



CURVAS DE RESISTÊNCIA CTOD-R DA INTERFACE METAL-CLAD DE
TUBOS API X52 CLADEADOS POR SOLDAGEM COM INCONEL 625

Aldecir Alves de Araujo

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientadores: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Rio de Janeiro

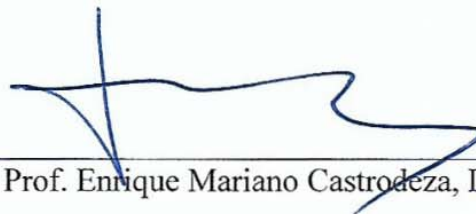
Junho de 2016

CURVAS DE RESISTÊNCIA CTOD-R DA INTERFACE METAL-CLAD DE
TUBOS API X52 CLADEADOS POR SOLDAGEM COM INCONEL 625

Aldecir Alves de Araújo

TESE SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ
COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE) DA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE DOUTOR EM
CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

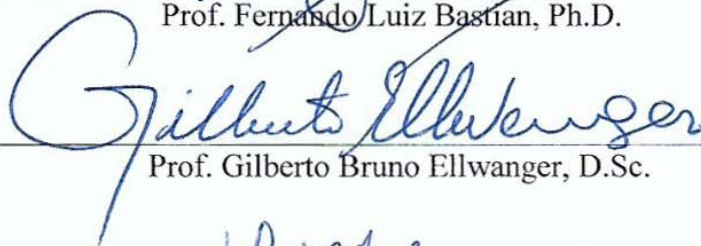
Examinada por:



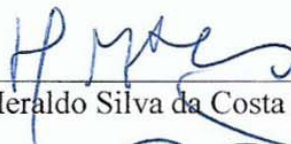
Prof. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.



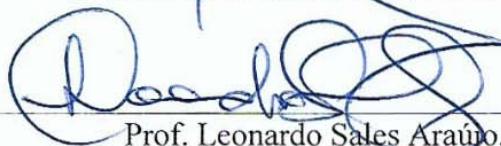
Prof. Fernando Luiz Bastian, Ph.D.



Prof. Gilberto Bruno Ellwanger, D.Sc.



Prof. Heraldo Silva da Costa Mattos, D.Sc.



Prof. Leonardo Sales Araújo, D.Sc.



Prof. José Renato Mendes de Sousa, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

JUNHO DE 2016

Araujo, Aldecir Alves de

Curvas de Resistência CTOD-R da Interface Metal-clad de Tubos API X52 Cladeados por Soldagem com Inconel 625 / Aldecir Alves de Araujo. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2016.

XX, 115 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadores: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Tese (doutorado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2016.

Referências Bibliográficas: p. 107-115.

1. CTOD. 2. Interface. 3. Inconel 625. I. Bastian, Fernando Luiz *et al.* II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

Dedico este trabalho a Deus e aos meus pais: Antônio Andrade e Maria de Nazaré, aos meus filhos Antônio e Maria Teresa e à minha irmã Jucileide (in memoriam).

Agradecimentos

A Deus, pelas graças concedidas nesta etapa da minha vida.

Aos meus pais, Antônio Andrade de Araujo e Maria de Nazaré Alves de Araujo, pelo empenho e exemplo de vida.

Aos professores e orientadores Fernando Luiz Bastian e Enrique Mariano Castrodeza, minha imensa gratidão pelo apoio profissional e pessoal e também pela excelente convivência em todos esses anos.

Ao Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca – CEFET/RJ, pelo incentivo, liberação e redução de atividade para a realização do doutoramento.

Aos meus irmãos Antônio, Gercina, Adelsio e Jocimir, que na distância estiveram comigo em comunhão.

À minha querida esposa Lisete Jaehn, pelo apoio incondicional em todas as fases deste trabalho.

Ao PEMM pela infraestrutura necessária à realização do trabalho.

Aos colegas do Laboratório de Mecânica da Fratura Mônica Luiz, Pablo Merchel, Rodrigo Mazoni, Rafael Cidade e Otávio Pontes que estiveram presentes e deixaram grandes contribuições através da sua parceria e excelente convivência.

A Engenheira Metalúrgica e doutoranda do PEMM, Tatiane Campos, pela grandiosa ajuda na avaliação e compressão da caracterização microestrutural realizada neste trabalho.

Ao amigo incondicional Bruno Reis, Engenheiro Metalúrgico do CEPTEL, que sempre se manteve disposto a colaborar com este trabalho.

Resumo da Tese apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Doutor em Ciências (D.Sc.)

CURVAS DE RESISTÊNCIA CTOD-R DA INTERFACE METAL-CLAD DE
TUBOS API X52 CLADEADOS POR SOLDAGEM COM INCONEL 625

Aldecir Alves de Araujo

Junho/2016

Orientadores: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

O objetivo do trabalho foi a avaliação de curvas de resistência ao crescimento de trincas (CTOD-R) da interface substrato/revestimento de um tubo de aço API 5L X52 revestido internamente por Inconel 625 mediante processo de soldagem TIG (GTAW) multipasse. Para isso, um segmento de tubo de 168 mm de diâmetro externo e 22,5 mm de espessura foi recoberto por uma camada de 15 mm de Inconel 625, liga resistente à corrosão. Corpos de prova de tração foram obtidos, tanto do substrato quanto do recobrimento, assim como corpos de prova de fratura compactos de tração (C(T)) para avaliação das curvas CTOD-R. Os corpos de prova de fratura foram entalhados na interface na orientação RL. Adicionalmente foi feita uma caracterização microestrutural na região de interface utilizando-se microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV). Nessa região também foram realizadas varreduras de composição química (EDS) qualitativa e determinado o perfil de microdureza. Os resultados indicam que a região de interface substrato/recobrimento apresenta tenacidade à fratura elevada, não tendo sido detectada alguma região com baixa tenacidade na amostra avaliada. Os resultados numéricos revelaram valores de K_{Ic} e integral J próximos aos obtidos experimentalmente e uma distribuição assimétrica de tensão e deformação na ponta da trinca provocadas pela dissimilaridade entre os materiais.

Abstract of Thesis presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Doctor of Science (D.Sc.)

CTOD-R CURVES OF THE METAL-CLAD INTERFACE OF API X52 PIPES
CLADDED WITH AN INCONEL 625 ALLOY BY WELD OVERLAY

Aldecir Alves de Araujo

June/2016

Advisors: Fernando Luiz Bastian

Enrique Mariano Castrodeza

Department: Metallurgical and Materials Engineering

The objective of this study was to evaluate crack growth resistance curves (CTOD-R) of the substrate/cladding interface of an API 5L X52 steel pipe internally coated with Inconel 625 applied by multipass TIG (GTAW) welding. A small section of pipe with 168 mm outer diameter and 22,5 mm in thickness was internally coated with a 15 mm layer of Inconel 625 corrosion resistance alloy. Tensile test specimens were obtained from both substrate and cladding, as well as compact tension test specimens (C(T)) for CTOD-R curves evaluation. The fracture test specimens were notched at the interface in RL orientation. Additionally, microstructural characterization was conducted in the interface region using optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). Qualitative chemical composition scanning (EDS) and microhardness profiles determination were also performed on this region. The results indicate that the substrate/cladding interface has high fracture toughness, and no low toughness regions were detected in the sampled region. The numerical results revealed K_I and J-integral close to the experimental ones and an asymmetric distribution of stress and strain at the crack tip caused by the dissimilarity between the materials.

Sumário

1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
2.1 Estruturas cladeadas	9
2.1.1 Processo de cladeamento metalúrgico (Weld Overlay).....	10
2.1.2 Processo de cladeamento metalúrgico por explosão	11
2.1.3 Processo de cladeamento metalúrgico utilizando soldagem TIG (GTAW)	12
2.2 Aços para dutos de alta resistência e baixa liga (ARBL)	15
2.2.1 Soldagem dos aços da classificação API 5L	16
2.3 Superligas de Níquel.....	18
2.3.1 Superliga Inconel 625	19
2.3.2 Soldabilidade do Níquel e suas ligas	20
2.4 Conceitos fundamentais da Mecânica da Fratura	20
2.4.1 Teoria de Inglis.....	21
2.4.2 Teoria de Griffith.....	22
2.4.3 Teoria de Irwin-Orowan	24
2.5 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).....	26
2.5.1 Principais modos de fratura	27
2.5.2 Fator de intensidade de tensão.....	27
2.5.3 Influência da espessura do corpo de prova na tenacidade à fratura.....	29
2.6 Mecânica da Fratura Elastoplástica (MFEP).....	31
2.6.1 Método da Integral J	31
2.6.2 Método de CTOD	37
2.6.3 Métodos experimentais de CTOD de carga máxima.....	39
2.6.4 Método das descargas parciais para obtenção do CTOD de iniciação	43

2.7 Elementos Finitos para a análise de Mecânica da Fratura.....	48
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	52
3.1 Materiais utilizados.....	52
3.2 Processo de fabricação do tubo revestido.....	52
3.3 Análise metalográfica e caracterização microestrutural.....	55
3.4 Perfil de microdureza Vickers.....	56
3.6 Ensaio de dureza Rockwell B.....	57
3.7 Ensaio de Tração.....	58
3.8 Teste de CTOD.....	59
4 RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	64
4.1 Resultados e discussão.....	64
4.2 Análise metalográfica e caracterização microestrutural.....	64
4.2.1 Metal de base.....	64
4.2.2 Zona termicamente afetada do metal de base.....	66
4.2.3 Metal de revestimento.....	67
4.2.4 Interface metal de base - revestimento.....	69
4.3 Análise por Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS).....	71
4.4 Perfil de microdureza Vickers.....	73
4.5 Medidas de dureza Rockwell B.....	73
4.5 Ensaio de Tração.....	74
4.6 Ensaio de CTOD.....	76
4.6.1 Pré-trincamento de fadiga nos corpos de prova C(T).....	77
4.6.2. CTOD de carga máxima (δ_{max}).....	78
4.6.3 CTOD de iniciação (δ_i).....	80
5 Resultados Numéricos.....	89
5.1 Estudo numérico do corpo de prova C(T).....	89

5.1 Análise numérica linear elástica bidimensional	90
5.2 Análise numérica linear elástica tridimensional.....	93
5.3 Análise numérica elastoplástica dos modelos C(T) 2D E 3D	96
6 CONCLUSÕES.....	105
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	107

Lista de Figuras

Figura 1 - Tubos cladeados internamente por processo de soldagem [9].....	4
Figura 2 - Revestimento de proteção anticorrosiva, a) tubo com parede interna corroída e b) esquema ilustrativo da ação protetora de uma camada de revestimento.....	10
Figura 3 - Processo de soldagem por explosão em ângulo e ondas na interface entre os dois componentes soldados[36].....	11
Figura 4 – Análise micrográfica real de uma interface soldada por explosão [37].....	12
Figura 5 – Esquema de soldagem sobre camada usando o processo TIG. Adaptado de Xu [38].	12
Figura 6 - Máquina de soldagem automatizada TIG para a produção de sobre camada interna de tubos. a) Equipamento completo [39, 40].....	14
Figura 7 - Fabricação de camadas cladeadas usando processo de soldagem TIG [39]..	14
Figura 8 – Diagrama de GRAVILLE, soldabilidade dos aços ARBL em função do teor de Carbono Equivalente [49].....	17
Figura 9 - Entalhe elíptico em uma placa plana [10].....	22
Figura 10 – Placa infinita utilizada no modelo de Griffith [67].....	23
Figura 11 - Sistemas de coordenadas polares na ponta de uma trinca com a distribuição de tensões 2D e distribuição de tensões na vizinhança da ponta de uma trinca [13].	26
Figura 12- Modos básicos de deslocamento da superfície da trinca para materiais isotrópicos [13, 67].....	27
Figura 13 - Efeito da espessura do corpo de prova na tenacidade à fratura [70].....	30
Figura 14 - Gráfico tensão-deformação de um material com comportamento mecânico elástico não-linear e elastoplástico [13, 67].	32
Figura 15 – Contorno arbitrário com o sistema de coordenada na ponta da trinca [13].	32
Figura 16 – Contornos arbitrários Γ_1 e Γ_2 fechados pelos contornos Γ^+ e Γ^- na ponta da trinca [75].	34
Figura 17 - Constante de integração em função do expoente de encruamento (Modelos de Ramberg - Osgood) para os estados de deformação e tensão plana [13].	36
Figura 18 - Constante adimensional para alguns valores do expoente de encruamento [13]: (a) estado plano de tensão e (b) estado plano de deformação.	36
Figura 19 - Representação da deformação na ponta da trinca [67].	38

