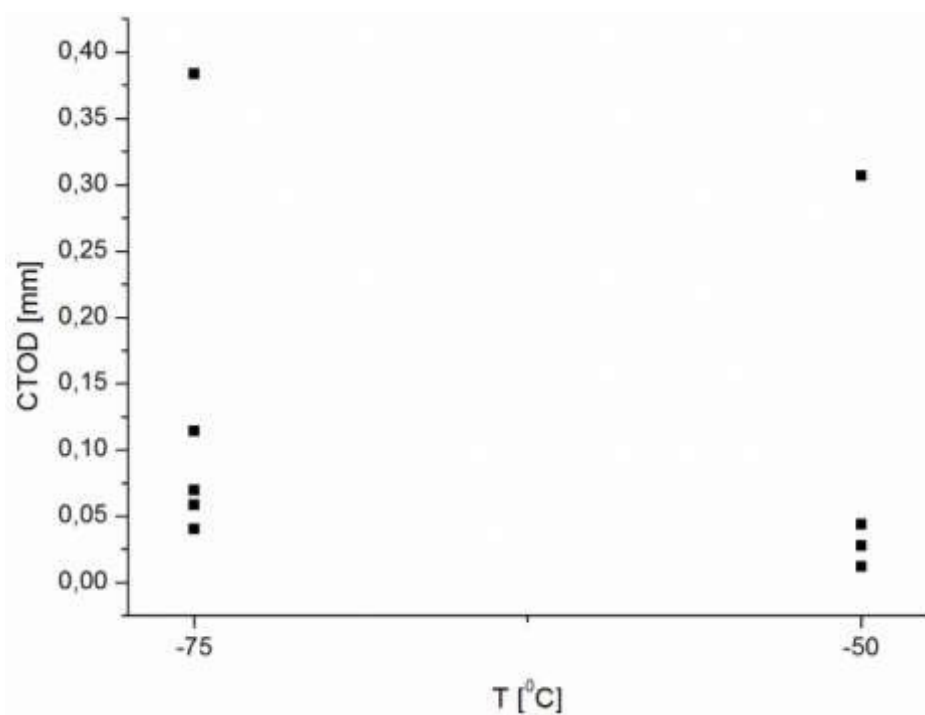
Fonte: Produção do próprio autor.

Tabela 16 - Valores de CTOD, referentes a corpos de prova de MS, obtidos pela Norma ASTM E1820.

Cdp	T [°C]	A [kN.mm]	Carga Máxima [kN]	a_0 [mm]	a_0/W	CTOD elástico [mm]	CTOD plástico [mm]	CTOD [mm]
MS 16	-50	9,40	9,20	11,35	0,54	0,0184	0,2697	0,2880
MS 17	-50	0,81	6,93	12,03	0,57	0,0164	0,0241	0,0404
MS 18	-50	0,12	5,48	10,88	0,51	0,0035	0,0034	0,0069
MS 21	-50	0,32	7,71	10,11	0,49	0,0122	0,0088	0,0210
MS 10	-75	1,68	10,54	11,11	0,50	0,0203	0,0352	0,0555
MS 11	-75	15,57	12,04	11,28	0,51	0,0095	0,3307	0,3402
MS 12	-75	0,70	10,38	10,81	0,49	0,0246	0,0147	0,0393
MS 19	-75	2,61	10,83	9,55	0,45	0,0172	0,0690	0,0862
MS 20	-75	0,85	9,27	10,25	0,49	0,0250	0,0231	0,0482

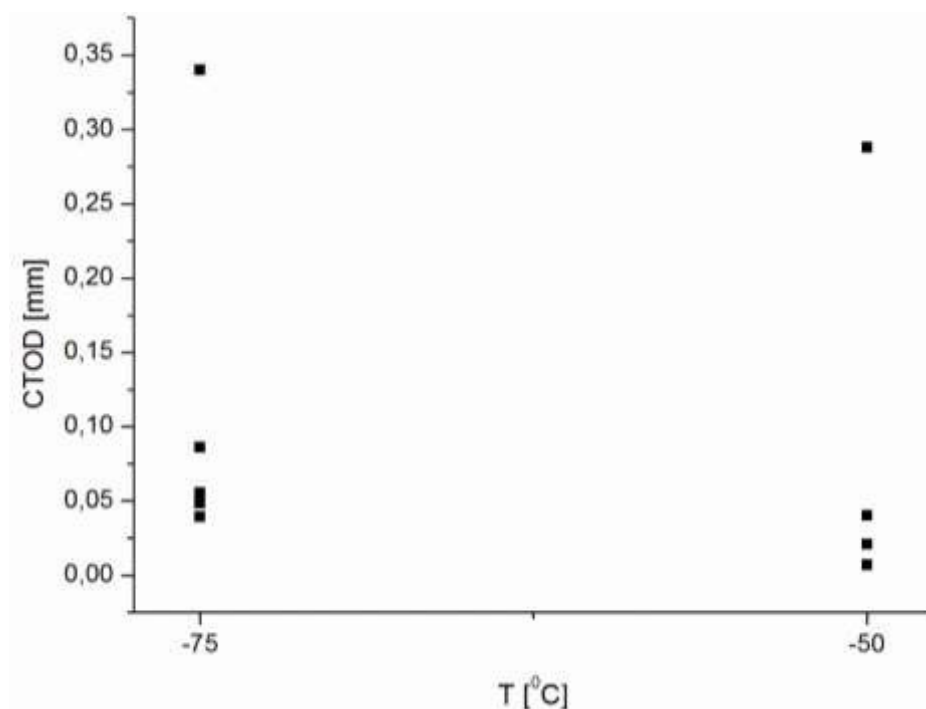
Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 86 – Resumo dos resultados dos ensaios de CTOD para os corpos de prova de metal de solda, de acordo com a norma BS 7448.



Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 87 – Resumo dos resultados dos ensaios de CTOD para os corpos de prova de metal de solda, de acordo com a norma ASTM E1820.



Fonte: Produção do próprio autor.

Conforme observado na Tabela 15 e na Figura 86, os valores de CTOD para corpos de prova de MS, calculados segundo a norma BS 7448, variaram entre 0,0402 mm e 0,3840 mm para a temperatura de -75°C, e 0,0122 mm e 0,3071 mm para -50°C. Já de acordo com o observado na Tabela 16 e na Figura 87, os valores de CTOD, calculados segundo a norma ASTM E1820, variaram entre 0,0393 mm e 0,3402 mm para a temperatura de -75°C, 0,0069 e 0,2880 mm para -50°C.

As Tabelas 15 e 16 mostram, em valores, o que foi discutido graficamente. Assim, a Tabela 16 aponta também, através dos valores obtidos de área (A), que os corpos de prova que apresentaram maior plasticidade, apresentaram maior área (A) abaixo da curva Carga vs. CMOD, e consequentemente maior tenacidade à fratura, de forma que a tenacidade foi proporcional à área sob a curva.

Fazendo uma análise comparativa entre as curvas Carga vs. CMOD referentes à linha de solda, e com base nos valores apresentados nas Tabelas 15 e 16, percebe-se que houve uma grande variação, para uma mesma temperatura, dos valores de carga máxima (F), CMOD (Vp) e, consequentemente, da área sob a curva (Ap), de forma que dois corpos de prova, MS 11 e MS 16, apresentaram elevados valores de tenacidade onde era esperado comportamento frágil.

Um fato que deve ser levado em consideração é a dificuldade encontrada na identificação da linha de solda, uma vez que, devido à alta frequência da corrente elétrica do processo HF/ERW, a linha de solda tende a ser praticamente imperceptível. Essa constatação gerou uma dificuldade para a confecção do entalhe na região da linha de solda, sendo passível de pequenos desvios, induzindo a confecção do entalhe e, conseqüentemente, da pré-trinca, na zona termicamente afetada, o que pode ter ocasionado a dispersão dos valores de CTOD. Aliado à dificuldade da confecção do entalhe, defeitos nas juntas soldadas, como poros, trincas e inclusões, e a presença de zonas frágeis localizadas, também podem ter gerado a dispersão dos valores de CTOD.

Após as avaliações e qualificações das pré-trincas de fadiga, pôde-se perceber que os ensaios atenderam as condições dos intervalos $0,45 \leq (a_0/W) \leq 0,55$ e $0,45 \leq (a_0/W) \leq 0,70$ impostas, respectivamente, pelas normas BS7448(1991) e ASTM E1820-11. Desta forma, todos os ensaios seriam validados pelas normas BS7448(1991) e ASTM E1820-11, porém o ensaio referente ao corpo de prova MS 12, que apresentou problema com alinhamento do fio durante afinamento do entalhe, o que resultou em uma pré-trinca bifurcada, não poderia ser validado, pois de acordo com ambas as metodologias, que exigem 9 medições de trinca ao longo da espessura do corpo de prova, as medidas não atenderam outros critérios especificados para serem validadas, que estão relacionados à uniformidade da pré-trinca. Logo, pôde-se validar 4 ensaios CTOD de MS a -50°C , e 4 a -75°C .

Embora as duas normas citadas adotem diferentes parâmetros para a determinação do valor de CTOD, os valores obtidos por elas foram bem próximos, porém apenas para o corpo de prova MS 17 convergiram para o valor comum de 0,04 mm ($0,0440 \approx 0,0404$), conforme pode ser visto nas Tabelas 15 e 16.