Figura 20 - Representação da ponta da trinca com as nomenclaturas: a) arredondamento inicialmente agudo; b) arredondamento inicialmente agudo com interseção de retas ortogonais, CTOD posicionado a 90° [67].	38
Figura 21 – Esquemática do teste de CTOD do corpo de prova C(T) [72].	41
Figura 22 – Teste de CTOD de carga máxima [73]: a) abertura da boca da trinca; (b) relação carga versus CMOD (V_g).	41
Figura 23 – Curva de resistência e os estágios de crescimento de trinca [13].	43
Figura 24 - Registro P - CMOD com descargas parciais utilizadas para determinar o crescimento estável da trinca [13].	44
Figura 25 - Curva CTOD-R adaptada de ASTM E1820-1 [72].	48
Figura 26 - Elementos finitos sólidos para a análise de Mecânica da Fratura: a) Elementos bidimensionais de 8 e 9 nós; b) Elementos tridimensionais de 20 e 27 nós.	49
Figura 27 – Deslocamento dos nós a 1/4 da ponta da trinca.	49
Figura 28 – Elementos finitos isoparamétricos de 9 nós com nós na posição a 1/4 (quarter point) [75].	50
Figura 29 - Dimensão da amostra do tubo revestido.	53
Figura 30 - Layout dos cortes realizados na amostra tubular.	53
Figura 31 – Amostra tubular: a) amostra tubular com revestimento; b) barras removidas.	54
Figura 32 – Amostras usadas para ensaio de tração [90]: a) dimensões originais; b) corpo de prova de tração fabricado.	54
Figura 33 – Layout de fabricação dos corpos de prova C(T).	55
Figura 34 – Corpos de prova de tração compacto C(T): a) dimensões do corpos de prova reais; b) corpo de prova fabricado.	55
Figura 35 – Amostra atacada utilizada no estudo metalográfico [88].	55
Figura 36 - Locais de medição do perfil de microdurezas [89].	56
Figura 37 – Imagem do caminho seguido na varredura por EDS para determinação qualitativa da composição química ao longo da interface.	57
Figura 38 – Amostra utilizada no ensaio de dureza com detalhe das três regiões medidas.	57
Figura 39 – Equipamento de medição da dureza Rockwell B.	58
Figura 40 – Máquina de ensaio de tração EMIC: a) estrutura da máquina; b) detalhe da fixação do extensômetro.	59

Figura 41 – Montagem do sistema de ensaio de CTOD do laboratório de mecânica da fratura do PEMM.....	60
Figura 42 – Dispositivo de fixação (loading clevis): a) dispositivo fabricado; b) dimensões do dispositivo.....	60
Figura 43 – Detalhe da marcação e do crescimento da pré-trinca de fadiga.	61
Figura 44 – Representação da região de medições de propagação de trinca [73].	62
Figura 45 - Sistema de medição utilizado para identificar as regiões fraturadas.	62
Figura 46 – Corte no plano médio do corpo de prova C(T)	63
Figura 47 - Microestrutura característica do metal de base obtida por MO: a) orientação das camadas bandeadas na direção de laminação; b) ampliação na orientação das camadas bandeadas.	65
Figura 48 - Microestrutura do metal de base obtida por MEV, mostrando a matriz ferrítica com presença de estruturas bandeadas: a) orientação das camadas bandeadas; b) aumento na região bandeada, destacada a perlita lamelar.....	65
Figura 49 – Microestrutura do metal de base e ZTA obtida por MEV (80x).....	66
Figura 50 – MEV da ZTA próximo a interface (1500x).	67
Figura 51 – Imagem do MEV mostrando o crescimento colunar unidirecional da microestrutura da região no metal de revestimento a partir da interface.....	68
Figura 52 – Micrografias obtidas por MO do revestimento de Inconel 625 destacadas uma matriz predominantemente dendrítica: a) orientação de crescimento colunar; b) aumento de 500x na região de crescimento linear.	68
Figura 53 - Microestrutura característica da amostra e da região de interface obtida por MO: a) amostra polida e sem ataque químico; b) duplo ataque químico (oxálica e Nital (2%)); c) ampliação de 500x para destacar a linha de interface.....	69
Figura 54 - Microestrutura da região de interface bimetálica mostrando uma predominância de grãos refinados na matriz ferrítica do metal de base: a) crescimento colunar unidirecional do metal de revestimento; b) região de interface revestimento/substrato.....	70
Figura 55 - Micrografia do MEV da amostra bimetálica com análise EDS de varredura.	71
Figura 56 – Perfil da composição química ao longo da interface revestimento/substrato, iniciando no metal de base e finalizando no revestimento.	72
Figura 57 – Análise qualitativa do espectro EDS do metal de revestimento, tomado sobre o ponto 1 mostrado na Figura 55, mostrando os elementos do revestimento.....	72

Figura 58 - Análise qualitativa do espectro EDS do metal de base, tomado sobre o ponto 2 mostrado na Figura 55, mostrando os elementos do metal de base.....	72
Figura 59 – Perfil de microdureza Vickers.....	73
Figura 60 – Amostra utilizada no ensaio de dureza Rockwell B: a) detalhes das impressões em cada região; b) detalhes das impressões feitas na amostra.	74
Figura 61 – Curvas tensão-deformação do aço API X52 (substrato) e do Inconel 625.	74
Figura 62 – Corpos de prova de tração durante o ensaio.....	76
Figura 63 – Superfícies de fratura dos corpos de prova: a) C(T) 01; b) C(T) 02; c) C(T) 03; d) C(T) 04; e) C(T) 05; f) C(T) 06.	77
Figura 64 – Corpo de prova C(T) durante o ensaio de CTOD de iniciação.....	78
Figura 65 – Registro carga – CMOD do corpo de prova testado: a) C(T) 01; b) C(T) 02.	79
Figura 66 – Registro carga – CMOD do corpo de prova testado: a) C(T) 03; b) C(T) 04.	79
Figura 67 – Registro carga – CMOD do corpo de prova testado: a) C(T) 05; b) C(T) 06.	79
Figura 68 – Curvas experimentais CTOD- Δa dos corpos de prova C(T).....	81
Figura 69 – Curva CTOD- Δa do corpo de prova C(T) 01: pares originais e corrigidos.	81
Figura 70 – Curvas CTOD- Δa corrigidas dos corpos de provas C(T) testados.....	82
Figura 71 – Curvas CTOD- Δa corrigidas e curva CTOD-R teórica.....	83
Figura 72 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 01.....	85
Figura 73 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 02.....	85
Figura 74 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 03.....	86
Figura 75 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 04.....	86
Figura 76 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 05.....	87
Figura 77 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 06.....	87
Figura 78 – Região de fratura do corpo de prova utilizado para identificar os mecanismos de fratura presentes.....	88
Figura 79 – Região fraturada dos corpos de prova com seu respectivo aspecto de fratura: a) superfície central de avaliação do corpo de prova; b) superfície de fratura da região central do corpo de prova com marcas de fratura predominante dúctil, mostrando os microvazios (dimples).	88

Figura 80 – Fluxograma dos casos simulados no regime linear elástico e elastoplástico.	90
Figura 81 – Modelo C(T) 2D: a) esquema de detalhamento; b) modelo discretizado. ...	91
Figura 82 – Modelo de contato: a) representação geométrica; b) centro de referência (RP) e ponto de aplicação da carga.	91
Figura 83 – Distribuição de tensões: a) Tensão de Von Mises na ponta da trinca caso I; b) distribuição de tensão de Von Mises na ponta da trinca do caso III; c) Campos de tensão na direção Y (S22), caso I; d) Campos de tensão na direção Y (principais) (S22), caso III.	93
Figura 84 – Região de criação da trinca no modelo numérico.	94
Figura 85 – Modelo C(T) tridimensional: a) condição inicial; b) modelo discretizado.	95
Figura 86 – Modelo de contato: a) representação geométrica com carga pontual aplicada no centro; b) modelo da casca cilíndrica com centro de referência RP.....	95
Figura 87 – Registro numérico F-V: a) modelos C(T) 2D; b) modelos C(T) 3D.....	97
Figura 88 – Modelo 2D substrato: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.	99
Figura 89 – Modelo 2D revestimento: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.	100
Figura 90 – Modelo 2D bimetalico: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.	100
Figura 91 – Modelo 3D do substrato: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.	101
Figura 92 - Distribuição de tensão de Von Mises do substrato.	101
Figura 93 – Modelo 3D revestimento: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.	101
Figura 94 - Distribuição de tensão de Von Mises do revestimento.....	101
Figura 95 – Modelo 3D bimetalico: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.	102
Figura 96 - Distribuição de tensão de Von Mises do modelo bimetalico.	102
Figura 97 – Corpo de prova C(T) 3D bimetalico com carga máxima: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.....	102
Figura 98 - Distribuição de tensão de Von Mises corpo de prova C(T) 3D bimetalico com carga máxima.....	103
Figura 99 – Modelo representativo da restrição plástica presente no modelo.....	103

Figura 100 – Corpo de prova C(T) fraturado e modelado: a) região de fratura; b) centro de rotação deslocado..... 103

Lista de Tabelas

Tabela 1 – Composição química nominal (% peso) do Inconel 625 [58]	19
Tabela 2 - Composição química do aço API 5L X52 [3] e do INCONEL 625 [87]	52
Tabela 3 – Valores de dureza obtidos na escala Rockwell B das três regiões de estudo	73
Tabela 4 – Resultados dos valores de propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos	75
Tabela 5 – Resultados dos valores das restrições plásticas e dos alongamentos obtidos após ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos	75
Tabela 6 – Comprimento de trinca medido para os corpos-de-prova C(T)	77
Tabela 7 – Valores de CTOD de carga máxima	78
Tabela 8 – Valores de Integral-J associado ao valor de CTOD de carga máxima	80
Tabela 9 - Comprimento inicial da trinca estimado pelo método da flexibilidade (a_{0q}) e os valores físicos medidos (a_0)	83
Tabela 10 – Equação da curva CTOD-R e os valores de iniciação	84
Tabela 11 – Resultados de K_I ($MP\sqrt{m}$) em modo I para diferentes configurações	92
Tabela 12 – Desvio percentual entre o resultado analítico e os numéricos	92
Tabela 13 – Valores de K_I ($MP\sqrt{m}$) numérico e experimental	96
Tabela 14 – Erro percentual entre o resultado experimental e numérico	96
Tabela 15 – Resultados da integral J na simulação dos corpos de prova 2D e 3D	98
Tabela 16 – Resultados da integral J simulados dos corpos de prova 3D	99

Lista de Abreviaturas

HSLA	High strength low alloy
C_{eq}	Carbono equivalente
ZTA	Zona afetada pelo calor
ASTM	American Society for Testing and Materials
BS	British Standard
ARBL	Alta Resistência Baixa Liga
TMCP	Thermo Mechanical Control Process
LCN	Laminação convencional seguida de normalização
API	American Petroleum Institute
MFLE	Mecânica da fratura elástica linear
MFEP	Mecânica da fratura elasto-plástica
CMOD	Crack Mouth Opening Displacement
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
J	Integral J
HRR	Hutchinson, Rice e Rosengren
SE(B)	Single-edge notch bend specimen
M(T)	Middle-cracked tension specimen
C(T)	Compact tension specimen,

Lista de Símbolos

a	Comprimento de trinca
a_0	Comprimento de trinca inicial
a_{0C}	Comprimento inicial da trinca estimado pelo método da flexibilidade
a_c	comprimento crítico de trinca
a_i	Comprimento instantâneo de trinca
Δa	Variação no crescimento de trinca
Δa_{\max}	Variação máxima de crescimento de trinca
b_0	Ligamento remanescente inicial
b_i	Ligamento remanescente instantâneo
m	Parâmetro relativo ao estado de tensão do material
n	Constante adimensional do modelo de Ramberg-Osgood
r_y	Correção da zona plástica em tensão plana
u, v	Vetores deslocamento
u_x	Vetor deslocamento na ponta da trinca na direção x
u_y	Vetor deslocamento na ponta da trinca na direção y
A	Área total obtida do registro carga versus deslocamento (CMOD)
r, θ	Coordenadas polares
ρ	Raio de curvatura na ponta da trinca
A_{el}	Componente elástica da área sob o registro carga versus deslocamento
A_{pl}	Componente plástica da área sob o registro carga versus deslocamento
B	Espessura do corpo de prova
B_N	Espessura mínima do corpo de prova com entalhes laterais
C_i	Flexibilidade elástica (Compliance)
E	Módulo de elasticidade longitudinal
n	Expoente de encruamento
ν	Coefficiente de Poisson
γ_s	Energia superficial
K_I	Fator de intensidade de tensões
K_{IC}	Fator de intensidade de tensão crítica
$K_{(i)}$	Fator de intensidade de tensão instantâneo

G	Módulo de Griffith
P	Carga aplicada unidirecional
U	Energia potencial elástica
T	Tensor de tensões
α	Constante adimensional no modelo de Ramberg-Osgood
σ_c	Resistência coesiva teórica
W	Densidade de energia de deformação
σ_{uts}	Tensão limite de resistência
σ_{ys}	Tensão de escoamento
σ_{ij}	Campo de tensão
ε_{ij}	Campo de deformação
ε	Deformação de referência
Γ	Caminho de integração utilizado para determinar J
V	Crack mouth opening displacement - CMOD
V_{el}	Componente elástica do CMOD
V_{pl}	Componente plástica do CMOD
δ	Crack tip opening displacement - CTOD
δ_i	CTOD de iniciação
δ_{max}	CTOD de carga máxima
δ_{el}	Componente elástica do CTOD
δ_{pl}	Componente plástica do CTOD
$f(a/W)$	Fator de correção geométrico
Y	Fator de forma
I_n	Constante de integração

1 INTRODUÇÃO

Os dutos utilizados na indústria normalmente são de aço carbono. Eles estão presentes em vários ramos da indústria, principalmente naquela ligada ao petróleo. Os dutos de seção circular são denominados de tubos e assim como as bombas e compressores são componentes essenciais na movimentação, transporte e distribuição de fluido através da diferença de pressão.

Nos dias atuais, as tubulações industriais transportam e distribuem petróleo e seus derivados para locais distantes dos seus pontos de utilização. Sendo o transporte de fluido combustível complexo e associado ao aumento da demanda, houve a necessidade de se preocupar com a estrutura física do duto, devido às condições de operação, como a pressão de operação e ambientes e/ou fluidos agressivos. Dessa forma, houve a necessidade de se modernizar a estrutura física dos dutos, buscando-se evitar eventualidades que causassem interrupção do fornecimento, além de problemas ambientais [1, 2].

Atualmente, as tubulações industriais, oleodutos e gasodutos brasileiros, são projetados para operar com a máxima segurança, obedecendo a todos os requisitos necessários e adotam a norma internacional API 5L graus A ou B [3]. Entretanto, tal medida pode tornar o projeto extremamente oneroso.

Uma das possibilidades viáveis de se reduzir o custo de projeto está na escolha adequada do material do duto, que deve possuir excelentes propriedades mecânicas, metalúrgicas e de configuração geométrica, especialmente quanto ao diâmetro e à espessura. Considerando estes fatores, os dutos são fabricados com grande diâmetro (10 a 60 mm) e fina espessura de parede (2 a 12,7 mm) [2, 3]. Dessa forma, torna-se necessário haver uma combinação ideal entre as propriedades do material e as configurações geométricas para que haja condições de resistência mecânica do duto quando submetido à condição de trabalho em ambientes corrosivos [1, 4].

Uma alternativa viável para se obter a estrutura adequada sem alterar as propriedades mecânicas do material e as configurações geométricas para o nível de exigência requerida de projeto, que garanta um baixo custo de fabricação, é revestir a parede interna do duto com uma fina camada anticorrosiva, denominada de *clad*. Este revestimento pode ser obtido por processo de soldagem convencional, que protegerá a parede interna do duto [5]. Por ser fina, esta camada aumenta a espessura de parede do

duto sem interferir no comportamento estrutural. Nos últimos anos, estruturas tubulares com este revestimento têm sido bastante utilizadas em projetos de engenharia que buscam reduzir o custo e garantir propriedades mecânicas e metalúrgicas. Tal processo tem se adequado às finalidades pretendidas, motivado pelas recentes descobertas de fontes petrolíferas na região do pré-sal brasileiro. Isso tem exigido avanços tecnológicos na fabricação de materiais que resistam às ações corrosivas do fluido, provocadas, principalmente, pelo CO₂ e H₂S, em solução aquosa, decorrente do processo de extração de petróleo e gás natural [6].

Os materiais metálicos mais apropriados para o uso em gasodutos e oleodutos resistentes à corrosão são os da família dos aços inoxidáveis, pela elevada resistência mecânica, elevada resistência à corrosão e boa soldabilidade. Porém, fabricar dutos com este tipo de material torna o custo do projeto muito elevado, inviabilizando, muitas vezes, o investimento. Contudo, as qualidades mecânicas e de soldabilidade podem ser obtidas utilizando-se o aço carbono microligado API 5L, mas não a resistência à corrosão [4, 5].

As superligas de níquel, em especial a Inconel 625, têm sido bastante utilizadas como metal *clad* no revestimento interno de dutos e vasos de pressão. Por apresentarem excelente resistência à corrosão e elevada resistência mecânica em altas temperaturas, adaptaram-se perfeitamente às condições exigidas [7, 8].

Os aços API 5L de grau A ou B são revestidos internamente por Inconel 625 (metal *clad*) com 4 mm de espessura e fabricados por processos de soldagem de revestimento (*weld overlay*), utilizando-se os processos convencionais MIG orbital ou TIG orbital.

O objeto de estudo desta pesquisa foi determinar o valor da tenacidade à fratura na interface formada entre o metal de base de aço API 5L X52 (substrato) e o metal *clad* de Inconel 625 (revestimento). Avaliar a tenacidade à fratura nessa região é de suma importância para avaliar a integridade quando há presença de trinca.

Para a realização deste trabalho, foi produzida uma amostra tubular de aço API 5L X 52 revestida internamente por Inconel 625, utilizando-se o processo de soldagem TIG orbital automatizado. Na união entre estes dois materiais dissimilares ocorre a formação de uma região intermediária, denominada de interface e que possui uma microestrutura diversificada, com elevado gradiente químico [7]. Por ser produzida por soldagem, é possível que hajam regiões frágeis na interface, o que pode colocar em risco a estrutura. Assim, a tenacidade à fratura dessa região torna-se um parâmetro de

fundamental importância para controlar a qualidade da interface substrato/recobrimento e prevenir falhas quando a região é submetida a uma tensão de serviço.

Nesta pesquisa foi realizado um estudo experimental para determinar a tenacidade à fratura através do CTOD de iniciação através das curvas *CTOD-R*. Foram realizados testes de tenacidade à fratura, utilizando-se corpos de prova Compacto de tração C(T) bimetalico, 50% de aço e 50% de Inconel 625, com entalhe posicionado na interface. Estes corpos de prova foram retirados de uma amostra tubular de aço API 5L X52, revestida internamente por Inconel 625 por soldagem TIG orbital. Para complementar o estudo experimental, foi realizada a análise numérica através do método de elementos finitos, utilizando-se o software ABAQUS /CAE 6.13, que modelou o corpo de prova C(T) nas configurações geométricas reais e determinou o campo de tensão e de deformação na ponta da trinca, o valor de K_I e de Integral J .

Os materiais utilizados foram submetidos a um ensaio de tração para determinar as suas propriedades mecânicas que seriam utilizadas no cálculo do CTOD e no modelo numérico. Foi realizada a caracterização microestrutural com o objetivo de analisar a morfologia na região da interface substrato/revestimento e também para medir o perfil de microdureza transversal à linha de interface.

Como resultados obtidos, verificou-se que a interface substrato/revestimento apresentou um comportamento elastoplástico sem a ocorrência de instabilidade que pudesse ser detectada nos registros P-CMOD durante os testes. Os valores de tenacidade à fratura avaliados em temperatura ambiente foram elevados. Através das superfícies de fratura, foi possível identificar a trajetória da pré-trinca e o crescimento estável da trinca, verificando-se que esta ocorreu, preferencialmente, na interface. Por sua vez, os resultados numéricos revelaram que a dissimilaridade de materiais causou tensão elevada e uma inclinação acentuada no campo de tensão e de deformação plástica na ponta da trinca do corpo de prova C(T) na região do aço API 5L X52, quando simulado com a máxima carga obtida do ensaio experimental de CTOD. O valor de K_I e Integral J simulados apresentaram valores significativos e próximos dos respectivos valores experimentais.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Na literatura, há poucos trabalhos que tratam dos mecanismos e parâmetros de fratura na interface metal de base/revestimento, mesmo sendo uma tecnologia que já existe há bastante tempo, desde 1950, quando os interesses bélicos e nucleares estavam em evidência. Contudo, nos últimos anos, tendo em vista a sua aplicabilidade na indústria do petróleo, o interesse em estruturas cladeadas metalurgicamente mudou.

Na Figura 1 [9] apresenta-se uma estrutura tubular cladeada, sobre a qual foi aplicado o revestimento metálico de Inconel 625, na parte interna da estrutura tubular, por processo de soldagem convencional, para melhorar a resistência à corrosão no aço.



Figura 1 - Tubos cladeados internamente por processo de soldagem [9].

Na medida em que o cladeamento passou a fazer parte da realidade industrial brasileira, a mesma foi se modernizando em função dos avanços tecnológicos dos processos de soldagem convencional, não mais necessitando dos processos não-convencionais, tais como o de explosão, bastante utilizado no passado. O processo de soldagem a *laser* tem sido muito explorado cientificamente e tem revelado resultados favoráveis quanto à adequabilidade na fabricação de revestimentos cladeados [10, 11]. Entretanto, esta ainda não é uma realidade industrial, se restringindo basicamente aos centros de pesquisas [12].

Ao se produzir o cladeamento (revestimento) sobre um metal de base (substrato), ocorre a formação de uma região microestrutural intermediária aos dois materiais, denominado de interface metal de base/revestimento, que é formada por materiais dissimilares. Assim surge o interesse em se obter informações sobre o valor da tenacidade à fratura na interface mesmo a camada de metal clad tendo apenas a função de proteção

contra a corrosão e não estrutural [8, 9]. Inúmeros estudos propuseram avaliar tal configuração. Simulações numéricas utilizando o método de elementos finitos têm se tornado extremamente importantes para analisar a mecânica da fratura no regime linear elástico e elastoplástico, tanto para materiais homogêneos e isotrópicos quanto dissimilares [13]. Desse modo, a análise numérica tem contribuído, principalmente, na calibração do fator parâmetro eta plástico (η) usado no ensaio experimental de Integral J para determinar a tenacidade de juntas soldadas, podendo ser utilizado para camadas cladeadas [14, 15].

Os primeiros registros de trabalhos que utilizaram expressões analíticas para a análise de tenacidade em interfaces foram propostos por WILLIAMS [16] e ERDOGAN [17], que analisaram o problema de variação de tensão na ponta de trincas na interface durante o ensaio de tração. Simultaneamente, RICE *et al.* [18] propuseram uma expressão analítica para determinar o fator de intensidade de tensão K na interface através de formulações matemáticas. Seus estudos foram realizados utilizando-se uma placa bimetalica com trinca central (geometria M(T)) submetida à carga de tração, que evidenciou a presença de tensões cisalhantes na ponta da trinca que influenciam significativamente no valor do parâmetro K .

Foi DUNDURS [19] quem primeiro formulou uma expressão matemática, com base nos dois trabalhos anteriores, para determinar o valor do parâmetro K na interface, utilizando a combinação das propriedades mecânicas dos materiais envolvidos, que são: os módulos de elasticidade transversal, módulos de elasticidade longitudinal e os coeficientes de Poisson. Estes parâmetros deram origem aos conhecidos coeficientes de DUNDURS [19], também presentes na formulação proposta por WILLIAMS [16]. Uma segunda formulação, mais avançada que a de DUNDURS [19], foi posteriormente proposta por COMNINOU [20], que realizou a mesma abordagem de DUNDURS [19], porém, admitindo uma tensão de contato na ponta da trinca para eliminar a variação de tensão na ponta da mesma. Para isso, COMNINOU [20] desenvolveu uma formulação baseada em pares de equações diferenciais singulares e acopladas para determinar o valor de K , considerando a trinca na interface.

RYBICKI *et al.* [21], constatou que os métodos analíticos não são apropriados para analisar materiais metálicos dissimilares, por desconsiderarem o efeito da plasticidade que há na ponta da trinca. Contudo, para avaliar a tenacidade de materiais compósitos e cerâmicos, dentre outros de mesma natureza, esses métodos são bem aceitos.