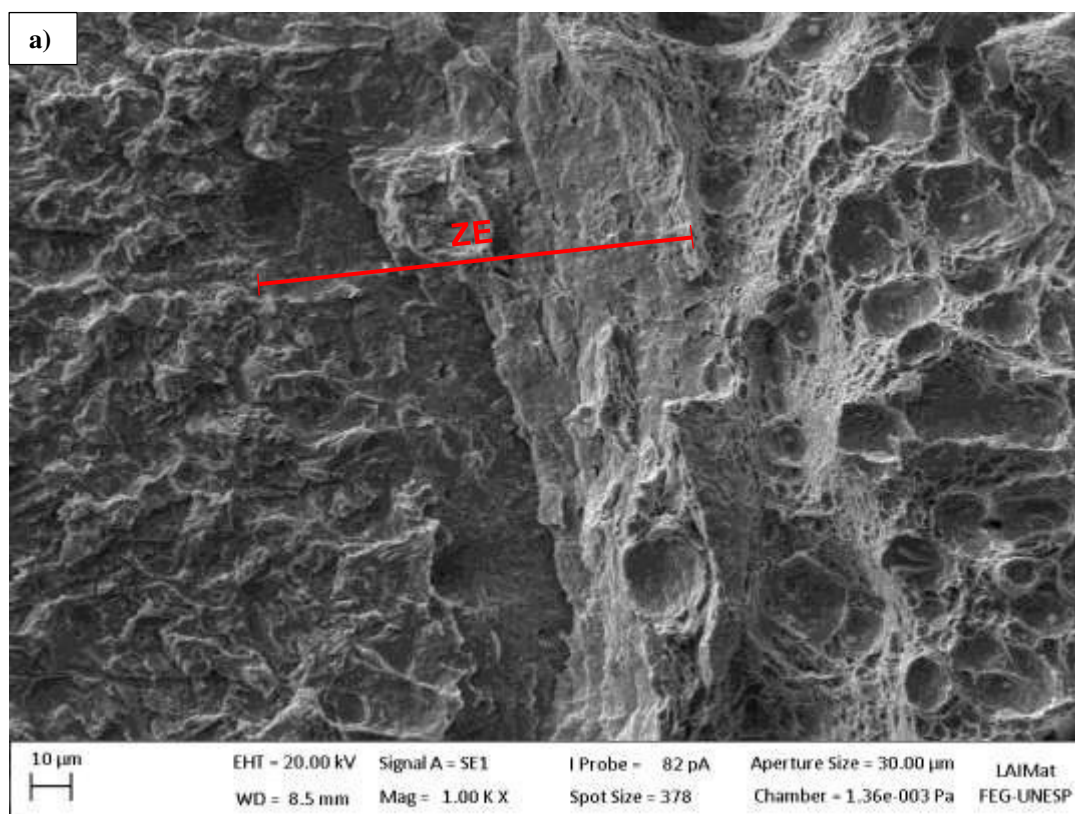
4.6 Análise fractográfica por MEV

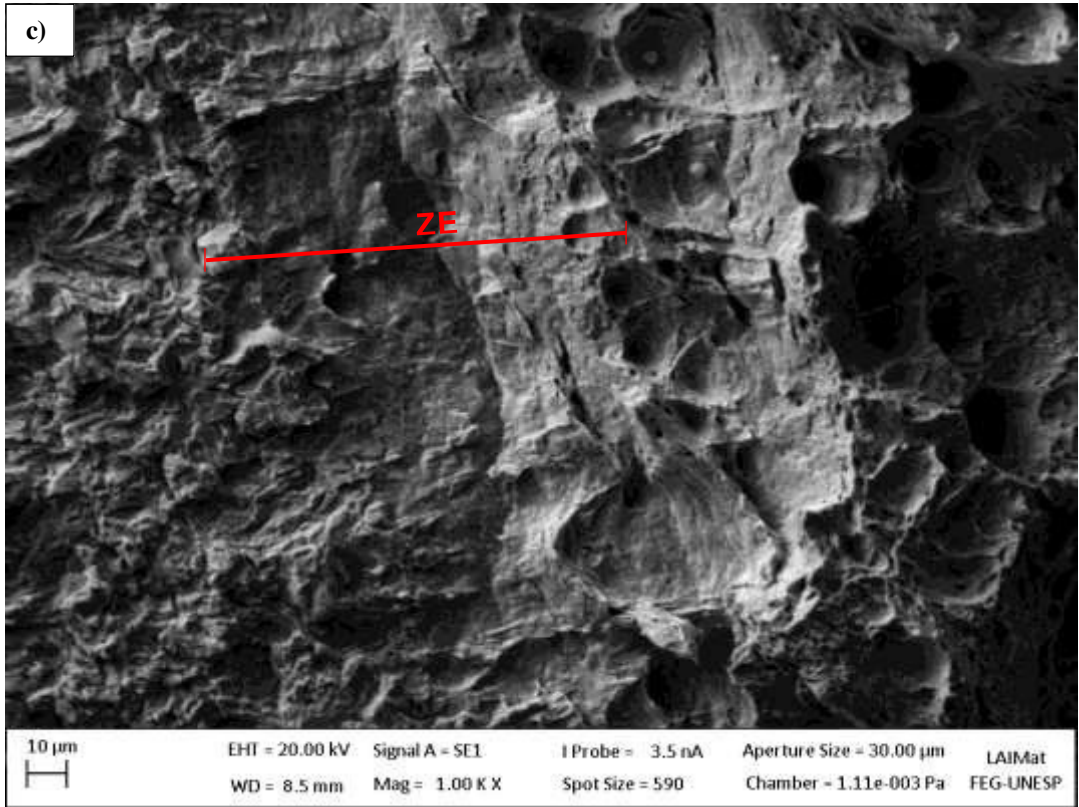
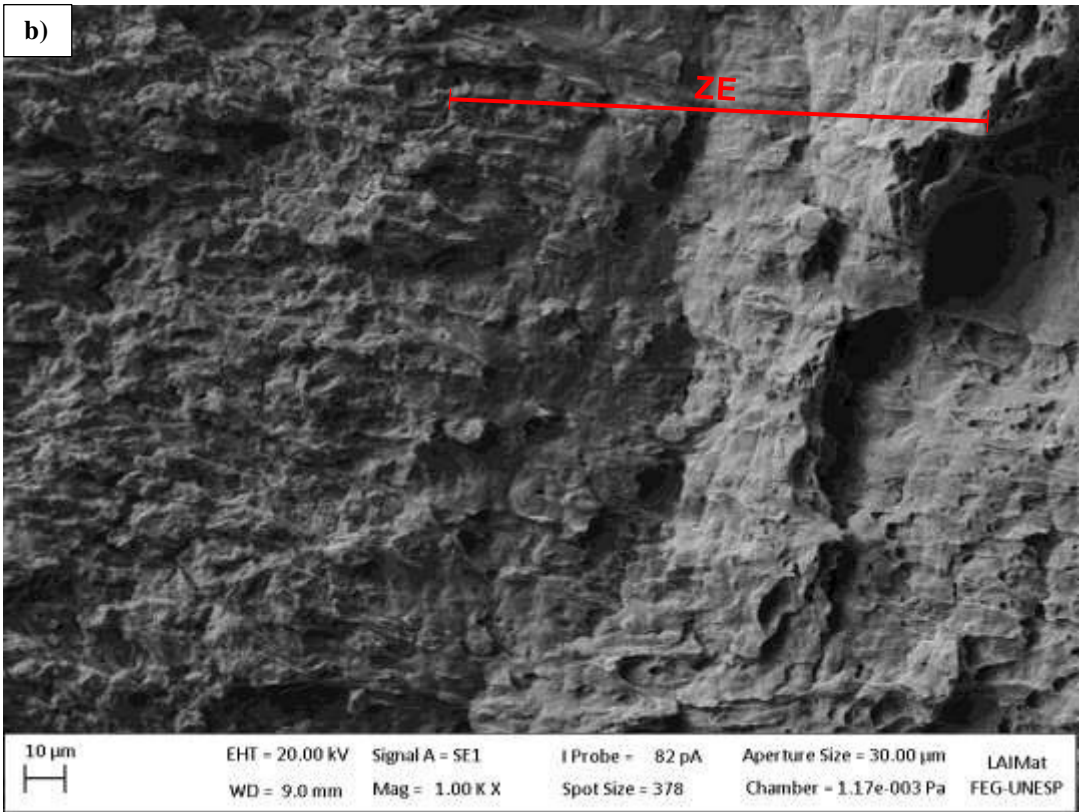
Para análise das superfícies de fratura, foi feita uma varredura eletrônica partindo-se da região compreendida pelo entalhe obtido pelo processo de eletroerosão, passando pela pré-trinca de fadiga e pelo início da propagação da trinca obtida por ensaio CTOD.

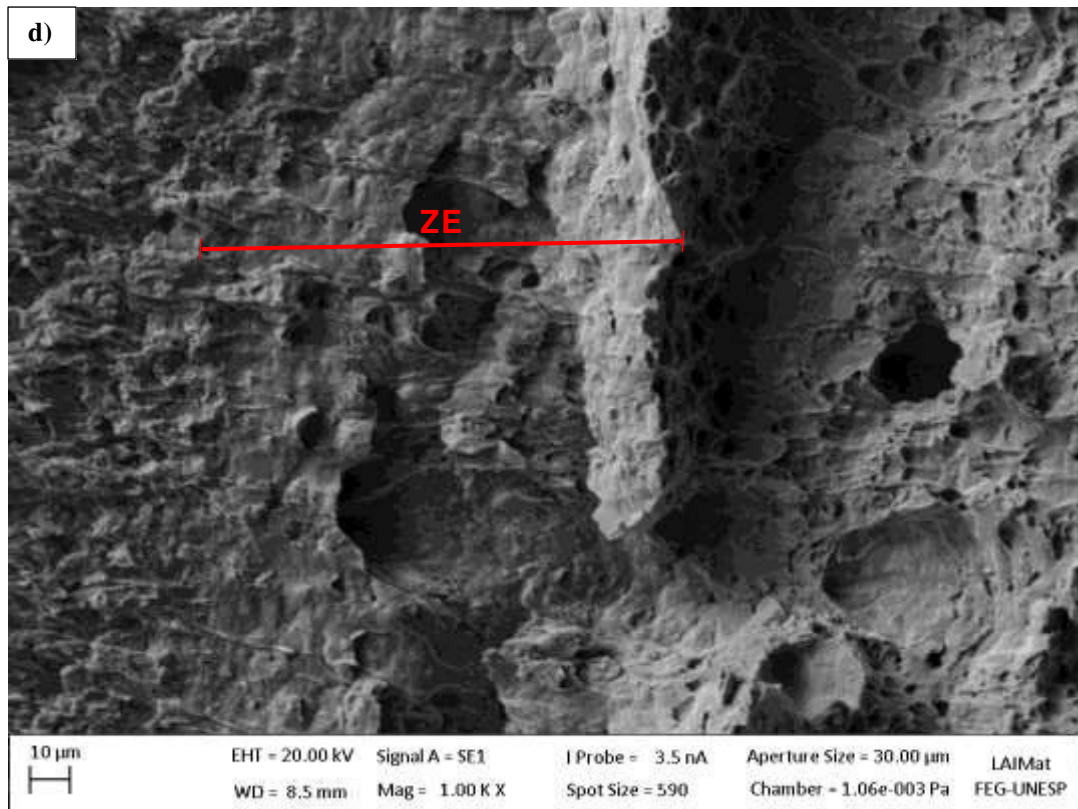
As imagens capturadas por MEV apresentadas nas Figuras 88, 89 e 90 referem-se à análise da zona de estiramento (ZE) das superfícies de fratura. A ZE é definida como a região de transição formada entre a propagação estável, compreendida pela pré-trinca, e a propagação instável da trinca, provocada pela sobrecarga que leva à ruptura final, tal que a sua morfologia

pode ser correlacionada à tenacidade à fratura do material (HEIN, 1996). A formação de uma parede inclinada, com uma ZE larga e bem definida, pode ser vista nas Figuras 88 e 89, referentes às superfícies de fratura dos corpos de prova de material base, indicando uma fratura de comportamento dúctil para todas as condições de temperatura, o que condiz com as informações obtidas através das curvas de Carga *vs.* CMOD. Na Figura 90-a), referente à superfície de fratura de um corpo de prova com solda ensaiado a -50°C , a ZE, que se encontra um pouco oxidada, é constituída por uma parede bem larga e com presença de dimples, indicando comportamento dúctil. Na Figura 90-b), referente à superfície de fratura de um corpo de prova com solda ensaiado a -75°C , a ZE é bem estreita, cuja parede é pouco definida e com presença de clivagem, o que indica que a fratura teve comportamento frágil, condizente com as informações obtidas através das curvas de Carga *vs.* CMOD para esta condição.

Figura 88 – Microfractografia da zona de estiramento de corpos de prova de material base ensaiados à temperatura ambiente: a) MB 2; b) MB 4; c) MB 5; d) MB 6.