A possibilidade mais coerente de prever e verificar a tenacidade na interface de materiais metálicos dissimilares é construir um entalhe, precisamente na linha de interface e provocar a propagação da trinca, para determinar o valor da tenacidade no local, utilizando-se as equações clássicas da Mecânica da Fratura. Neste sentido, alguns trabalhos propuseram desenvolver metodologias numéricas - através do método de elementos finitos - e experimentais, que permitem quantificar e qualificar os procedimentos de medição de tenacidade na interface bimetálica. Neste segmento está o trabalho de KIKUCHI *et al.* [22], que mostra o local em que a trinca se propaga no aço estrutural A508 e finaliza no Incoloy 825, mostrando também aonde se iniciou o ensaio de fratura para determinar K_I e a Integral J . Em tal situação, foi construído um modelo de elementos finitos para determinar os mesmos parâmetros. Os estudos numéricos e experimentais foram considerados significativos e se constatou que o metal de base contribuiu para o aumento da tenacidade na interface. Foi constatado ainda, que durante a propagação da trinca, não houve mudança na direção de propagação da trinca para a linha de interface.

HOMMA *et al.* [23], com base no trabalho proposto por KIKUCHI [22], realizou estudos para determinar a tenacidade na interface, utilizando o corpo de prova C(T), na união entre materiais poliméricos, o acrílico polimetilmetacrilato e o policarbonato, unidos por soldagem por fricção. Neste ensaio, a trinca se propagou no acrílico polimetilmetacrilato e finalizou no policarbonato. Os resultados foram considerados significativos, mas, revelaram influência marcante em relação às propriedades mecânicas dos materiais, tais como: dureza, módulo de elasticidade longitudinal e tensão de escoamento. Assim, de forma semelhante ao estudo anterior, o policarbonato criou um obstáculo à propagação da trinca.

Dentre os artigos pesquisados, o trabalho de RAO *et al.* [24] foi o mais significativo, pois o mesmo apresenta uma metodologia experimental, com o objetivo de quantificar e qualificar as propriedades mecânicas na interface entre o material HSLA revestido por aço inoxidável austenítico, utilizando-se soldagem TIG. Foram realizados ensaios de tração, Charpy e de cisalhamento, mas, a tenacidade à fratura não foi abordada. Os resultados mostraram que não foram encontrados vestígios de regiões frágeis. A microdureza obtida na interface apresentou valores elevados em comparação com os dois metais envolvidos e não foram encontradas variações metalúrgicas nos contornos de grãos, e, sim, mecânicas, tais como marcas de deformação.

Uma característica marcante descrita por JIANG *et al.* [25], ao comparar o processo de cladeamento metalúrgico por soldagem convencional e o de explosão (não convencional) diz respeito à morfologia da interface produzida. No cladeamento por explosão, a interface tem a forma ondulada e com elevado nível de tensão residual. JIANG *et al.* [25] elaborou uma metodologia numérica (elementos finitos) e experimental (fotoelasticidade) para analisar a tenacidade na interface formada entre duas ligas de alumínio unidas por dois processos de soldagem distintos: a explosão e a soldagem por feixes de elétrons. Para analisar a tenacidade da fratura na interface, foi utilizado o corpo de prova SE(B) com a trinca posicionada no plano médio, interface entre os dois metais. Este foi um dos primeiros trabalhos, nesse segmento, no qual se pôde ter conclusões consideráveis a esse respeito. O estudo aponta um desvio no campo de tensão na ponta da trinca, inclinando o campo na direção do material mais dúctil, ocasionando o modo II de fratura e desvio do sentido de propagação da trinca para a região mais dúctil.

O desvio da propagação da trinca para a região de interface também é confirmado no trabalho de MOTARJEMI *et al.* [26], que buscou verificar se a trinca se propagaria por fadiga para a região do metal-base ou se mudaria de direção para a região de interface. Nesse trabalho foi colocada uma camada de metal clad de aço inoxidável em um metal de base de aço de baixo carbono. A trinca foi produzida transversal à camada de cladeamento e o corpo de prova utilizado no ensaio foi o SENB. Antes de fazer o ensaio de propagação da trinca por fadiga, mediu-se o grau de dissimilares (*mismatch*) entre os materiais envolvidos através do ensaio de tração para se conhecer as tensões. Posteriormente, foi realizado um ensaio de microdureza, fazendo-se uma varredura transversal desde a extremidade da região de clad até a metade do metal de base, passando pela região de interface bimetálica e pela ZTA. Uma das conclusões importantes deste trabalho consiste em que, na região de interface, a dureza é elevada em comparação aos materiais.

PAPADOPOULOS [27] propôs uma metodologia experimental para a análise de tensão na ponta de uma trinca para materiais cladeados usando fotoelasticidade. Com o auxílio deste método, foi possível obter o campo de tensões na ponta da trinca. A trinca foi posicionada de forma perpendicular à interface através das franjas isocromáticas (isocromáticas), sendo possível, dessa maneira, visualizar a diferença existente do campo de tensão na ponta da trinca e a inclinação do campo. Com esse estudo foi possível concluir que o estado de tensões na ponta da trinca e o fator de intensidade de tensão no modo I pode ser determinado através de métodos de fotoelasticidade.

Atualmente, o Método de Elementos Finitos (MEF) foi introduzido na análise de mecânica da fratura para prever o efeito do campo de tensões e deformações na ponta da trinca e determinação dos parâmetros de fratura tais como “ K ” e “ J ”. Anteriormente, em problemas de Mecânica da Fratura, a trinca era adicionada aos modelos numéricos como elementos convencionais comuns, o que exigia do modelo um extremo refino de malha para obter resultados razoáveis. Além disso, tratava-se de um processo muito demorado.

Os primeiros trabalhos de simulação numérica, tendo como base a Mecânica da fratura, datam dos anos de 1960 e 1970, quando surgem as primeiras publicações sobre o assunto. CHAN e SWEDLOW [28] são considerados os pioneiros neste tipo de estudo. Posteriormente, várias publicações enriqueceram este campo, buscando melhorar, matematicamente, os modelos iniciais.

Em 1975, HENSHEL *et al.* [29], introduziram no modelo convencional de elementos finitos um novo tipo de elemento com nó a um quarto do nó da ponta da trinca, o que possibilitou melhorias na modelagem da singularidade na ponta da trinca, sem ter que se refinar muito a malha do modelo, o que diminuiu significativamente o tempo de processamento de resultado.

BARSOUM [30], apresenta uma segunda possibilidade de melhorar os atuais modelos numéricos propostos por HENSHEL *et al.* [29], O pesquisador desenvolveu um novo elemento denominado de elemento quadrilateral colapsado. Esse modelo é constituído de elementos triangulares que possibilitam modelar a singularidade da ponta da trinca no interior dos elementos, melhorando os resultados e diminuindo ainda mais o tempo computacional de processamento.

Atualmente, os fatores de intensidade de tensão são obtidos com mais exatidão pelo MEF usando-se métodos energéticos, tendo em vista sua fácil implementação em pós-processamento, o que possibilita uma excelente estabilidade numérica. Dentre os vários métodos numéricos, o mais utilizado é o método Implícito de extensão Virtual da Trinca, proposto por HELLEN [31]. Este método se baseia no cálculo da energia dissipada da extensão da trinca, com aplicação direta na minimização da energia potencial.

2.1 Estruturas cladeadas

Na indústria há vários processos de construção de revestimento por cladeamento, dentre os mais utilizados são o cladeamento metalúrgico e o cladeamento mecânico.

O cladeamento metalúrgico ou *weld overlay*, como é comercialmente conhecido, é um revestimento anticorrosivo permanente de alta qualidade realizado na superfície de estruturas de aços de baixa liga, que possuem baixa resistência à corrosão. Dependendo do tipo de cladeamento realizado é possível haver uma forte ligação metalúrgica na interface bimetálica, desde que haja uma compatibilidade metalúrgica mínima entre o metal de base e o metal clad depositado [32].

O processo de cladeamento mecânico ou *lined pipe* consiste em inserir um tubo de liga resistente à corrosão, normalmente superligas à base de níquel, dentro de um tubo de aço carbono. Os dois tubos são unidos por deformação mecânica, pressurizando-se o tubo interno e deformando-o até atingir um percentual de deformação do tubo externo. Por fim é realizada uma soldagem de topo nas extremidades do tubo para unir as superfícies dos dois materiais, para evitar a entrada de agentes contaminantes.

Os revestimentos utilizados no cladeamento de estrutura tubular são as superligas à base de níquel. Além de proporcionar excelente resistência à corrosão, semelhantes aos aços inoxidáveis, são apropriadas para as diversas aplicações industriais, principalmente as ligadas aos segmentos petrolíferos, nucleares e bélicos. Estas superligas também proporcionam resistência mecânica elevada em altas temperaturas, sem alterar o comportamento estrutural, sendo estas as principais razões da sua utilização em componentes de turbinas a gás [33, 34].

É no setor de petróleo e gás que atualmente existe uma crescente busca pelo desenvolvimento e aplicação de novos materiais que resistem à corrosão e que proporcionam o aumento da vida útil dos dutos e dos equipamentos usados na produção e no refino [6]. A elevada corrosividade de alguns tipos de petróleo é atribuída à presença de diversas impurezas como compostos orgânicos sulfurados nitrogenados, oxigenados, organometálicos, água e sais minerais [35].

A ação corrosiva pode acontecer numa superfície metálica sob diferentes formas. A corrosão por pites é uma das manifestações mais comuns de corrosão em duto, sendo caracterizada por um ataque corrosivo localizado que se inicia em diferentes pontos da superfície de aços. A Figura 2-a mostra a parede interna de um tubo corroída por ação de

pites, enquanto a Figura 2-b ilustra uma camada protetora que impede que a parede interna do tubo perca espessura por ação corrosiva.

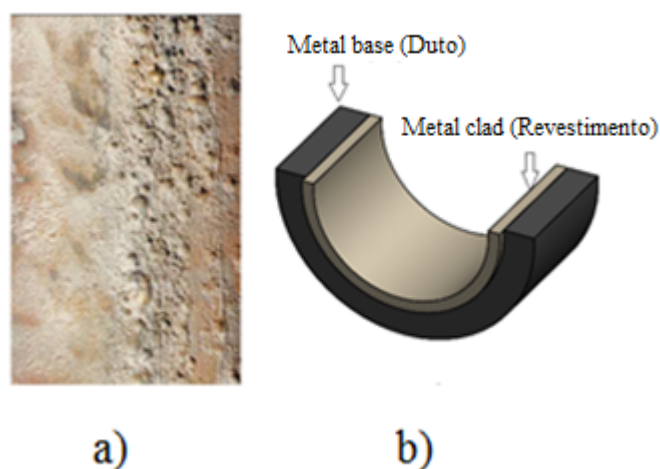


Figura 2 - Revestimento de proteção anticorrosiva, a) tubo com parede interna corroída e b) esquema ilustrativo da ação protetora de uma camada de revestimento.

2.1.1 Processo de cladeamento metalúrgico (*Weld Overlay*)

O revestimento é feito numa das faces da chapa-base e, raramente, em ambas as faces (sanduíche). Porém, em ambos os casos é alcançada uma forte interação metalúrgica na interface bimetálica, o que torna praticamente impossível separar as chapas-base do revestimento [34]. Em escala industrial, a espessura do revestimento é sempre superior a 2 mm e, geralmente, cerca de 4 mm. Embora as normas de projetos de equipamentos permitam que se considere, no caso das chapas cladeadas, a espessura do revestimento como também contribuindo para a resistência mecânica, é prática usual dimensionar-se a chapa-base para resistir a todos os esforços estruturais, ficando a chapa de revestimento apenas como uma proteção anticorrosiva.

O revestimento cladeado pode ser conseguido por vários processos de soldagem, sendo que, ultimamente, os mais utilizados são os processos de soldagem por explosão, TIG, MIG, arco submerso e *laser* [11, 12]. Neste trabalho, o processo por explosão é apenas citado para fins de comparação com o processo de soldagem TIG (GTAW), não sendo aprofundado porque não constitui os objetivos dessa pesquisa.

2.1.2 Processo de cladeamento metalúrgico por explosão

A soldagem por explosão é um processo de união no estado sólido, onde a ligação entre os dois metais é obtida a partir da deformação plástica superficial dos metais ocorrida após colisão de uma peça acelerada, lançada em alta velocidade contra outra, através da detonação calculada de um explosivo. Esta colisão é muito violenta e libera um jato metálico formado a partir do impacto localizado entre as partes que serão soldadas. O jato limpa a face do metal, retirando sua película superficial e faz uma espécie de decapagem, liberando-a de óxidos e impurezas. Naquele instante, as superfícies novas são fortemente comprimidas, uma a outra, pela ação dos explosivos [12].

Este processo tem se modernizado e através dele é possível obter chapas cladeadas com um grande número de pares de metais, mesmo que tenham dureza, plasticidade e ponto de fusão muito diferentes entre si, como é o caso do alumínio, ligas de cobre e de titânio, aplicados sobre o aço. A ligação metalúrgica é conseguida pelo duplo efeito da forte compressão e aquecimento local causado pela detonação do explosivo granulado espalhado por toda a superfície das chapas superpostas, conforme a norma AWS WHB-290 [36]. A Figura 3 mostra a interface entre os metais com uma morfologia ondulada, resultando, assim, numa aderência excepcional.

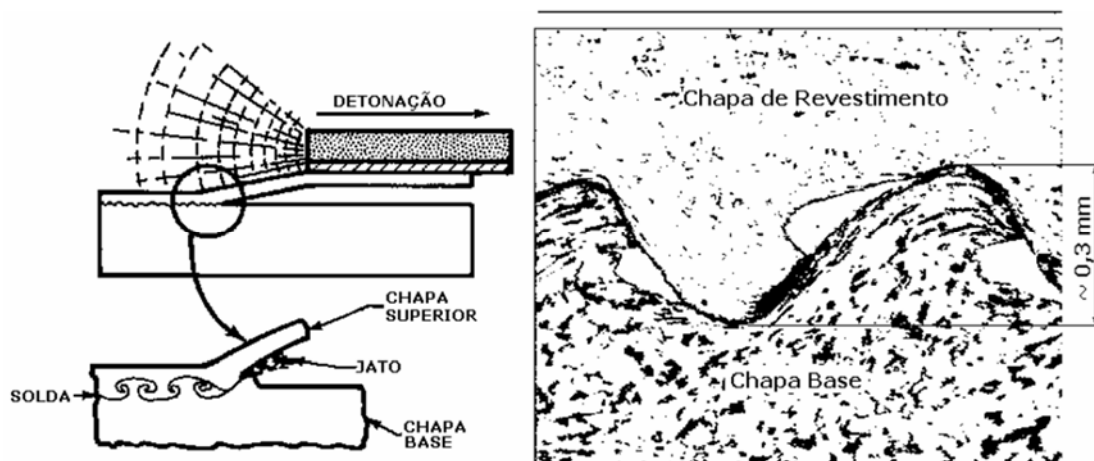


Figura 3 - Processo de soldagem por explosão em ângulo e ondas na interface entre os dois componentes soldados[36].

Na Figura 4, KAÇAR *et al.* [37] mostram uma configuração real da interface obtida por micrografia da união entre o aço inoxidável duplex (2205) e o aço usado em vaso de pressão (X35).

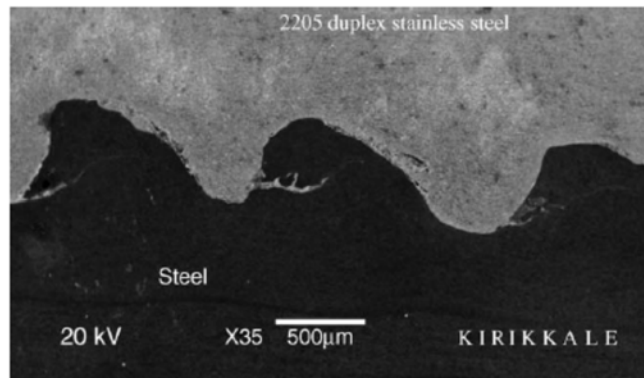


Figura 4 – Análise micrográfica real de uma interface soldada por explosão [37].

A construção com chapas cladeadas à explosão é cara e difícil. Por esse motivo, estas chapas só se justificam, do ponto de vista econômico, para grandes espessuras de metal de base, acima de 15 mm, aproximadamente. Para espessuras menores os outros processos se tornam técnica e economicamente inviáveis [34, 37].

2.1.3 Processo de cladeamento metalúrgico utilizando soldagem TIG (GTAW)

No processo de soldagem TIG (*Tungsten Inert Gas*), também conhecido como GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), o arco elétrico é estabelecido entre um eletrodo não-consumível e a peça de trabalho, recoberto por um gás inerte ou mistura gasosa ionizável, que tem a função de refrigerar e proteger a ponta do eletrodo não-consumível, além de proteger a poça de fusão e o metal em solidificação dos contaminantes presentes no ar. A Figura 5 mostra um esquema detalhado do processo de soldagem sobre a camada que utiliza o processo TIG [12, 38].

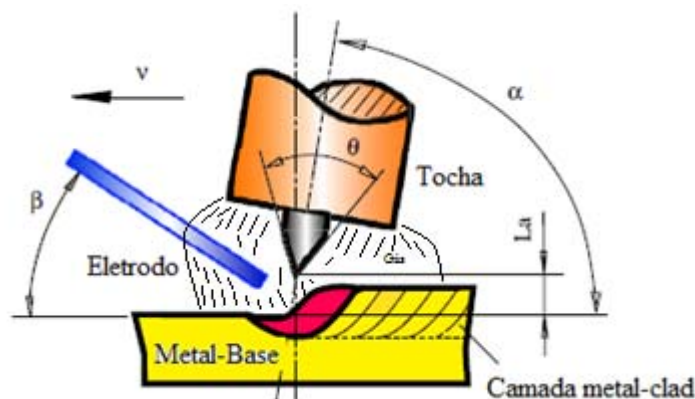


Figura 5 – Esquema de soldagem sobre camada usando o processo TIG. Adaptado de Xu [38].

O processo de soldagem TIG é bastante aplicado na soldagem de raiz de dutos e tubulações industriais porque confere um elevado nível de qualidade com soldas isentas de defeitos na raiz (falta de penetração, falta de fusão e concavidade) e sem produção de escória, sendo estes os principais motivos que conferem importância ao processo na fabricação de camada de revestimento. Por sua vez, a poça de fusão recebe, durante a soldagem, a proteção do gás inerte. O processo TIG também é conhecido por ser um processo de baixa produtividade em relação aos demais [12].

Durante o processo TIG, a poça de fusão e o eletrodo são protegidos contra os efeitos do ar atmosférico por um gás inerte, cujo fluxo é direcionado por um bocal que circunda o eletrodo. Este processo é comum em soldagens de chapas finas de aço inoxidável e metais não ferrosos, como o alumínio, o magnésio, o níquel e ligas de cobre. Para a produção de tubos cladeados, o processo de soldagem TIG automatizado é o mais recomendado [38].

Para que seja feita uma camada com espessura uniforme é necessário automatizar o processo TIG, que executa todas as fases, desde a montagem ao transporte das peças para a posição de soldagem, sem ajuste e controle de um operador [12]. A soldagem pode ser executada em uma ou mais fases e o término do produto final é completado mecanicamente, sem intervenção manual. Um aspecto importante da soldagem automatizada TIG é que não há necessidade de monitorar continuamente a operação. O propósito da soldagem TIG automatizada consiste em aumentar a produtividade, melhorar a qualidade e reduzir a fadiga do operador [39].

A Figura 6 mostra a configuração de um equipamento TIG orbital para a fabricação de camada de revestimento, sendo que através da mesma é possível obter uma ligação metalúrgica bem definida, sem marcas de duplo efeito compressivas e sem excessivos efeitos de aquecimento local [39].



Figura 6 - Máquina de soldagem automatizada TIG para a produção de sobre camada interna de tubos. a) Equipamento completo [39, 40].

Na Figura 7 vê-se que a interface é bem definida, sem grandes ondulações, conforme mostram as Figuras 3 e 4. Acredita-se que a presença de pequenas curvaturas seja devido às instabilidades do arco elétrico, o que, por sua vez, não ocorre em fabricação de camada via processo de fabricação a *laser* [12, 38].



Figura 7 - Fabricação de camadas cladeadas usando processo de soldagem TIG [39].

Conforme mencionado anteriormente, a região de interface entre os materiais tem característica mais linear (mínima ondulação), diferentemente do processo à explosão que é ondulado, o que é mostrado nas Figura 3 e Figura 4. Na interface há forte aderência entre os materiais. A zona termicamente afetada (ZTA) neste tipo de cladeamento possui pouca tensão residual, em razão do processo de soldagem utilizada ter um aporte térmico baixo, sendo considerado de ordem baixa em relação ao processo por explosão [34].

Há varias normas padronizadas, segundo a ASTM, que tratam exclusivamente sobre processo de cladeamento. A norma ASTM A-265 [41] traz as especificações

necessárias para se cladear chapas e estruturas de aço carbono, aço de baixa liga e alta resistência com revestimento de níquel ou de ligas a base de níquel, Monel e cobre-níquel.

2.2 Aços para dutos de alta resistência e baixa liga (ARBL)

Os aços ARBL denominados de alta resistência e baixa liga (*high strength low alloy* - HSLA) possuem uma composição química desenvolvida para proporcionar elevados valores de propriedades mecânicas. Estes aços são produzidos dando-se maior ênfase às propriedades mecânicas do que à composição química. Portanto, não podem ser considerados aços de alta liga, pois, os teores de elementos de liga adicionados aos aços ARBL são muito mais baixos do que em aços de outras categorias, como aços inoxidáveis, aços ferramenta e outros. [2, 3].

Os aços de Alta Resistência e Baixa Liga são aços que possuem elevados níveis de resistência, aliados a uma boa tenacidade e uma excelente soldabilidade. Os modernos aços ARBL têm suas propriedades obtidas por uma sequência de processamento que inclui tratamentos termomecânicos, sendo que estes níveis de resistência estão em função dos mecanismos de endurecimento, que compreendem principalmente o refino de grãos, endurecimento por solução sólida e endurecimento por precipitação. O chamado “aço API” é um tipo de aço ARBL cuja especificação segue a orientação da norma API 5L [2, 3].

Nos últimos anos, a utilização de dutos fabricados a partir de aços com melhores propriedades mecânico-metalúrgicas tem contribuído para a redução de custos na malha dutoviária, tornando-se possível selecionar tubos com menores espessuras de paredes para altas pressões de trabalho, o que resulta na diminuição do peso dos tubos.

Os aços ARBL têm em sua composição química elementos microligantes, tais como Nb, V e Ti. Esses elementos são capazes de produzir efeitos significativos nas propriedades, quando presentes em teores muito baixos dentro de uma faixa de 0,01% - 0,10% [42]. Tais adições devem ocorrer necessariamente em pequenas quantidades, pois estes elementos têm grande tendência a formar carbonetos e nitretos que prejudicam a soldabilidade no aço [3].

O teor de carbono destes aços geralmente está entre 0,05% e 0,12% para obter boa soldabilidade e o Mn em até 2%. Adições de Cr, Ni, Mo, Cu, N, V, Nb, Ti e Zr são empregadas em várias combinações [42]. Os Aços ARBL para aplicações em dutos podem ser divididos em três tipos principais [42, 43]:

- a. Aços microligados ferríticos-perlíticos: contêm adições de até 0,15% de elementos formadores de carbonetos e carbonitreto, tais como Nb, V e ou Ti, para endurecimento por precipitação, refino de grão e controle da temperatura de transformação;
- b. Aços ferríticos, bainíticos de baixo carbono, ou ferrita acircular: possuem teor de carbono menor que 0,05% e excelente combinação de alta tensão de escoamento (690 MPa), soldabilidade, formabilidade e boa tenacidade;
- c. Aços multifásicos: possuem matriz ferrítica, com dispersão de regiões martensíticas, bainíticas e carboneto precipitado, o que resulta em graus de alta resistência e tenacidade considerável. Os Aços de classe X100 e X120, apesar de desenvolvidos, ainda não foram aplicados comercialmente.

A presença dos elementos microligantes possibilitou a substituição da perlita, que durante o processo de laminação convencional aumentava a resistência ao aço, por outros mecanismos de endurecimento, principalmente refino de grão ferrítico e endurecimento por precipitação, melhorando a tenacidade [45, 46].

2.2.1 Soldagem dos aços da classificação API 5L

As principais características dos aços ARBL são suas altas resistências mecânicas, sem perda de tenacidade, boa tenacidade à fratura em baixas temperaturas, boa conformabilidade e também excelente soldabilidade, devido ao baixo valor de carbono equivalente (CE) [47, 48]. Vários autores, dentre eles GRAY *et al.* [50], analisam a soldabilidade dos aços API através do diagrama de GRAVILLE [49], mostrado na Figura 8, que relaciona o teor do carbono equivalente com o teor de carbono encontrado no aço. O diagrama da Figura 8 mostra três zonas (regiões). A zona I corresponde à zona onde solda-se sob condições favoráveis. Na zona II há necessidade de cuidados especiais e na zona III o comportamento do material não é favorável à prática de soldagem. O grau X52 está localizado na região I do diagrama.