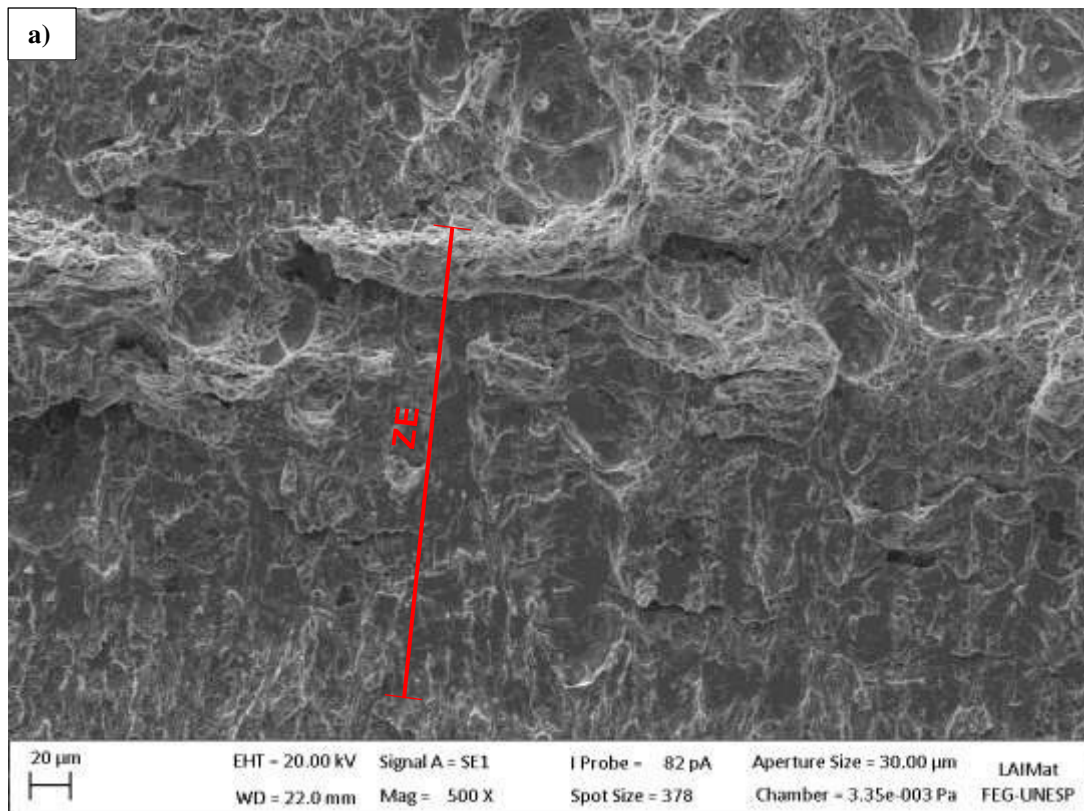


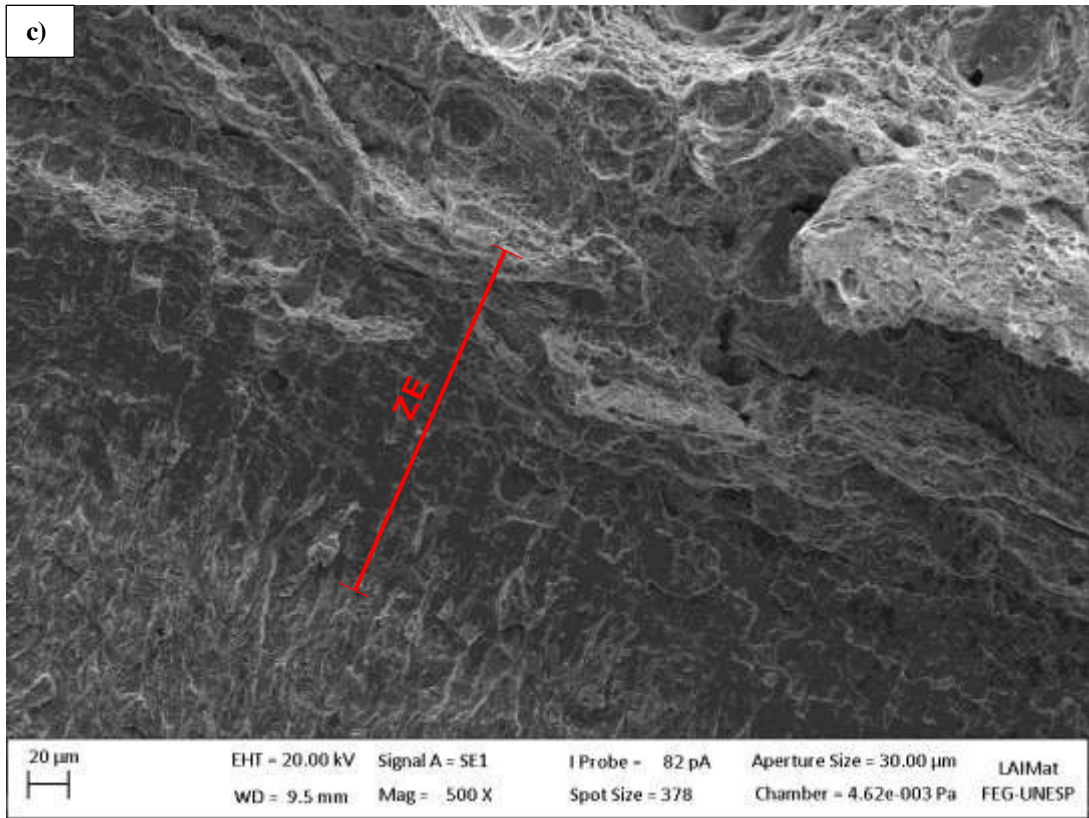
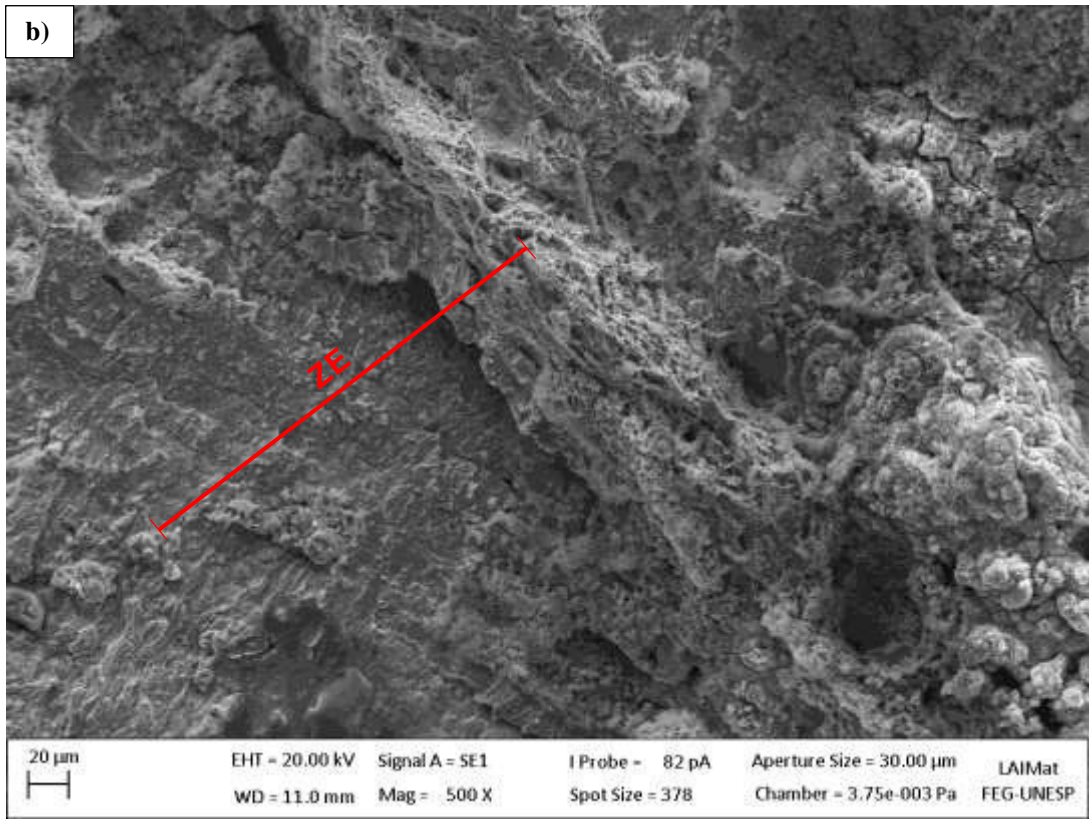




Fonte: Produção do próprio autor.

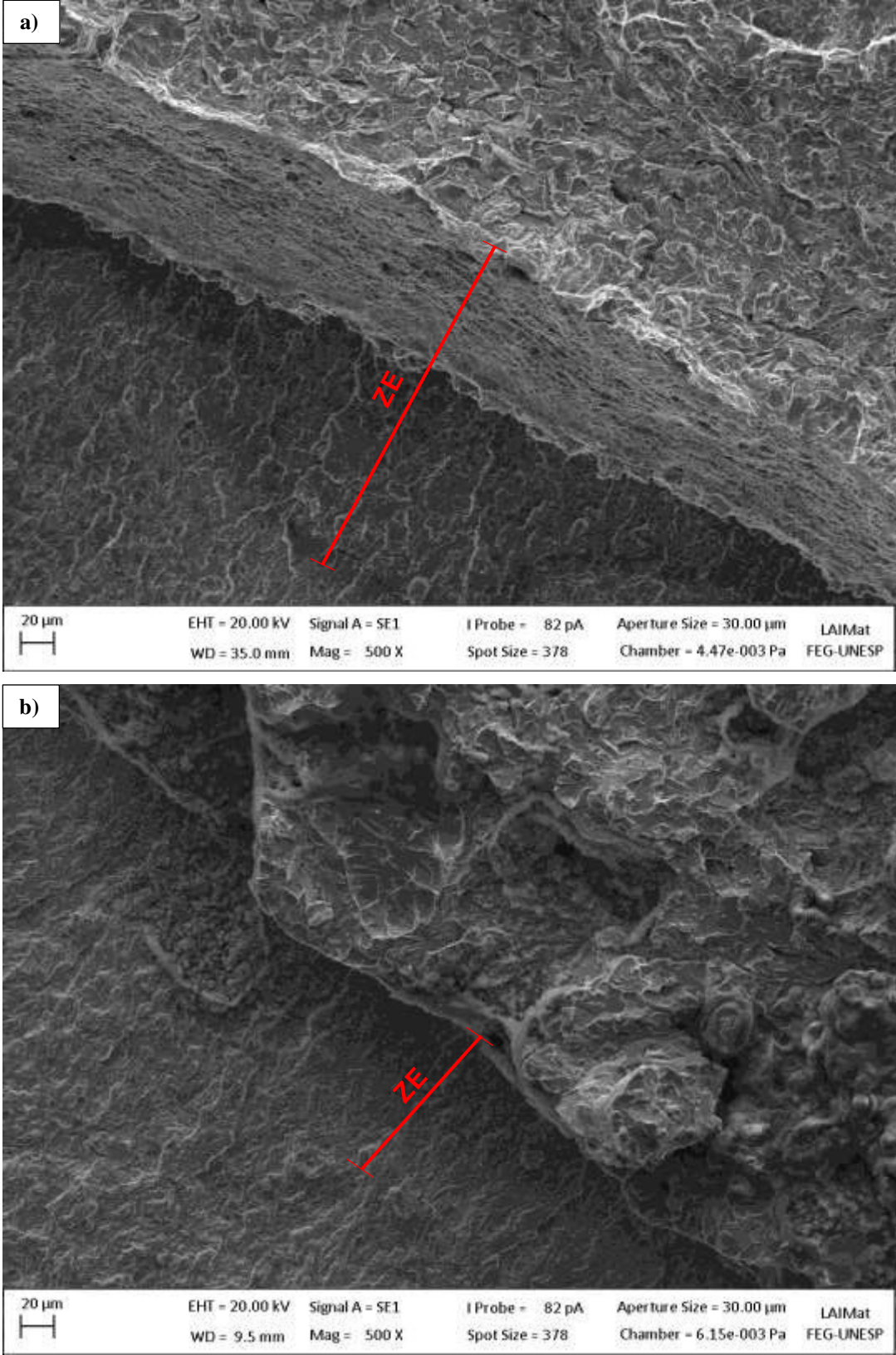
Figura 89 – Microfractografia da zona de estiramento de corpos de prova de material base ensaiados a: a) 0°C; b) -50°C; c) -75°C.





Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 90 – Microfractografia da zona de estiramento de corpos de prova com solda, ensaiados a: a) -50°C;
b)-75°C.

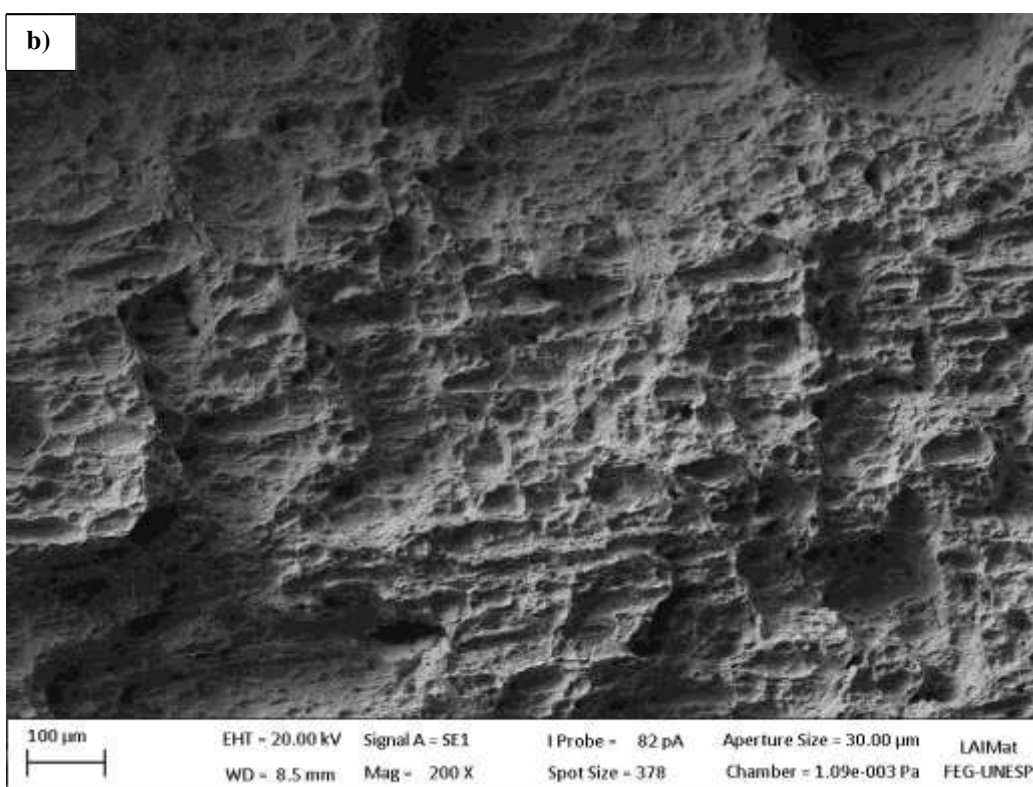
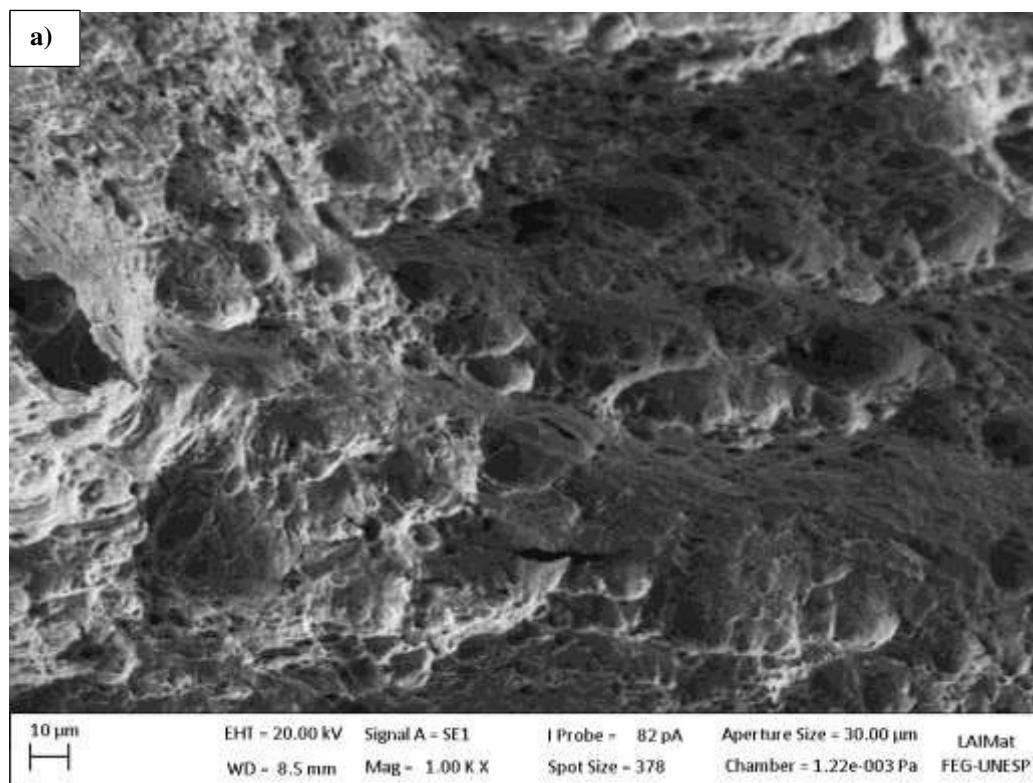