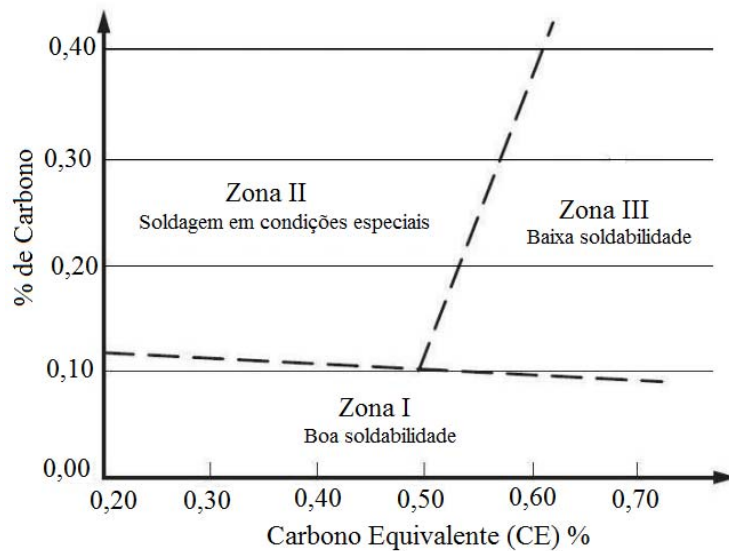


Figura 8 – Diagrama de GRAVILLE, soldabilidade dos aços ARBL em função do teor de Carbono Equivalente [49].

Há dois importantes trabalhos que discutem a expressão para se determinar o teor do carbono equivalente encontrado no aço. O primeiro é do Instituto Internacional de Soldagem (IIW), que define o teor de carbono equivalente (CE) tendo como base a Equação (1).

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

O segundo trabalho desenvolvido pelos pesquisadores Ito-Bessyo, citado por MALCOLN [51], propõe a Equação (2) para o cálculo do carbono equivalente por meio do índice P_{cm} . BILLINGHAM [52] recomenda este segundo método para os aços ARBL que possuem baixo teor de carbono:

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

O instituto Americano de Petróleo – API (*American Petroleum Institute*) tem normalizado os aços para a fabricação de dutos, através da norma API 5L – Especificação para dutos [3].

2.3 Superligas de Níquel

O desenvolvimento das chamadas superligas de níquel, de cobalto e de ferro começou nos Estados Unidos nos anos 1930. Porém, ao longo dos anos as superligas de níquel tornaram-se as mais utilizadas. Além das turbinas de jatos, as superligas de níquel encontram aplicações variadas em altas temperaturas, como em motores de foguetes e veículos espaciais em geral, reatores nucleares, submarinos, usinas termoelétricas e equipamentos petroquímicos [8]. Superligas à base de níquel são conhecidas desde a década de 1930 e utilizadas principalmente em aplicações aeroespaciais e plantas de geração de energia. Estas aplicações requerem um material com elevada resistência mecânica, boa resistência à fadiga e à fluência, bem como ductilidade e rigidez, boa resistência à corrosão e capacidade de operar continuamente em elevadas temperaturas [8].

Em geral, há três tipos de superligas comercialmente desenvolvidas: de níquel, de ferro e de cobalto. Neste trabalho, é feito um breve apanhado sobre as superligas à base de níquel.

O Níquel é o principal elemento químico das superligas à base de níquel, é altamente solúvel com o ferro, o cobre, o cromo e outras ligas, possibilitando várias combinações. A matriz do níquel é cúbica de fase centrada (γ), que pode ser endurecida através de endurecimento por solução sólida, precipitação de carbonetos ou endurecimento por precipitação [53, 54, 55].

Os carbonetos encontrados com frequência nas ligas de níquel são: MC (carboneto de grande dimensão, encontrado disperso na matriz), M_6C (carbonetos presentes nos contornos de grão), M_7C_3 (Cr_7C_3), $M_{23}C_6$, onde M é o metal do carboneto. O carboneto M_6C controla o tamanho de grão. Contudo, a quantidade, tamanho e distribuição afetam diretamente as propriedades mecânicas da liga. Os carbonetos de M_7C_3 (Cr_7C_3) se desenvolvem na matriz de forma intergranular, precipitando-se em pequenas quantidades e quando são expostos a altas temperaturas pode ocorrer precipitação em grande quantidade, de forma contínua nos contornos de grão, influenciando as propriedades mecânicas das ligas de níquel. Quando expostos a elevadas temperaturas de $760^\circ C$ a $980^\circ C$, causam a precipitação angular de carboneto [54, 55].

As superligas de níquel estão em constante desenvolvimento e são utilizadas em aplicações cada vez mais diversificadas. Esse sucesso é fruto de uma otimização na

composição química e de novos processos de fabricação, como a refusão a vácuo e em fornos a arco[42].

2.3.1 Superliga Inconel 625

As ligas Inconel foram desenvolvidas e comercializadas pela Huntington Alloys Inc. desde 1932. A liga Inconel 625 (NiCrMo-3) contém maior quantidade de cromo (21%), 9% de molibdênio e cerca de 4% de nióbio [56]. Esses elementos aumentam a resistência da matriz austenítica sem a necessidade de tratamento de endurecimento por precipitação. A microestrutura austenítica apresenta, contudo, precipitados de carbonetos (MC e M₆C) de níquel, nióbio e molibdênio. Um efeito de endurecimento ocorre com aquecimento a 650° C, causando uma precipitação lenta da fase γ'' (Ni₃Nb), rica em níquel e nióbio, que gradualmente se transforma numa fase (ortorrômbica) de composto intermetálico, depois de prolongado período de aquecimento. O aumento de resistência da matriz, provocado pela precipitação da fase γ'' , eleva os níveis de resistência mecânica da liga 625, em relação a 600, em cerca de 40% para o limite de resistência e de escoamento à temperatura ambiente, para praticamente um mesmo alongamento [57]. Para temperaturas mais elevadas (por exemplo, a 870°C) as relações são ainda mais favoráveis à liga 625, ou seja, respectivamente 50% e 120% maiores. Como o Inconel 625 contém molibdênio, a propriedade de resistência à corrosão por pites é obtida em adição às outras que são características das ligas Inconel, tal como a liga 600 [58]. As aplicações são as mesmas do Inconel 600, tendo, no entanto, a vantagem adicional da resistência à corrosão por pites [55]. A Tabela 1 apresenta a composição química nominal da superliga Inconel 625 [58].

Tabela 1 – Composição química nominal (% peso) do Inconel 625 [58]

Ni	C	Cr	Mo	Fe	Al	Ti	Nb	Mn	Si	Cu	Co	P	S
64,43	0,011	22,2	9,13	0,19	0,09	0,23	3,53	0,01	0,05	0,01	0,03	0,002	0,002

2.3.2 Soldabilidade do Níquel e suas ligas

As ligas de níquel podem ser susceptíveis ao aparecimento de trincas por solidificação, o que é típico em ligas com ocorrência de solidificação na forma de austenita primária. Essas falhas estão associadas à presença de fases líquidas nos contornos de grão ao longo da solidificação, provocando diminuição da tensão de escoamento [59, 60].

Durante a solidificação do processo de soldagem as consequências da diferença de solubilidade formam fases segregadas que podem gerar fases de baixo ponto de fusão, aumentando a possibilidade de ocorrer trincas durante a solidificação [60].

Elementos como fósforo e enxofre aumentam a possibilidade de ocorrer trincas de solidificação em ligas da série 600, em consequência da tendência de expandir o intervalo de temperatura de solidificação. A tendência destes elementos é segregar no líquido durante a solidificação, podendo reduzir a energia interfacial na interface sólido-líquido, o que provoca um espalhamento dos filmes líquidos nos contornos dos grãos. A presença de tensão residual durante a soldagem aumenta a possibilidade de trincas durante a solidificação com a adição de metal de adição à base de níquel [59, 60].

A adição de elementos como Mn, Si, Al e Ti reduz a suscetibilidade de trincas durante a solidificação. As ligas que apresentam grande quantidade de Nb, Cr e Mo, são fortes formadores de carbonetos e fases intermetálicas favorecem a formação de trincas durante o processo de solidificação [60].

Existe possibilidade de ocorrer trincas de baixa ductilidade (“*Ductility Dip Cracking – DDC*”) que estão associadas com os elementos considerados endurecíveis por solução sólida. Trata-se de um fenômeno que ocorre em estado sólido no intervalo de temperaturas “*solidus*” (T_s) e $0,5 T_s$. Os materiais susceptíveis à formação desta trinca sofrem uma perda significativa de ductilidade neste intervalo de temperatura [61, 62].

2.4 Conceitos fundamentais da Mecânica da Fratura

Este trabalho faz uma breve abordagem dos conceitos básicos da Mecânica da Fratura Linear Elástica e Mecânica da Fratura Elastoplástica que são muito importantes para se compreender os resultados tratados, posteriormente, neste trabalho.

A Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) é completamente fundamentada na Teoria da Elasticidade. Normalmente, a MFLE se aplica a materiais que possuem pouca plasticidade na ponta da trinca e para materiais de natureza frágil [65, 66].

A fratura de materiais tenazes pode ser melhor compreendida pelo critério elastoplástico da Mecânica da Fratura Elastoplástica (MFEP), sendo que os parâmetros de fratura elastoplástica mais utilizados são os de CTOD de carga máxima, de iniciação e Integral J [67].

2.4.1 Teoria de Inglis

No ano de 1913, INGLIS *apud* HERTZBERG [14] e JANSSEN [67], foi o primeiro a quantificar os efeitos da concentração de tensão, estudando este efeito num furo elíptico vazante em placas planas.

A equação da tensão no ponto “A” proposta por INGLIS (Figura 9) demonstra que a tensão na ponta da trinca é função apenas da tensão aplicada no sólido e da relação entre o comprimento do semi-eixo maior e do raio de curvatura da ponta da elipse representada por $\rho=b^2/a$ (Figura 9), como mostra a Equação (3).

$$\sigma_A = \sigma \left(1 + 2\sqrt{\frac{a}{\rho}} \right) \quad (3)$$

Quando $2(a/\rho)^{1/2} \gg 1$, a tensão na ponta da trinca σ_A é dada pela Equação (4):

$$\sigma_A = 2\sigma(a/\rho)^{1/2} \quad (4)$$

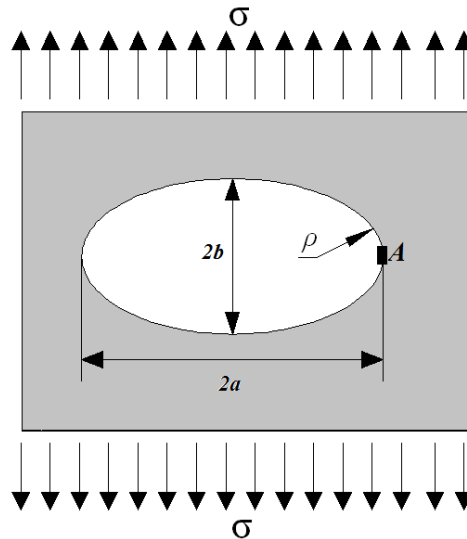


Figura 9 - Entalhe elíptico em uma placa plana [10].

As Equações (3) e (4) mostram que a concentração de tensão no ponto A da elipse torna-se maior na medida em que o raio de curvatura da ponta da elipse (ρ) tende a zero. Baseado nesse trabalho, GRIFFITH [64, 67] deu continuidade e aprofundou o entendimento do assunto, baseando-se em considerações termodinâmicas.

2.4.2 Teoria de Griffith

No ano de 1920, GRIFFITH *apud* ANDERSON [13] e JANSSEN [67], desenvolveu uma análise da estabilidade de trincas baseada em energia. A placa infinita proposta por Griffith, mostrada na Figura 10, submetida a uma tensão nominal e uniforme, possui uma trinca de comprimento $2a$. Nela, foi proposto um balanço de energia para a formação de novas áreas de trinca dA em condições de equilíbrio. O balanço energético na placa possui a seguinte configuração, como mostrado na Equação (5):

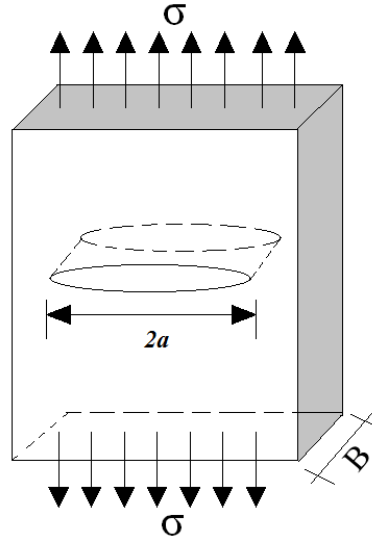


Figura 10 – Placa infinita utilizada no modelo de Griffith [67].

$$U = U_0 - (U_a - U_\gamma) \quad (5)$$

Os termos da Equação (5) correspondem, respectivamente, a: U (energia potencial do corpo trincado), U_0 (energia potencial do corpo sem trinca), U_a (energia elástica do corpo trincado) e U_γ (energia de superfície). A energia elástica do corpo trincado e a energia de superfície são definidas pelas Equações (6) e (7), respectivamente:

$$U_a = \frac{\pi\beta a^2 \sigma^2 B}{E} \quad (6)$$

$$U_\gamma = 2(2aB\gamma_s) \quad (7)$$

As Equações (6) e (7) referentes à energia elástica e de superfície são definidas em função da energia de superfície específica (γ_s), pelo coeficiente de estado (β), tendo este uma variação em função do estado de tensão ($\beta = 1$) ou deformação ($\beta = 1 - \nu^2$), do coeficiente de Poisson (ν), da metade do comprimento da trinca (a) e, por fim, da espessura da chapa (B).

GRIFFITH [67] estabeleceu um critério de propagação de trinca afirmando que para uma trinca se propagar é necessário haver diminuição da energia total do sistema, o que acontece quando a mudança na energia de deformação elástica que se torne igual à energia necessária para a criação de novas superfícies trincadas [64], isto é:

$$\frac{\partial U_a}{\partial a} \geq \frac{\partial U_\gamma}{\partial a} \quad (9)$$

Substituindo as Equações (6) e (7) pela Equação (8), obtém-se a seguinte tensão de fratura:

$$\sigma_f = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (8)$$

A Equação (8) é válida apenas para materiais idealmente frágeis, como o vidro, que foi utilizado por Griffith em seus experimentos, nos quais obteve resultados razoáveis. Portanto, para materiais dúcteis que compõem a maior parte dos materiais metálicos, esta equação não é mais apropriada, por não considerar o efeito da ductilidade dos materiais.

2.4.3 Teoria de Irwin-Orowan

Uma segunda contribuição ao trabalho de Griffith foi proposta por Irwin e Orowan, conforme apresenta ANDERSON [13] e HERTZBERG [64], que independentemente adequaram a equação de Griffith para levar em consideração a pequena região deformada plasticamente na ponta da trinca em materiais metálicos. Assim, introduziram na Equação (10) o conceito de energia de deformação plástica, γ_p , incluindo os efeitos da plasticidade e do material em estudo. Dessa forma, a equação passou a ser considerada da seguinte forma:

$$\sigma_f = \left(\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (10)$$

$$\sigma_f = \left(\frac{2Ew_f}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (11)$$

Conforme abordam ANDERSON [13] e HERTZBERG [64], em 1948 IRWIN introduziu, aos conceitos já estabelecidos, a variável G , denominado de taxa de liberação

de energia (*energy release rate*), mostrando que para haver criação de áreas adicionais de superfície de fratura se tornaria necessária uma quantidade crítica de liberação de energia (G_c) associada a uma energia que promovesse o crescimento da trinca W , como apresentado na Equação (12). Assim, o valor de G pode ser adotado nos seus dois estados: tanto em condição plana, mostrada na Equação (13), quanto em deformação plana, designada na Equação (14).

$$\frac{\partial U_a}{\partial a} = -G \geq \frac{\partial W'}{\partial a} \quad (12)$$

$$G = \frac{\pi a \sigma^2}{E} \quad (13)$$

$$G = \frac{\pi a \sigma^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (14)$$

Redefinindo e igualando os parâmetros $\pi a \sigma^2$ a um parâmetro K^2 chega-se à definição de um segundo parâmetro de fundamental importância, o fator de intensidade de tensão, definido pela Equação (15).

$$G = \frac{K^2}{E'} \quad (15)$$

$$E' = \frac{E}{1 - \nu^2} \quad (16)$$

Baseado nas Equações (15) e (16) apresentadas, é possível concluir que a trinca começa a se propagar quando G atinge o seu valor crítico G_c , contido dentro de certos limites por se tratar de uma propriedade intrínseca ao material. Dessa maneira, atribui-se a IRWIN a definição do fator de intensidade de tensão (K) ao realizar a análise de tensão na ponta da trinca, o que comprova que a tensão depende do produto da tensão nominal e da raiz quadrada da metade do comprimento de trinca, isso para chapa com largura infinita.

2.5 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

Através da MFLE é possível estimar o campo de tensão na ponta da trinca, de modo a estabelecer uma relação com outros parâmetros, tais como: tensão nominal aplicada, tamanho da trinca, tipo de geometria e orientação da trinca. Dessa maneira, através destes parâmetros, é possível estimar as propriedades de fratura de um dado material baseando-se em um único parâmetro, que assim se convencionou denominar de fator de intensidade de tensão (K).

Considerando uma placa de tamanho infinito que contém uma trinca de um tamanho arbitrário, conforme ilustrado na Figura 11, submetida a uma tensão normal ao plano da trinca, produz-se no sólido trincado um campo de tensão na ponta da trinca que pode ser mensurada, conforme a Equação (16). Esta equação relaciona, simultaneamente, o valor do fator de concentração de tensão, o tamanho do defeito e o fator de forma geométrica. Os termos de ordem superior da Equação (17) são omitidos por não serem significativos para a análise da tensão nos pontos que circundam a ponta da trinca.

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta) \quad (17)$$

A Equação (17) é definida em função do tensor de tensão (σ_{ij}) presente em um dado ponto do material posicionado à distância r da ponta da trinca com uma inclinação θ do plano da trinca e da função trigonométrica ($f_{ij}(\theta)$) conhecida. Assim, à medida em que a distância r tende a se aproximar de zero, o primeiro termo torna-se muito elevado e a contribuição dos outros termos da série pode ser desprezada.

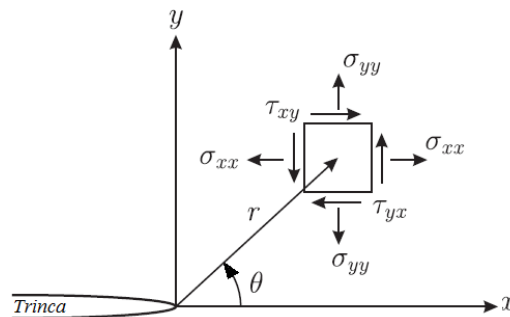


Figura 11 - Sistemas de coordenadas polares na ponta de uma trinca com a distribuição de tensões 2D e distribuição de tensões na vizinhança da ponta de uma trinca [13].

2.5.1 Principais modos de fratura

Os modos de fratura em uma estrutura trincada são caracterizados em função do deslocamento relativo das faces (flancos) da trinca. Os três principais modos de sollicitação das trincas são apresentados na Figura 12. Dentre os mesmos, o modo I de abertura, definido pelo afastamento das superfícies da trinca, está associado à tensão normal na direção y . O modo II está associado à tensão de cisalhamento e é definido pelo modo de escorregamento que ocorre entre as superfícies na direção x . O modo III, chamado de modo de rasgamento, consiste na movimentação das faces da trinca, uma oposta à outra, para fora do plano da trinca sob influência direta das três tensões presentes no sólido, caracterizando um modo misto. Os modos I e II são mais comuns em problemas de engenharia do que o modo III [13, 68].

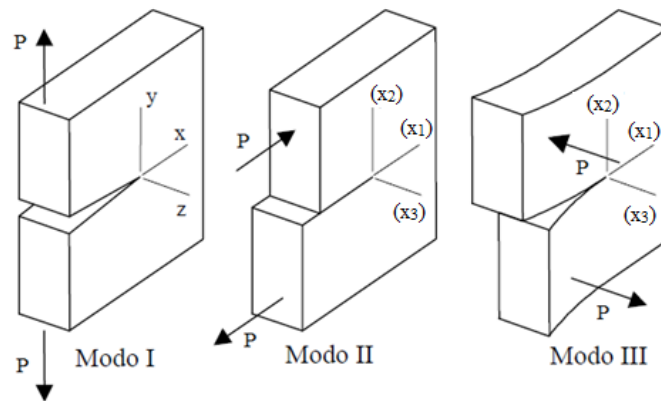


Figura 12- Modos básicos de deslocamento da superfície da trinca para materiais isotrópicos [13, 67].

2.5.2 Fator de intensidade de tensão

O fator de intensidade de tensão (K_I), definida na Equação (18), é função da tensão nominal aplicada (σ), da forma do defeito (Y) e do tamanho da trinca (a). Esta equação é uma variação da Equação (15), proposta por IRWIN e da Equação (16) simplificada, tal como apresentado na Equação (18).

$$K_I = Y \sigma (\pi a)^{1/2} \quad (18)$$

Na engenharia, o valor de K em modo I (K_I) é utilizado para caracterizar a resistência à fratura de um componente com trinca ou tenacidade do material. O critério

de falha adotado pela MFLE se dá quando K_I passa a ter uma magnitude crítica, pois, em tais condições tem início a propagação da trinca. Assim, quando o K_I atinge sua magnitude crítica, passa a ser conhecido como K_{IC} .

O K_{IC} é um valor crítico chamado de “tenacidade à fratura em modo I”, que é uma propriedade do material obtida por ensaio experimental normalizado e/ou estimado por soluções analíticas e numéricas. Baseado nesse critério, quando o $K_I > K_{IC}$ ocorre a propagação da trinca.

A mecânica da fratura linear elástica normalmente é utilizada para materiais que apresentam características frágeis ou espessuras grossas que induzem um estado de tensão predominantemente de deformação plana, mas também pode ser utilizada para chapas finas, dependendo do tipo de material e da temperatura. Os materiais que apresentam essa característica normalmente são as ligas de alumínio de aplicação aeronáutica e alguns aços estruturais de alta resistência mecânica [13].

Para WESTERGAARD [69], o campo de tensão no entorno de uma trinca pode ser obtido em função dos modos de fratura, tanto para o modo I ou modo principal de abertura dos flancos da trinca, assim como o modo II de cisalhamento puro ou o modo III, misto [67, 69]. As respectivas Equações (19), (20) e (21) expressam o campo de tensão para cada modo de fratura, respectivamente, para estruturas fabricadas de material linear, elástico, isotrópico e homogêneo.

Modo I: Abertura

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \begin{Bmatrix} 1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ 1 + \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \end{Bmatrix} \quad (19)$$

Modo II: Cisalhamento

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cdot \begin{Bmatrix} -\operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[2 + \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \\ \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[1 - \operatorname{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \operatorname{sen}\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] \end{Bmatrix} \quad (20)$$

Modo III: Rasgamento

$$\begin{cases} \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{cases} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{cases} -\text{sen}\left(\frac{\theta}{2}\right) \\ \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \end{cases} \quad (21)$$

A partir das Equações (19), (20) e (21), é possível concluir que para $r = 0$ há singularidades na tensão, passando a ter, neste caso, valores infinitos. A condição apresentada não ocorre em condições reais devido ao arredondamento na ponta da trinca, que está presente mesmo nos materiais mais frágeis. Ainda que se tenha essa limitação, as equações do campo de tensão e de deslocamento podem ser utilizadas para uma determinação precisa dos fatores de intensidade de tensão para materiais frágeis.

2.5.3 Influência da espessura do corpo de prova na tenacidade à fratura

A espessura do corpo de prova exerce grande influência sobre o estado de tensão na ponta da trinca e este sobre a forma da zona plástica. Com isso, a forma da superfície de fratura também varia com a espessura. Normalmente são identificados três tipos de comportamento em espécimes entalhados solicitados em modo I. Em corpos de prova finos, a superfície de fratura forma um ângulo de 45° em relação à direção da tensão nominada [13]. Com o aumento da espessura, a partir de um determinado valor, começa a surgir uma parte na região central da superfície de fratura, formando um ângulo reto com a direção do eixo de tração. Dessa forma, conclui-se que para pequenas espessuras há um estado de tensão plana e para grandes espessuras há um estado de deformação plana.

A espessura afeta diretamente o valor da tenacidade à fratura de um dado material e nos corpos de prova finos a tenacidade pode atingir valores máximos [13], sendo possível coincidir com o estado de iniciação da trinca. Na superfície da região de fratura há formação de um ângulo reto com o eixo de tração, Figura 13 [70]. A partir desse valor máximo, a tenacidade diminui até atingir um valor mínimo, que corresponde à superfície de fratura com a região central predominantemente reta.