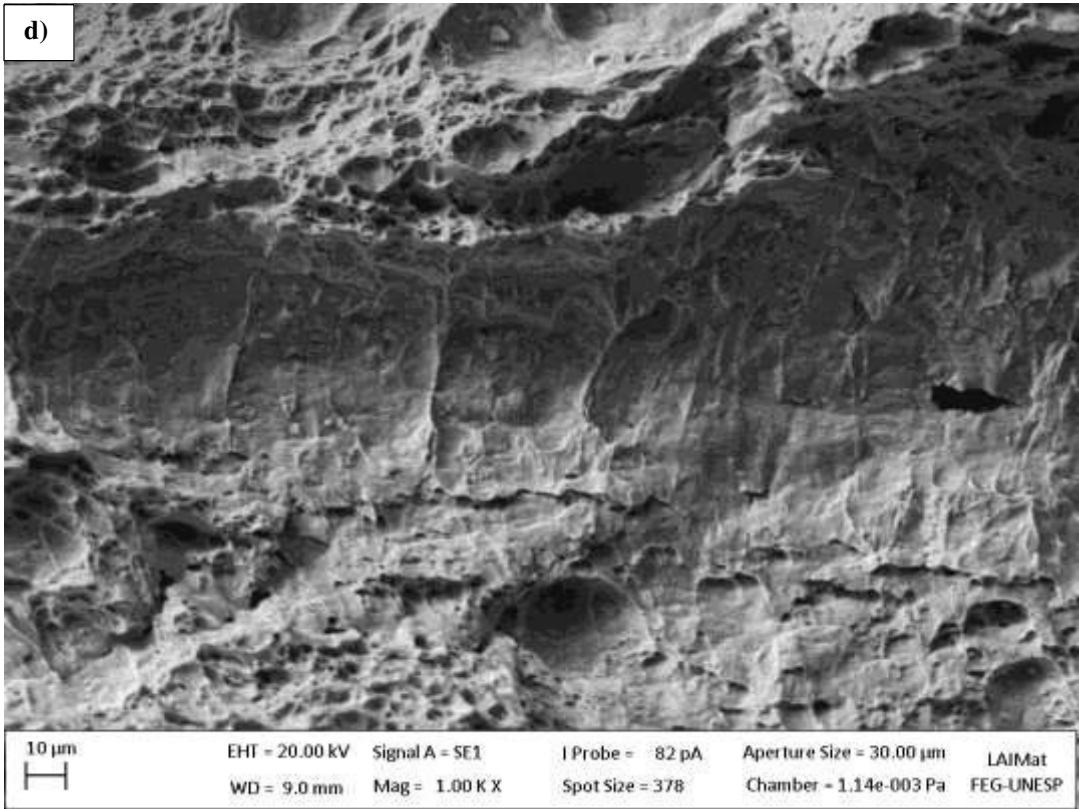
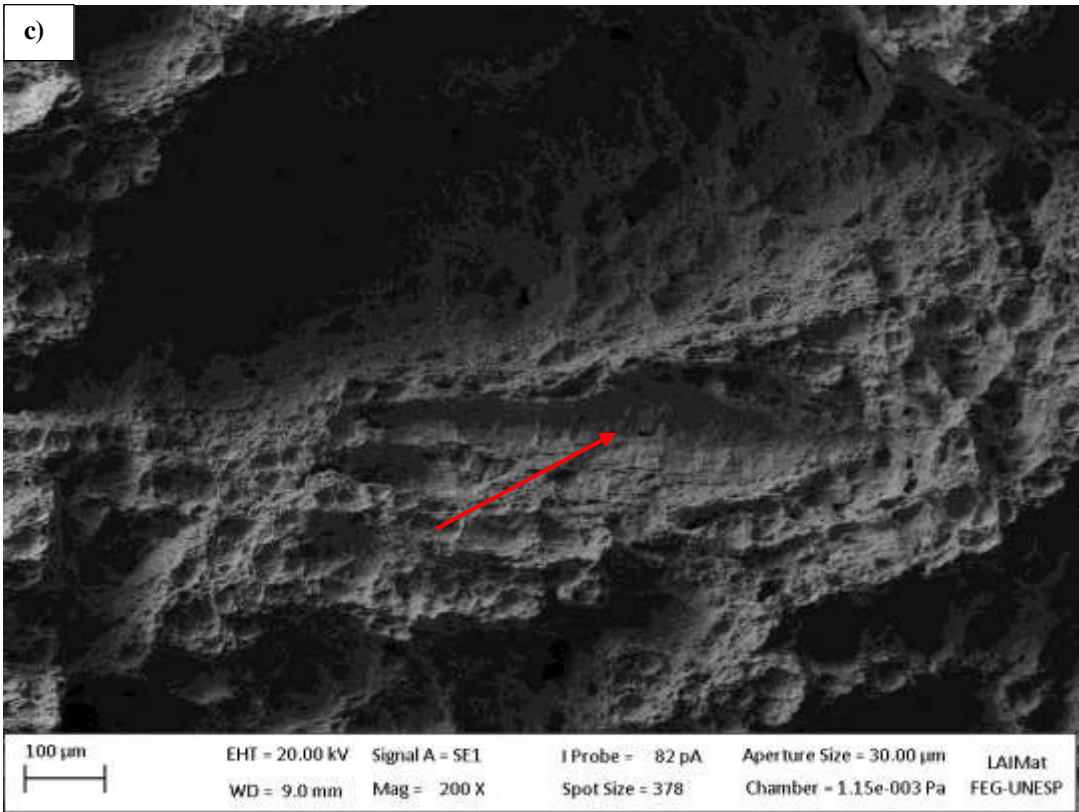
Fonte: Produção do próprio autor.

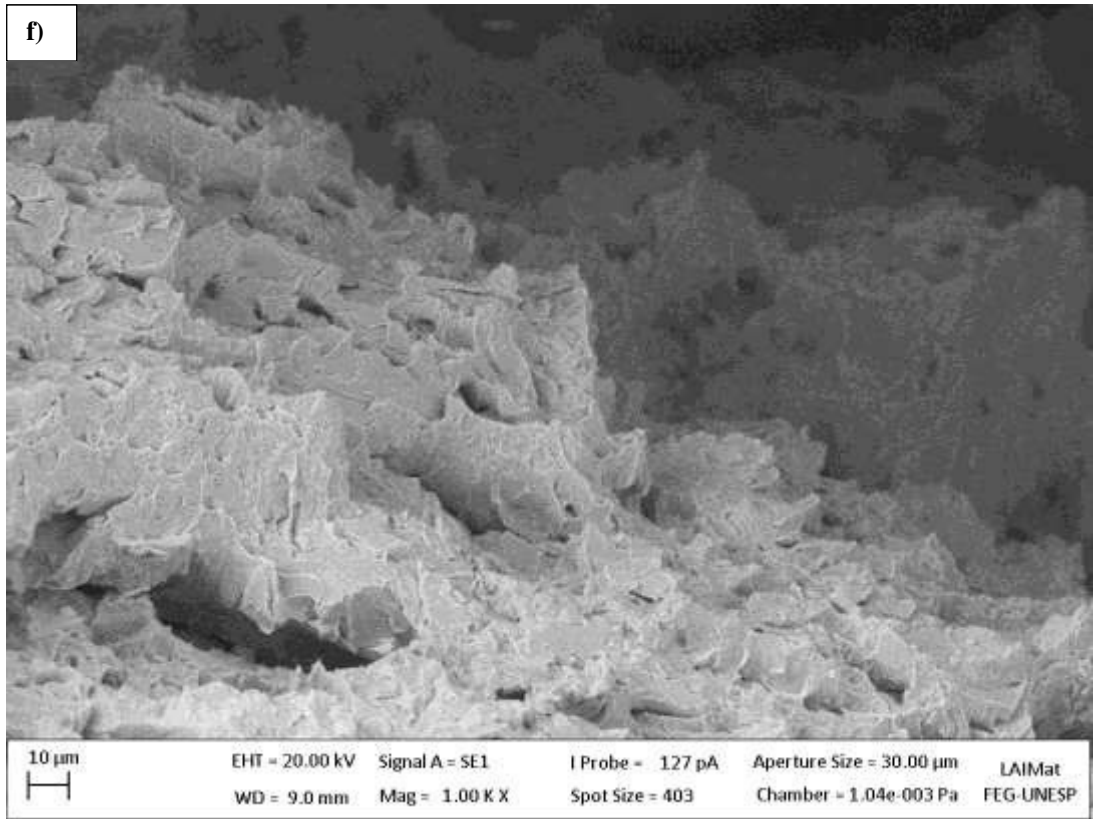
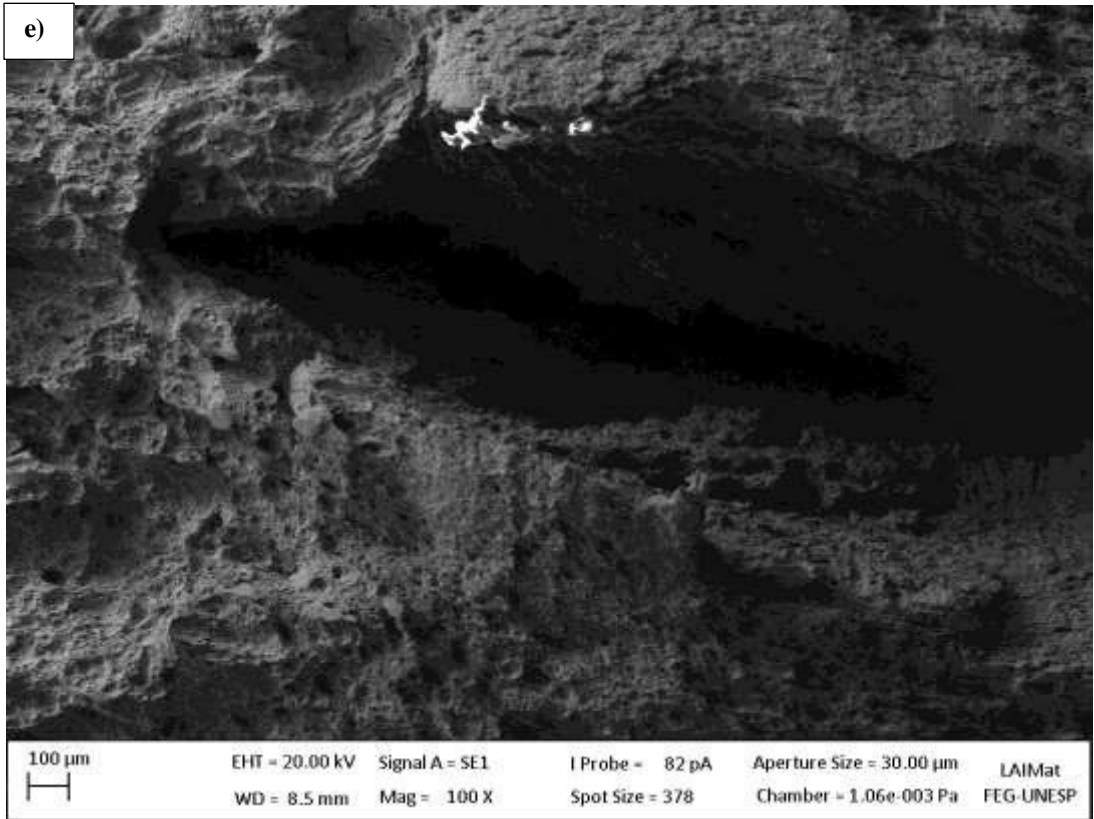
A Figura 91 apresenta as microfractografias da região de propagação instável da trinca de corpos de prova de material base ensaiados à temperatura ambiente. Uma grande presença de dimples foi encontrada nas superfícies de fratura, indicando fratura com comportamento dúctil para esta condição de temperatura, confirmando o comportamento observado na ZE. A Figura 91-d) é uma ampliação da região indicada na Figura 91-c), enfatizando uma depressão que, devido ao seu formato alongado, pode ter sido ocupada por uma inclusão de sulfeto que se desprende durante o ensaio de CTOD. A Figura 91-e) apresenta uma delaminação, a mesma indicada na Figura 80-d. A Figura 91-f) apresenta o interior da delaminação com facetas de clivagem, sendo estas oriundas do alinhamento de planos de clivagem paralelos à direção de laminação, segundo Hippert (2004). Na Figura 91-g) é apresentada uma depressão que, devido ao seu formato alongado, também pode ter sido ocupada por uma inclusão de sulfeto, e outra, que devido ao seu formato arredondado, pode ter sido ocupada por uma inclusão de óxido, ou alguma outra partícula que se desprende durante ensaio de CTOD.

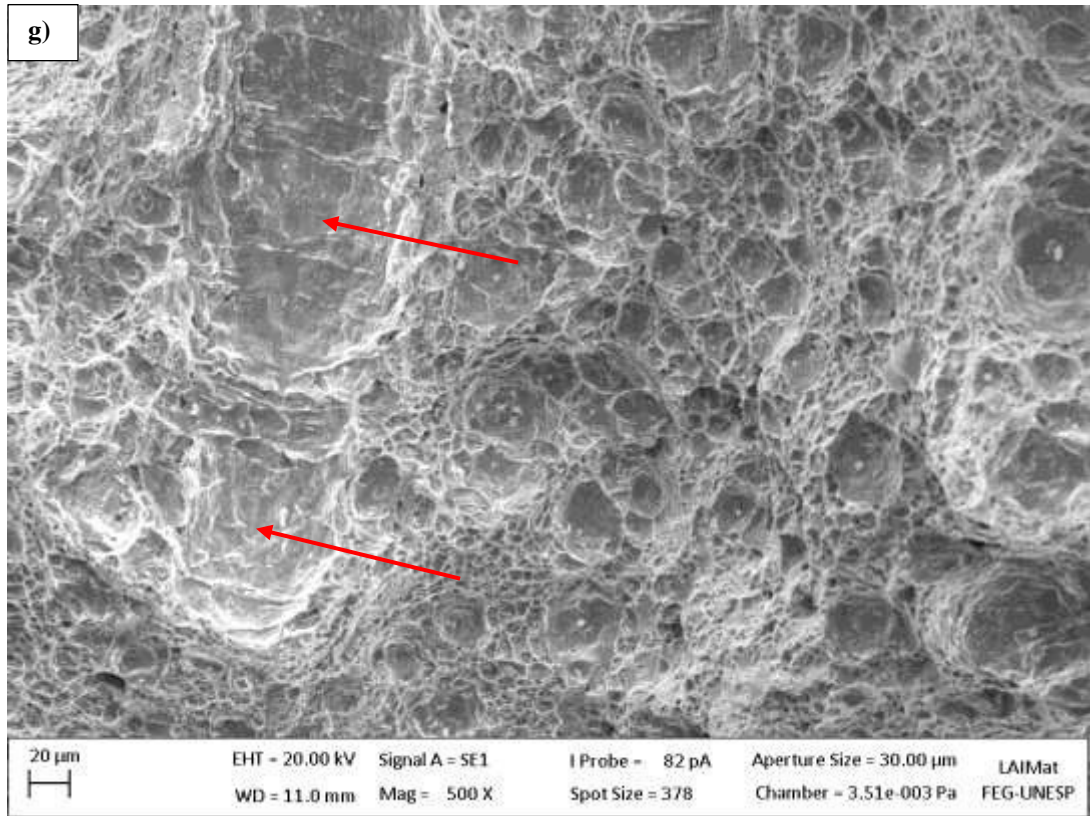
Conforme pode ser visto na Figura 92-a), houve presença de dimples, o que indica que a fratura de corpos de prova de metal base ensaiados a 0°C também apresentou comportamento dúctil, confirmando o comportamento observado na ZE. Percebe-se que havia uma colônia de inclusões de sulfeto na região analisada, devido à presença de cavidades alongadas, indicadas por setas. Na Figura 92-b) nota-se também a presença de dimples, o que indica que os corpos de prova de metal base ensaiados a -50°C também apresentaram fratura com comportamento dúctil, também confirmando o comportamento observado na ZE. Observa-se também a presença de cavidades, as quais provavelmente foram ocupadas por partículas que se desprenderam durante ensaio CTOD. Já na Figura 92-c), referente ao corpo de prova MB 31, ensaiado a -75°C, observa-se certa presença de dimples, mas a clivagem é predominante, o que justifica o comportamento pouco dúctil da curva Carga *vs.* CTOD deste material, e o seu baixo valor de tenacidade comparado aos outros corpos de prova ensaiados nesta mesma temperatura.

Figura 91 - Microfractografias da região de propagação instável da trinca de corpos de prova de material base, ensaiados à temperatura ambiente: a) fratura dúctil no corpo de prova MB 2; b) fratura dúctil no corpo de prova MB 5; c) fratura dúctil no corpo de prova MB 4 e indicação de região possivelmente ocupada por um sulfeto; d) detalhe da região do corpo de prova MB 4, que pode ter sido ocupada por inclusão de sulfeto; e) delaminação encontrada no corpo de prova MB 6; f) interior da delaminação encontrada no corpo de prova MB 6; g) fratura dúctil no corpo de prova MB 22 e indicação de região possivelmente ocupada por sulfeto e óxido.



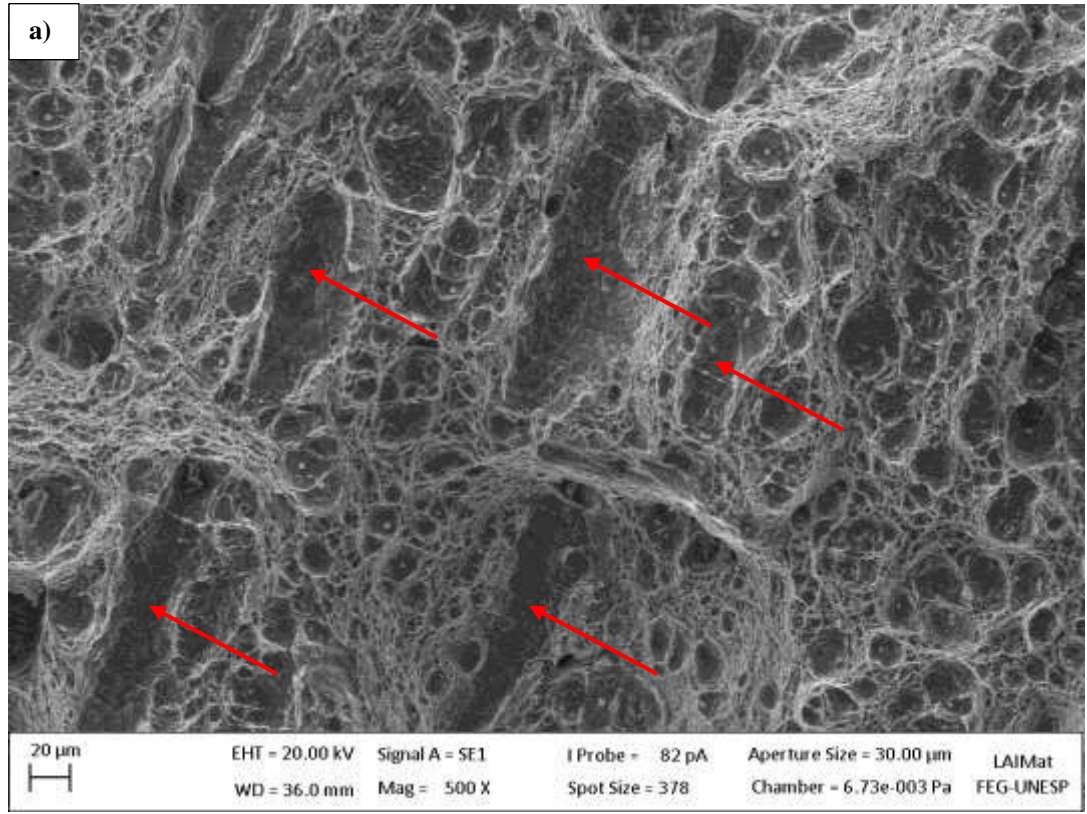


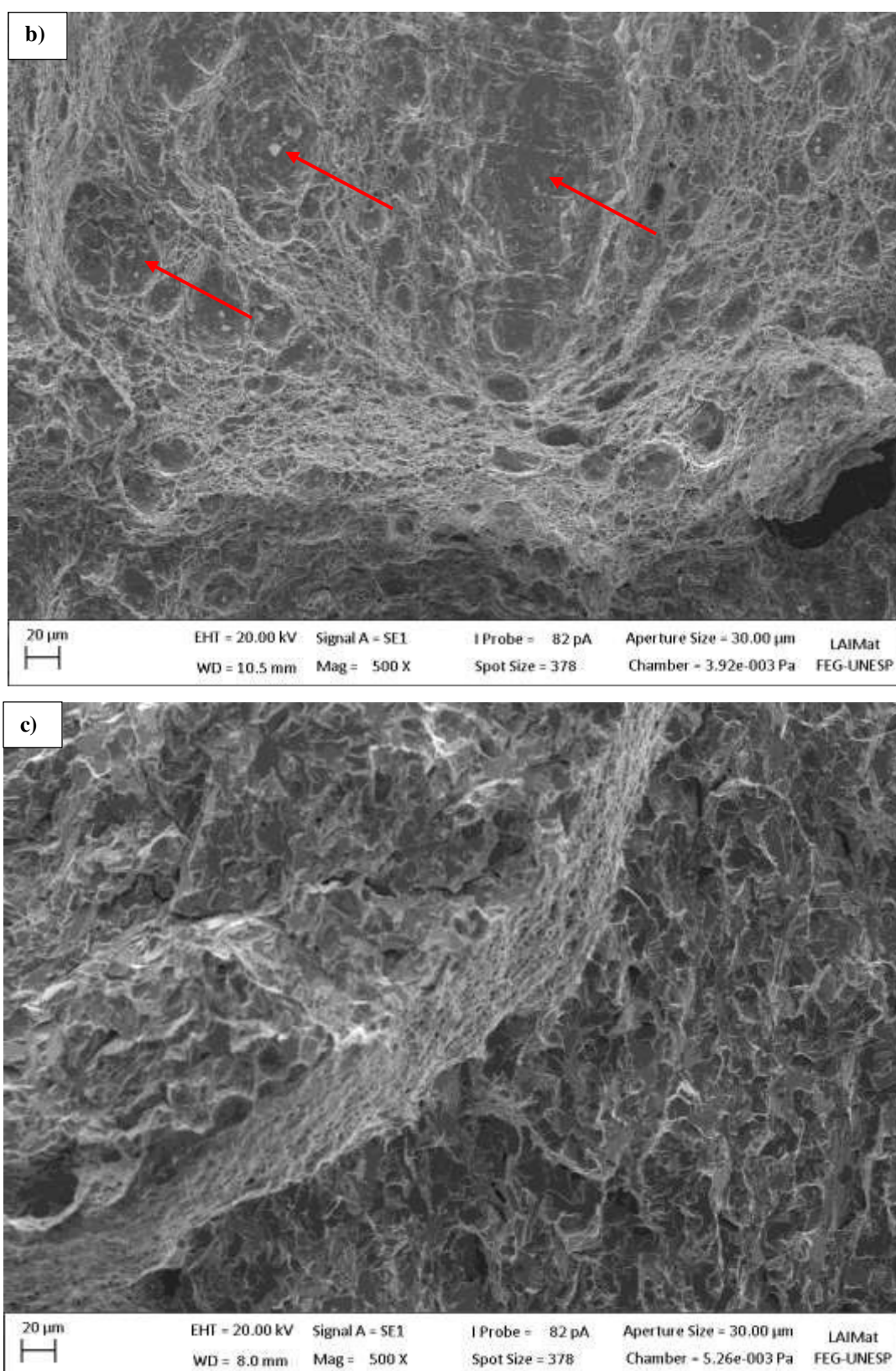




Fonte: Produção do próprio autor.

Figura 92 – Microfractografias da região de propagação instável da trinca de corpos de prova de material base ensaiados a: a) 0°C; b) -50°C; c) -75°C.



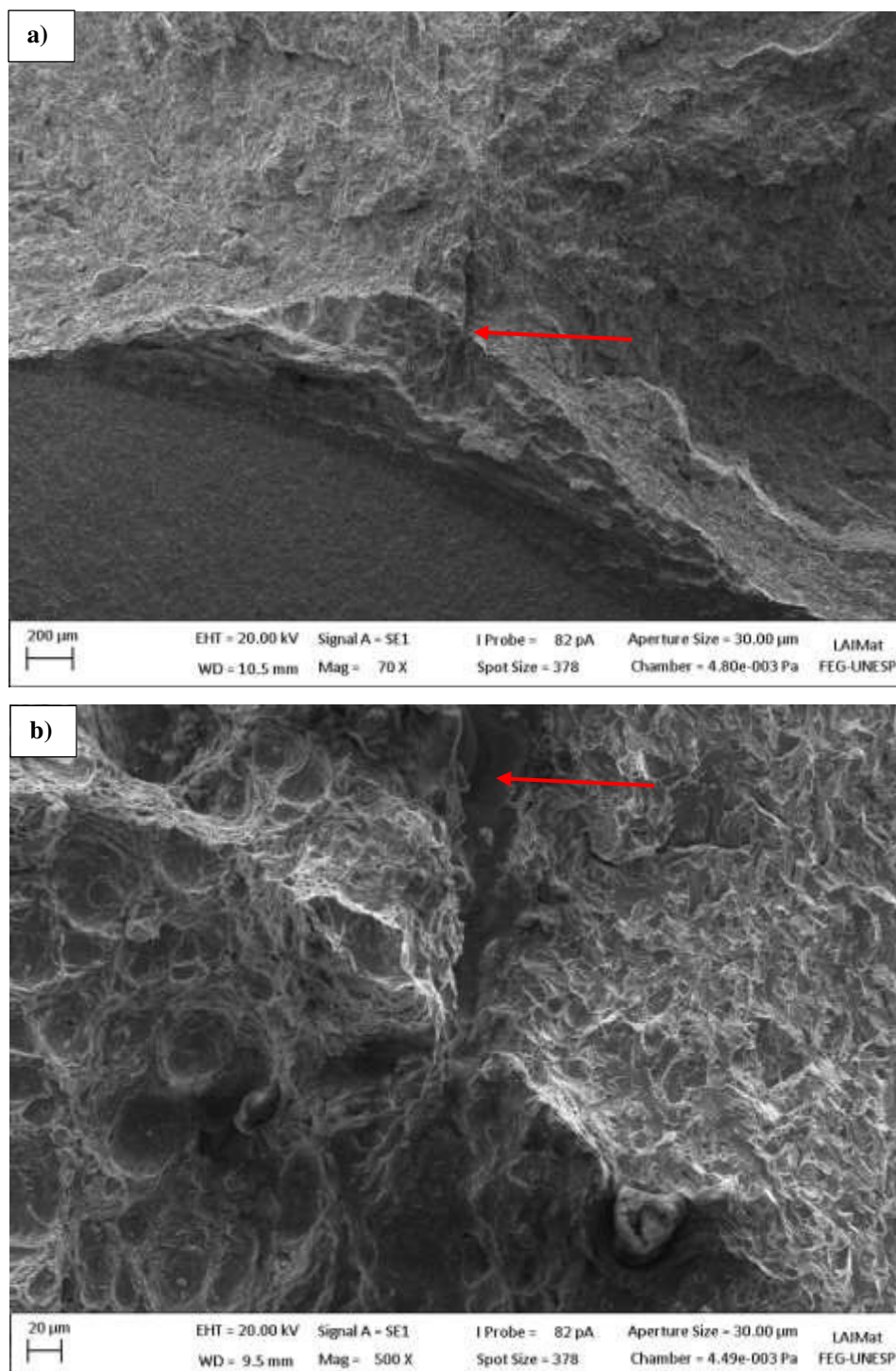


Fonte: Produção do próprio autor.

Na Figura 93 é mostrada uma delaminação nucleada na zona de estiramento (ZE) de um corpo de prova de MB ensaiado a -75°C . Na Figura 93-b), onde é possível visualizar a região

da delaminação com detalhes, observa-se que do lado esquerdo da delaminação há predominância de dimples, e do lado direito da delaminação há predominância de clivagem, o que indica que a fratura ocorreu da direita para a esquerda, pois a presença de dimples indica que a delaminação aliviou a energia durante a fratura.

Figura 93 – Delaminação encontrada em corpo de prova de MB ensaiado a -75°C . a) Nucleação da delaminação na ZE; b) Ampliação da região da delaminação.



Fonte: Produção do próprio autor.

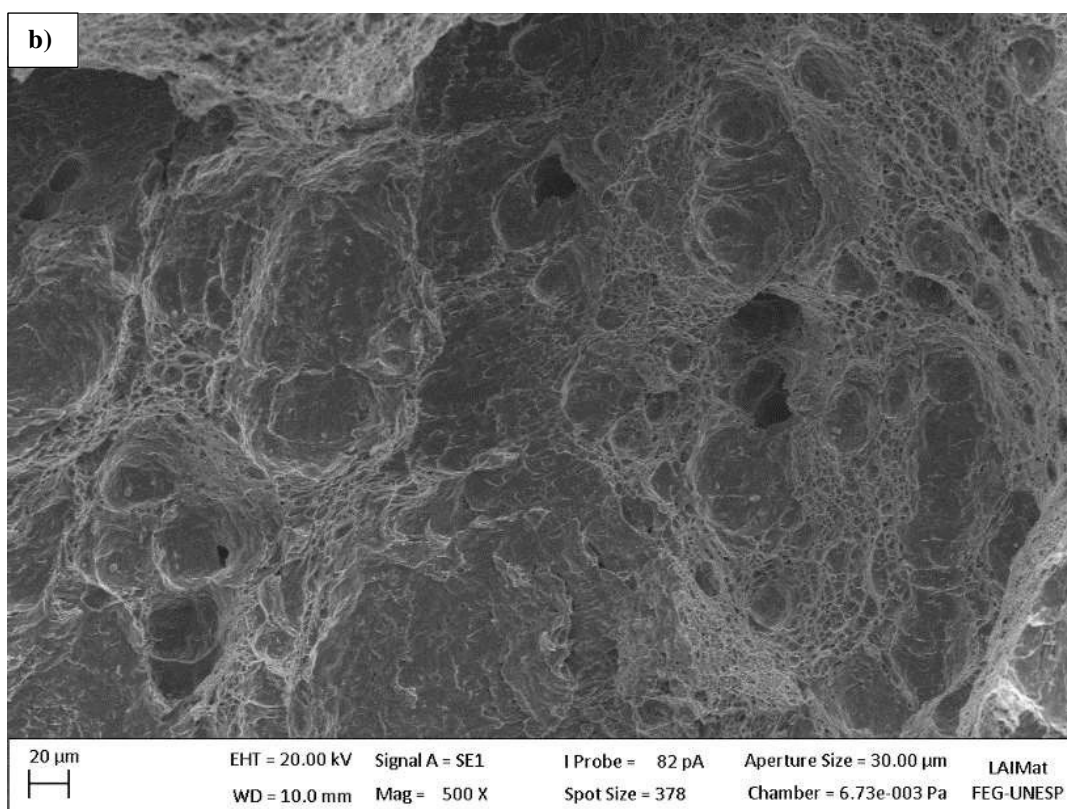
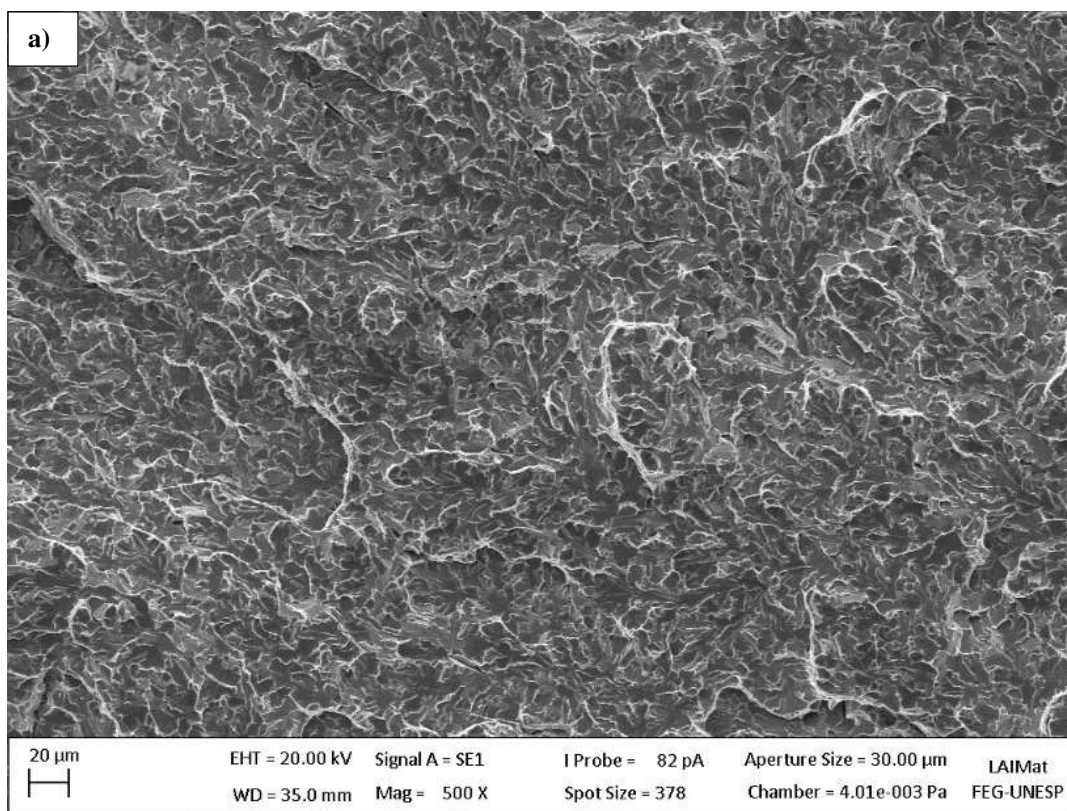
A presença de inclusões e de delaminações podem justificar, junto com as diferentes configurações de entalhes utilizadas (sem *knife edge* embutido e com *knife edge* embutido), a dispersão dos resultados de tenacidade obtidos.

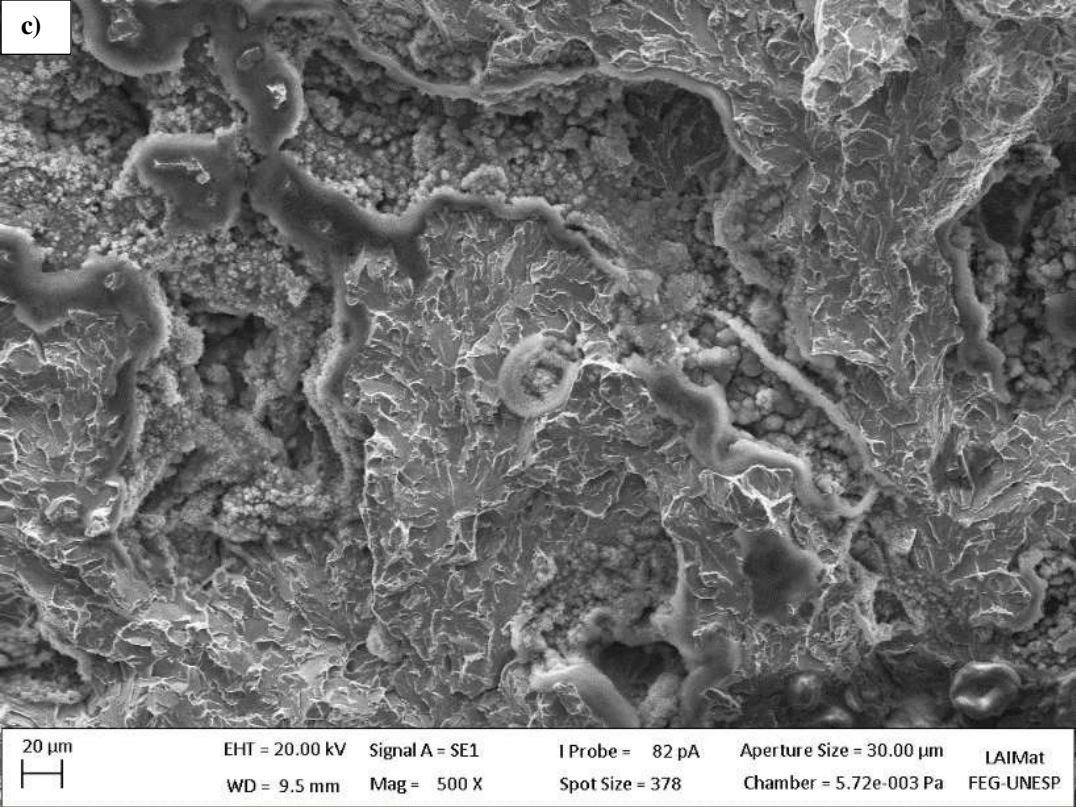
Na Figura 94-a), referente a um corpo de prova de MS ensaiado a -50°C , é observada a presença de clivagem, indicando a ocorrência de uma fratura com comportamento frágil. Porém, a microfractografia da ZE deste corpo de prova, representada na Figura 90-a), indica um comportamento dúctil. A presença de ambos os mecanismos, clivagem e dimples, é justificada pelo fato de o material em questão ter sido ensaiado em uma temperatura onde ele apresenta transição do comportamento dúctil-frágil (temperatura de transição dúctil-frágil). Mas apesar da presença dos dois mecanismos, houve predominância do mecanismo de clivagem, o que confere ao material, nesta condição, uma fratura com comportamento predominantemente frágil, o que condiz com as informações obtidas através das curvas de Carga vs. CTOD e com os valores de tenacidade obtidos nessas condições.

Na Figura 94-b), referente ao corpo de prova MS 11, ensaiado a -75°C , observa-se apenas presença de dimples, conferindo a este material uma fratura com comportamento dúctil, o que justifica o elevado valor de tenacidade obtido para este corpo de prova, nesta temperatura. Já na Figura 94-c), referente ao corpo de prova MS 12, também ensaiado a -75°C , apesar da presença de oxidação, consegue-se observar apenas presença do mecanismo de clivagem, indicando que este material apresentou fratura com comportamento frágil, o que justifica o baixo valor de tenacidade obtido para este corpo de prova, nesta temperatura. Ambos os corpos de prova representam os casos extremos de tenacidade obtidos a -75°C , de forma que o corpo de prova MS 11 apresentou o maior valor de tenacidade, e o corpo de prova MS 12 apresentou o menor valor de tenacidade.

De acordo com as análises das superfícies de fratura por MEV, estas foram condizentes com os resultados obtidos através dos ensaios CTOD.

Figura 94 – Microfractografias da região de propagação instável da trinca de corpos de prova com solda, ensaiados a: a) -50°C , com presença predominante de clivagem; b) -75°C , com presença predominante de dimples; c) -75°C , com presença predominante de clivagem.





Fonte: Produção do próprio autor.

5 CONCLUSÕES

A partir das análises realizadas ao longo do estudo de um tubo API 5L X70 soldado por HF/ERW, pôde-se concluir que a caracterização mecânica e microestrutural do aço e suas juntas soldadas atenderam às especificações exigidas pelas principais normas internacionais de petróleo e gás, e que a microestrutura obtida está de acordo com a composição química do aço e o tratamento de laminação controlada ao qual o material foi submetido, resultando basicamente em uma microestrutura constituída de perlita e ferrita.

De acordo com as análises microestrutural e de microdureza das amostras de material base, e com a aplicação do Teste de Hipóteses, pôde-se concluir que existe anisotropia no material em estudo, a qual está associada ao processo de conformação mecânica das chapas de aço durante o processo de manufatura. E conforme resultados das análises de microdureza das amostras de junta soldada e da avaliação estatística pelo Teste de Hipóteses, concluiu-se que não houve encruamento na região da junta soldada para a amostra planificada, o que confere a aplicabilidade de corpos de prova do tipo SE(B) *gull wing* em ensaios CTOD.

De acordo com os mecanismos de fratura obtidos, o material apresentou fratura com comportamento predominantemente dúctil para os corpos de prova de material base, em todas as condições de temperatura, o que era esperado para o aço em questão, já que este pertence à classe dos aços ARBL, que possuem boa combinação de resistência e tenacidade. Para os corpos de prova referentes à linha de solda, a fratura apresentou comportamento predominantemente frágil, o qual é esperado para materiais com solda, pois esta é sujeita à presença de defeitos, à presença de zonas frágeis localizadas, ao acúmulo de tensões residuais e à heterogeneidade microestrutural das regiões resultantes do processo de soldagem, que aumentam o risco de fratura frágil.

De acordo com os resultados obtidos por ensaios CTOD, as amostras de material base apresentaram boa tenacidade na região de transição dúctil-frágil, o que indica que o aço em questão é indicado para condições críticas de operação do setor de petróleo e gás, o que não ocorreu com as amostras de material de solda, que apresentaram baixa tenacidade na região de transição dúctil-frágil.

De forma geral, obteve-se bons resultados de tenacidade CTOD, de forma que dos 27 ensaios CTOD realizados, 22 foram validados, o que indica que a metodologia empregada para o estudo da integridade estrutural por meio do ensaio CTOD com amostras extraídas diretamente da parede do tubo, com posterior planificação, mostrou-se adequada, o que lhe confere viabilidade e aplicabilidade. Contudo, há necessidade de um controle mais rigoroso no

processo de planificação, o qual poderia ser alcançado com a ajuda de um dispositivo (molde) associado à prensagem.

A comparação entre as normas BS7448 (1991) e ASTM E1820-11 permitiu concluir, até o momento, que ambas as metodologias tendem a convergir para um valor comum, já que os resultados obtidos por ambas as normas foram bem próximos.

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

6 SUGESTÕES PARA ESTUDOS FUTUROS

Devido à importância do estudo da integridade estrutural de juntas soldadas por meio do ensaio de CTOD, são listados a seguir alguns pontos para estudos futuros, em torno da integridade estrutural de juntas soldadas pelo processo HF/ERW.

- Devido à sua heterogeneidade microestrutural, e em especial à presença da região de grãos grosseiros, a ZTA é considerada a região mais crítica da junta soldada, em termos de integridade estrutural, o que torna interessante quantificar a tenacidade nesta região. Para isso deve-se realizar ensaios de CTOD para amostras com entalhe na região da ZTA para diferentes temperaturas.
- Uma grande vantagem do ensaio CTOD é que até o momento, ele tem sido o mais indicado para medir tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil, assim como também é o mais apropriado para juntas soldadas. Logo, seria interessante levantar curvas de transição dúctil-frágil por ensaios CTOD para material de base, ZTA e linha de solda, e comparar com as curvas obtidas por ensaios *Charpy* para cada uma dessas regiões.
- Conforme constatado no presente trabalho, os valores de CTOD calculados pelas normas BS7448(1991) e ASTM E1820-11 foram bem próximos e convergiram para um valor comum. Entretanto, esta constatação foi baseada somente em dois ensaios de CTOD, sendo um referente ao material base, e o outro referente à linha de solda. Para maior credibilidade do estudo, julga-se necessário realizar um maior número de ensaios de CTOD para cada condição, tanto em termos de temperatura quanto em termos da região da junta soldada na qual deseja-se estudar, e fazer um tratamento estatístico.

REFERÊNCIAS

- ABM – Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. **Tendências e Inovações em Aços**. Estudo Prospectivo do Setor Siderúrgico: 2008. Brasília: Centro de Gestão e Estudos Estratégicos, 2008. 44p.
- ALÍPIO, P. H. et al. Evolução dos aços para tubos API utilizados no transporte de óleo e gás. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, 14, 2000, São Pedro. **Anais...** São Pedro: CBECIMAT, 2000. p. 45801-45813.
- ALVINO, A. E. I., **Aplicação da Lógica Nebulosa ao Modelo Muhlbauer Para Análise de Risco em Dutos**. 223f. Tese de Doutorado (Pós-Graduação em Engenharia Mecânica). Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Técnico Científico, PUC-Rio. 2003.
- AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5L** – Specification for Line Pipe. Washington: API Publishing Services, 2012. 178p.
- API RP 2Z. **Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures**, Fourth Edition. 2005.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E399**: Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. 31p. 1999.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1820**: Standard test method for measurement of fracture toughness. West Conshohocken, PA, EUA, 2011.
- ANDERSON, T. L. **Fracture mechanics: Fundamentals and Applications**, 3rd ed., CRC: New York, 2005, 640p.
- ANDREWS, R. M., MORGAN, G. C., The Significance of Low Toughness Areas in the Seam Weld of Linepipe. In: **Proceedings of International Pipeline Conference – IPC 2004**. October 4-8, 2004, Calgary, Alberta, Canada, 10p. 2004.
- ARAKI, T.; ENOMOTO, M.; SHIBATA, K. Microstructural aspects of bainite-like ferritic structures of continuously cooled low carbon (<0.1%) HSLA steels. **Materials Transactions - JIM**, v. 32, n.8, p.729-736, 1991.
- ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. Materials Park: ASM International, 1990, 1063p.
- AZEVEDO, R.S. **Determinação experimental da tenacidade à fratura em baixas temperaturas em tubos de aço API 5L X70**. Guaratinguetá, 2011. 74 p. Monografia (Graduação em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.
- BAI, Y.; BAI, Q. **Subsea Structural Engineering Handbook**. Burlington: Gulf Professional Publishing (imprinting of Elsevier), 2012. 960p.

BARBOSA, V. S. **Investigação experimental da tenacidade em tubos de aço API 5L X70 soldados pelo processo HF/ERW**. 2011. 147 f. Trabalho de conclusão de curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

BEIDOKHTI, B.; KOKABI, A. H.; DOLATI, A. A comprehensive study on the microstructure of high strength low alloy pipeline welds. **Journal of Alloys and Compounds**. 597 (2014). p. 142-147.

BP, **BP Statistical Review of World Energy**. 65 ed. London, UK. 46p. 2016.

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

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

CANADIAN STANDARDS ASSOCIATION, **CSA Standard Z245.1-02**, Steel Pipe. Ontario, Canada, September 2002, 101p.

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

CHEN et al. A comparison between fracture toughness at different locations of longitudinal submerged arc welded and spiral submerged arc welded joints of API X80 pipeline steels. **Engng Fract Mech**, 2015; 148:110-121.

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

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. São Paulo: ABM, 1990. 576 p.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**; revisão técnica André Luiz V. da Costa e Silva. São Paulo: Edgard Blucher, 2008. v. 4. 652p.

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

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

DAWES, M. G., PISARSKI, H. G., SQUIRRELL, H. G., “Fracture Mechanics Tests on Welded Joints.” **ASTM STP, 995, American Society for Testing and Materials**, Philadelphia, PA, 1989, pp. II-191-II-23.

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

DNV-OS-F101. **Submarine Pipeline Systems**. 372p. 2013.

DUNCAN, AJ et al. **J-Integral fracture toughness testing and correlation to the microstructure of a A285 steel for fracture analysis of storage tank**. Washington: Department of Energy, 2000.

EPE - Empresa Pesquisa Energética. Balanço Energético Nacional: **Relatório Síntese 2016**. Rio de Janeiro: Ministério de Minas e Energia, 2016. 62p.

FGV PROJETOS. Rio de Janeiro: Fundação Getúlio Vargas, ano 05, n. 15, abril 2012. 68p. Disponível em: < <http://fgvprojetos.fgv.br/publicacao/o-mercado-do-petroleo-oferta-refino-epreco>>. Acesso em: 06 jul. 2016.

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

GODEFROID, L. B.; **Ensaaios Mecânicos de Fratura dos Materiais**; Ouro Preto; UFOP; 1ª ed, ABM, São Paulo, 1995.

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

GONG, P.; PALMIERE, E.J.; RAINFORTH, W. M. Thermomechanical processing route to achieve ultrafine grains in low carbon microalloyed steels. **Acta Materialia**. Vol. 119, 2016, p. 43-54.

GORNI, A.A.; SILVEIRA, J.H.D.; REIS, J.S.S. Aços microligados na fabricação de tubos soldados com grande diâmetro. **Tubo & Companhia**, 5:26, Set-Out 2009, pag. 52-63.

GRAY, J. M.: A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels. **Technical Report**, CBMM, July, 2007.

GRIMPE, F. et al. Development, Production and Application of Heavy Plates in Grades up to X120. In: 1st International Conference on Super-High Strength Steels. **Proceedings**. Associazione Italiana di Metalurgia/Centro Sperimentali Materiali, Rome, November 2004, 10 p.

GUIMARÃES, V. **Determinação da Temperatura de Referência T_0 da Curva Mestra na Região de Transição Dúctil-Frágil de Aços ARBL**. 2006. 202f. Tese (Livre-Docência) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – Universidade Estadual Paulista, 2006.

GUMIERI, T. H. M. **Avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas circunferenciais de tubulações de processo**. 2011. Trabalho de Graduação (Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

HAN, et al. Numerical analysis on the medium-frequency induction heat treatment of welded pipe. **Applied Thermal Engineering**. Vol. 51, p. 212-217. 2013.

HASKEL, H. L. et al. Microstructure and Microtexture Assessment of Delamination Phenomena in Charpy Impact Tested Specimens. **Materials Research**. Vol. 17, No. 5. 2014. p. 1238-1250.

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

HILLENBRAND, H.G.; KALWA, C.; High Strength Line Pipe for Project Cost Reduction. **World Pipelines**. Vol. 2, No 1, Jan-Feb 2002.

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

HOPKINS, P. **OIL AND GAS PIPELINES: Yesterday and Today**. Disponível em: <http://www.engr.mun.ca/~spkenny/Courses/Undergraduate/ENGI8673/Reading_List/2007_Hopkins.pdf>. Acesso em 28 ago. 2016.

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING .**Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals**, IIW Doc.IX-1533-88. 1988.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION – IMOA. **Oil Country Tubular Goods**. Disponível em: <<http://www.imoa.info/molybdenum-uses/molybdenum-grade-alloysteels-irons/oil-country-tubular-goods.php>>. Acesso em: 19 mai. 2017.

JUNIOR, J. C. S.; ROCHA, D. B.; BRANDI, S.D. Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 18, n. 2, p. 176-195, Abr/Jun 2013.

JUTLA, T. Caterpillar Incorporation, Fatigue and Fracture Control of Weldments. Fracture Mechanics, Damage Tolerance, and Life Assessment. **American Society for Metals/ASM**, Metals Park, Ohio, pp. 434-449. 1996.

KIM, C. M; KIM, J. K. The Effect of Heat Input on the Defect Phases in High Frequency Electric Resistance Welding. **Met. Mater. Int.**, Vol. 15, No. 1 (2009), pp. 141-148. 2009.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2003. 461p.

KOZASU, I. **Processing – Thermomechanical Controlled Processing**. In: Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment: Constitution and Properties of Steels, vol. 7, VCH, Weinheim, 1992, 186-217.

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

KRAUSPENHAR, T. L. **Avaliação da resistência à corrosão-fadiga do aço API 5CT P110 em meio aquoso salino contendo H₂S**. 2012. 92 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia, área de concentração: Ciência dos Materiais) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2012.

KÜNE, K et al. Reasons for the appearance of separations in HSLA-steels. In: 4th European Conference on Fracture, s.l., s.d. **Proceedings**, p.328-334, 1998.

KYRIAKIDES, S.; CORONA, E. **Mechanics of Offshore Pipelines**. Elsevier Science. Vol. 1. 448p. 2007.

LAGNEBORG, R. et al. The Role of Vanadium in Microalloyed Steels. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, 28:5, October 1999, 186-241.

LAN, L. et al. Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Nb-Ti Microalloyed Pipeline Steel. **JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH INTERNATIONAL**. 2011, 18(2):57-63, v. 18, n. 2, p. 57-63, 2011.

LANDEE. Xiamen Landee Industries Co., Ltd. **OCTG Steel Pipe**. Disponível em: < <http://www.landee.cn/octg-steel-pipe.html>>. Acesso em: 19 mai. 2017.

LEE, P. E. J. **Introduction to Offshore Pipelines and Risers**. Houston: 2007. 170p.

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

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2011. 362p.

MELO, L. C. R. **Desenvolvimento de tubo ARBL contendo 1Cr 0,2Mo fabricado pelo processo ERW/HF destinado à indústria de petróleo e gás**. 2013. 135f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

MME - Ministério de Minas e Energia, 2016. **Resenha Energética Brasileira**. Resultados de 2015. Brasília, DF. 29 p. 2016.

MORAIS, J. M., **Petróleo em águas profundas: uma história tecnológica da Petrobras na exploração e produção offshore**. Brasília: Ipea: Petrobrás, 2013. 424 p.

NARA, Y. Production of Line Pipe in Japan. **Metals Technology**, vol. 10, n° 8, August 1983, 322-329.

NASCIMENTO, M. P., **Avaliação da tenacidade em tubos ARBL API X70, API N80 e API P110, soldados pelo processo HF/ERW**. Projeto de Pesquisa de Pós-Doutoramento, Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico/CNPq, Processo 504988/2008-5. Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá. 2010, 232p.

NICHOLS, R. K. **High Frequency Welding the Process and Application**. 1999.

O'BRIEN, R. L. **Welding Handbook**: Volume 2 - Welding Processes. Miami: American Welding Society, 1991.955p.

OFFSHORE, 2015. Vol. 75, 5^a ed. Disponível em: <<http://www.offshore-mag.com/articles/print/volume-75/issue-8/flowlines-and-pipelines/operators-planning-more-than-6-500-miles-of-offshore-pipelines-through-2019.html>>. Acesso em: 17 mai. 2017.

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

OIL & GAS, 2016. Vol. 144. 2^a ed. Disponível em: <<http://www.ogj.com/articles/print/volume-114/issue-2/transportation/near-term-pipeline-construction-strong.html>>. Acesso em: 17 mai. 2017.

PAPAVINASAM, S. **Corrosion Control in the Oil and Gas Industry**. Waltham: Gulf Professional Publishing (imprinting of Elsevier), 2014. 992p

PAXTON, H.W. The Metallurgy of Steels for Large Diameter Linepipe. In: Alloys for the Eighties. **Proceedings**. Climax Molybdenum Co., Ann Arbor, June 1980, 185-211.

PARK et al. Characterization of bond line discontinuities in a high-Mn TWIP steel pipe welded by HF-ERW. **Materials Characterization**. Vol. 118, p. 14-21. 2016.

PARRISH, G. **The influence of microstructure on the properties of case-carburized componentes**. ASM, 1980. 236p.

PETROBRÁS – Petróleo Brasileiro S/A. Disponível em: <<http://www.investidorpetrobras.com.br/pt/comunicados-e-fatos-relevantes/producao-de-petroleo-e-gas-natural-em-2015>>. Acesso em: 06 jul. 2016.

PETROPEDIA. **Line Pipe**. Disponível em: <<https://www.petropedia.com/definition/7333/line-pipe>>. Acesso em: 20 mai. 2017.

RAGU NATHAN, S.; BALASUBRAMANIAN, V.; MALARVIZHI, S.; RAO, A.G. Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. **Defence Technology**. Vol. 11, p. 308-317. 2015.

RAMÍREZ-CAMACHO, J. G. et al., Assessing the consequences of pipeline accidents to support land-use planning. **Safety Science**. Vol. 97, p. 34-42. 2017.

REVISTA DO AÇO. **Resistência e tecnologia de ponta**. 2012. Disponível em: <<http://www.revistadoaco.com.br/resistencia-e-tecnologia-de-ponta/>>. Acesso em: 23 mai. 2017.

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

ROLFE, S. T.; SOREM, W. A.; WELLMAN, G. W. Fracture Control in the Transition-Temperature Region of Structural Steels. **J. Construct. Steel Research**. 12 (1989) 171-195.

RUDNEV, V.; LOVELESS, D.; COOK, R.; BLACK, M. **Handbook of induction heating**. Michigan, 1. ed. Madison Heights: Marcel Dekker, Inc. 2003. 777p.

RUGGIERI, C. **A Local Approach to Elastic-Plastic Analysis of Crack and Applications to Cleavage Fracture**. Ph.D. Thesis. 1994. Osaka University.

RUGGIERI, C.; HIPPERT, E. Jr. Delamination effects on fracture behavior of a pipeline steel: A numerical investigation of 3-D crack front fields and constraint. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. Vol. 128, 2015, p. 18-35.

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

SÃO PAULO (Estado). Secretaria de Energia. Petróleo e Derivados. Disponível em: < <http://www.energia.sp.gov.br/portal.php/petroleo-e-derivados> >. Acesso em: 06 jul. 2016.

SCHLATTER. Disponível em <<http://www.schlatter-brasil.com.br>>. Acessado em 22 mai. 2017.

SHIN, S.Y. et al. Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels. **Mater SciEngng A**. 2007. 458:281–289.

SHIN, S. Y. et al. Fracture-Toughness Analysis in Transition-Temperature Region of Three American Petroleum Institute X70 and X80 Pipeline Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Vol. 40. pp. 867-876. 2009.

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

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

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

SODRÉ, R. T. M.; **Avaliação da Tenacidade à Fratura e da Resistência à Fadiga de Dois Aços Utilizados em Eixos de Carros Torpedos**. 2008. 100 f. Dissertação (Mestrado em

Engenharia de Materiais) – Rede Temática em Engenharia de Materiais (UFOP – CETEC – UEMG). Ouro Preto – MG, 2008.

SORRIJA, B. A. **Análise da resistência à fadiga de tubos de aço API 5CT N80 Tipo Q soldados via processo de indução magnética de alta frequência (HFIW)**. 2016. 166 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2016.

SPE – SOCIETY OF PETROLEUM ENGINEERS. **Casing and Tubing**. Disponível em: <http://petrowiki.org/Casing_and_tubing> 2015. Acesso em 30 out. 2016.

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

STALHEIM, D. G. The Use of High Temperature Processing (HTP) Steel for High Strength Oil and Gas Transmission Pipeline Applications. **Iron and Steel**, v. 40, p. 699-704, 2005.

STILL, J. R. Changes in materials and welding processes in the UK sector of the offshore oil and gas industry. **Welding & Metal Fabrication**. May 1996. p. 195-200.

TENARIS. **Risers**. Disponível em: <<http://www.tenaris.com/pt-BR/Products/OffshoreLinePipe/Risers.aspx>>. Acesso em 10 mar. 2017.

TERADA, Y. et al. High-Strength Linepipes with Excellent HAZ Toughness. **NIPPON Steels**, Technical Report No 90, pp. 88-93, July, 2004.

THOMAS, J. E. **Fundamentos de engenharia de petróleo**. Rio de Janeiro: Editora Interciência, 2001, 271p.

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

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

TOTTEN, G. E., **Steel Heat Treatment Handbook**, 2nd ed. Boca Raton. Taylor & Francis Group, LLC, 2006. v.1, 820p.

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

U.S. INTERNATIONAL TRADE COMMISSION. **Oil Country Tubular Goods from Austria, Brazil, China, France, Germany, India, Indonesia, Romania, South Turkey, Ukraine and Venezuela**. Publication 3511, n. 701-TA-428 and 731-TA-992-994 and 996-1005

(Preliminary). Washington: United States Trade Commission, 2002. 50p. Disponível em: <http://www.usitc.gov/publications/701_731/pub3511.pdf>. Acesso em: 17 mai. 2017.

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

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

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1992, 494p.

WINSOR, F. J. Welding of Low-Alloy Steels. **ASM Handbook: Welding, Brazing and Soldering**. 10. ed. Metals Park, Ohio: American Society of Metals, 1984, v. 6, p. 662-676.

WOODHEAD, J.H.; KEOWN, S.R., *The History of Microalloyed Steels*. In: ASM INTERNATIONAL 1985. **Conference Proceedings**, p. 15-28, Ed. JM Gray et al., 1985.

YAN, W. et al. Delamination Fracture Related to Tempering in a High-Strength Low-Alloy Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 2010, p. 159-171.

YURIOKA, N. TMCP steels and their welding. **Welding in the World**. vol.3, no.6, p.2-17, 1995.

ZHAO, J. et al. A Novel thermo-mechanical controlled processing for large-thickness microalloyed 560 MPa (X80) pipeline strip under ultra-fast cooling. **Materials Science & Engineering A**, 673(2016), p. 373–377.

ZHU, Z.; HAN, J.; LI, H. Effect of alloy design on improving toughness for X70 steel during welding. **Materials and Design**, Volume 88, 25 december 2015, Pages 1326-1333.

ZHU, Z. et al. High temperature processed high Nb X80 steel with excellent heat-affected zone toughness. **Materials Letters**, Vol. 163, 2016, p. 171-174.