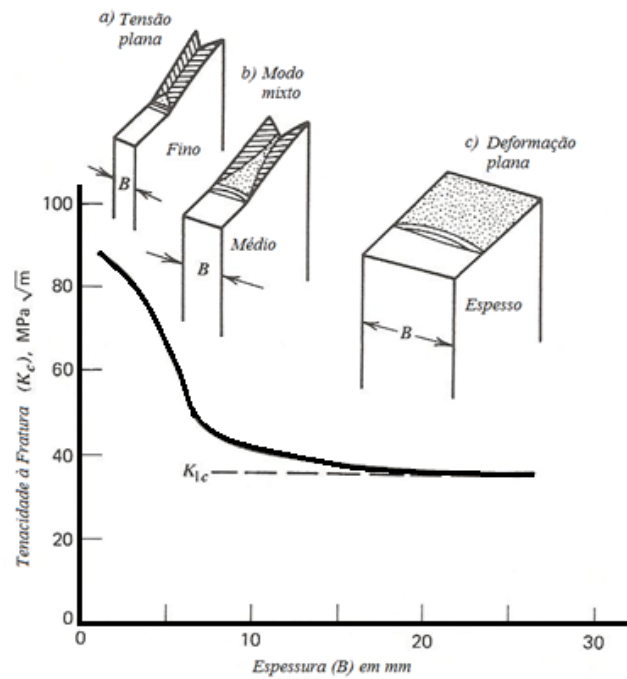


Figura 13 - Efeito da espessura do corpo de prova na tenacidade à fratura [70].

A tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}) é o parâmetro usado na mecânica de fratura linear elástica. Este valor corresponde à máxima triaxialidade de tensão possível na ponta da trinca, sendo o valor estimado a partir de uma espessura mínima. As normas ASTM E399 [71], ASTM E1820-11 [72] e BS 7448-1 [73] estabelecem metodologias experimentais para determinar o valor de K_{IC} , sendo que dentre as restrições impostas, a espessura (B) do corpo de prova deve estar de acordo com a Equação (22).

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (22)$$

Em espécimes de grande espessura, há condições de tensão plana nas superfícies livres e deformação plana em uma faixa central. Então, nesses corpos de prova, a zona plástica nas superfícies livres é maior do que no centro [64].

2.6 Mecânica da Fratura Elastoplástica (MFEP)

A aplicação da Mecânica da Fratura Linear Elástica, MFLE, está limitada a situações com plasticidade em pequena escala [67], isto é, restrita a uma pequena região quando comparada com as dimensões da trinca e do ligamento remanescente. Ocorre também que em muitas situações práticas, as limitações da MFLE não podem ser respeitadas, tendo em vista que grande parte dos materiais apresentam uma tenacidade alta. Assim a MFLE é válida somente quando a deformação de um material não-linear é confinada em uma pequena região plástica em volta da trinca. Mas, quando esta região se torna significativamente grande em relação à espessura do material, a mecânica da fratura linear elástica não deve ser mais aplicada. Neste caso, a mecânica da fratura apresenta um novo tratamento baseado em considerações não lineares e elastoplásticas entre tensão e deformação [13, 67].

As propriedades de fratura dos materiais tenazes são obtidas através da mecânica da fratura elastoplástica (MFEP), pois, este método considera o aumento significativo da zona plástica na ponta da trinca quando os flancos da trinca se separam, sem haver propagação de trinca **Erro! Fonte de referência não encontrada.**[13].

A integral J e o CTOD são os dois principais critérios de fratura utilizados para medir a tenacidade à fratura na ponta da trinca. A integral J é um método proposto por Rice, citado em ANDERSON [13], que estima o campo de tensão na ponta da trinca através de uma integral de linha que preenche um contorno arbitrário. O CTOD foi proposto por WELLS [13], baseado no deslocamento normal dos flancos da trinca em relação à ponta da trinca, sendo possível concluir que antes de fraturar ocorreu o arredondamento da ponta da trinca, provocado pela deformação plástica.

Para determinar o CTOD, temos as normas BS 7448 - 1 [73] e ASTM E 1290 [74]. O método para determinar a Integral J é descrito na norma ASTM E 1820-11 [72].

2.6.1 Método da Integral J

A integral J é um método de avaliação da tenacidade à fratura elastoplástica proposto por RICE, em 1968 [13], que utilizou material elástico não-linear e elastoplástico sob carregamento monotônico crescente de tração, conforme mostra a Figura 14. Esse método permite avaliar e quantificar a deformação plástica na ponta da trinca, a partir de uma integral de linha localizada no entorno da ponta da trinca,

independente do caminho de integração. O valor deste parâmetro é numericamente igual à taxa de liberação de energia (G) para o caso da MFLE, o que possibilita equiparar com o valor de K (fator de intensidade da tensão) [13, 67].

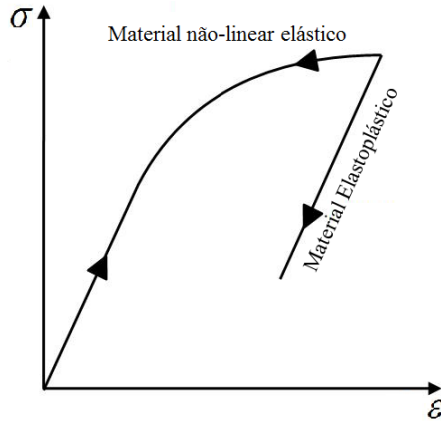


Figura 14 - Gráfico tensão-deformação de um material com comportamento mecânico elástico não-linear e elastoplástico [13, 67].

A Integral J é definida em relação aos eixos de coordenadas cuja origem se situa na ponta da trinca. Ao tratar de uma integral de linha, a mesma tem como restrição o flanco inferior e o superior da trinca, como mostrado na Figura 15. A integral J é definida em função do seu contorno Γ definido no estado plano de tensão, pelo cosseno diretor η , pelo vetor de tensão T e pelo comprimento infinitesimal ds .

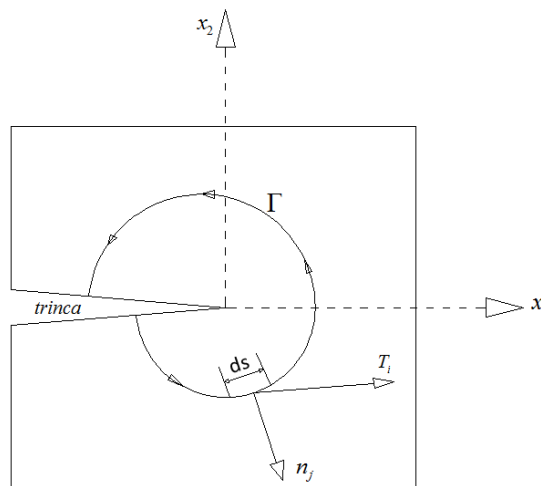


Figura 15 – Contorno arbitrário com o sistema de coordenada na ponta da trinca [13].

A equação característica da Integral J é dada pela Equação (23):

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dx_2 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds \right) \quad (23)$$

O termo contorno Γ da Equação (23), definido anteriormente, é um contorno arbitrário em torno da ponta da trinca. W é a densidade de energia de deformação definida pela Equação (24). T_i é o tensor de tensão de superfícies definidas pela Equação (25) e u_i , mostrado na Equação (23), é o vetor de deslocamentos.

$$W = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij} \quad (24)$$

$$T_i = \sigma_{ij} n_j \quad (25)$$

O estado plano de tensão W , conforme a Equação (24), pode ser decomposto da seguinte forma, mostrada na Equação (26).

$$W = \int_0^{\varepsilon_{11}} \sigma_{11} d\varepsilon_{11} + \int_0^{\varepsilon_{12}} \sigma_{12} d\varepsilon_{12} + \int_0^{\varepsilon_{21}} \sigma_{21} d\varepsilon_{21} + \int_0^{\varepsilon_{22}} \sigma_{22} d\varepsilon_{22} \quad (26)$$

Neste caso, é possível obter a soma dos termos médios, como definido na Equação (27).

$$W = \int_0^{\varepsilon_{11}} \sigma_{11} d\varepsilon_{11} + 2 \left(\int_0^{\varepsilon_{12}} \sigma_{12} d\varepsilon_{12} \right) + \int_0^{\varepsilon_{22}} \sigma_{22} d\varepsilon_{22} \quad (27)$$

O tensor de tensão de superfície T_i em relação ao contorno Γ , expresso na Equação (23), é decomposto em termos da tensão e do cosseno diretor da seguinte maneira: $T_1 = \sigma_{11}n_1 + \sigma_{21}n_2$ e $T_2 = \sigma_{12}n_1 + \sigma_{22}n_2$. O tensor T_i é também conhecido como equação de COUCHY, citado por KUMAR [75].

Uma abordagem significativa sobre a Integral J é quanto a sua real dependência em relação a sua trajetória. Segundo mostra a Figura 16, para qualquer contorno fechado o valor da integral J é igual a zero, ou seja, $J = 0$. Assim, é possível concluir, com base nos dois contornos arbitrários Γ_1 e Γ_2 fechados pelos contornos Γ^+ e Γ^- , que a energia total da integral J ($J_t = J_1 + J_2 + J^+ + J^- = 0$) é igual a zero, pois, como T_i na face da trinca é igual a zero, então $J^+ + J^- = 0$, corresponde a $J_1 = -J_2$. Com isso, é possível concluir que

qualquer que seja a trajetória do caminho no entorno da trinca, o valor da Integral J será sempre o mesmo, reafirmando-se a independência do caminho.

Em materiais que apresentam encruamento acentuado (aumento de resistência por deformação mecânica), a maior contribuição de J é dada pela energia de deformação plástica compreendida na região da integração de J .

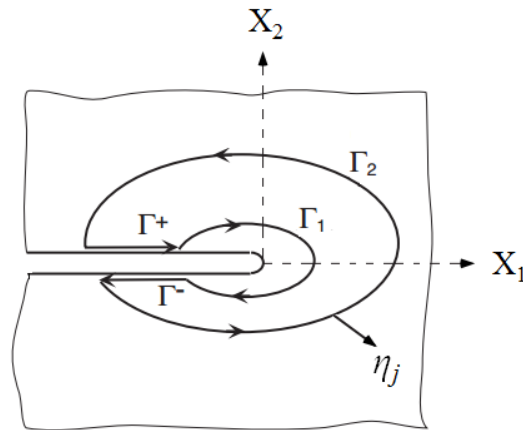


Figura 16 – Contornos arbitrários Γ_1 e Γ_2 fechados pelos contornos Γ^+ e Γ^- na ponta da trinca [75].

Através da integral J foi possível determinar com segurança os valores das tensões e deformações na ponta da trinca a partir do modelo proposto por HUTCHINSON, RICE e ROSENGREN (HRR), tratado em ANDERSON [13]. Em relação a este modelo, os materiais não-lineares elásticos são modelados como no ajuste proposto por Ramberg-Osgood [13], na Equação (27), utilizado para descrever a curva tensão-deformação do material.

A equação de Ramberg-Osgood é composta pelas seguintes variáveis: α , n , σ e ε , que correspondem, respectivamente, ao coeficiente adimensional de resistência do material, ao expoente de encruamento do material e à tensão e deformação verdadeira do material. A equação de Ramberg-Osgood é uma variação do modelo de encruamento exponencial, mostrado na Equação (28). O índice “0” presente na equação de Ramberg-Osgood, Equação (29), presente na tensão e na deformação indica o valor de referência, sendo geralmente considerados como os valores de escoamento.

$$\frac{\varepsilon}{\sigma_0/E} = \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (28)$$

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (29)$$

O campo de tensão e deformação na ponta da trinca é obtido através da Integral J , conforme apresentado nos trabalhos de HUTCHINSON, RICE e ROSENGREN (modelo HRR), citado por JANSSEN [67], cujos trabalhos levam em consideração a Equação (29), onde somente é considerado válido para pequenas deformações. As equações do modelo HRR, em função de deslocamentos, deformações e tensão, correspondem às Equações (30), (31) e (32).

$$u_i(r, \theta) = \frac{\alpha \cdot \sigma_0 \cdot r}{E} \left(\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot \sigma_0^2 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{u}_i(n, \theta) \quad (30)$$

$$\varepsilon_{ij}(r, \theta) = \frac{\alpha \cdot \sigma_0}{E} \left(\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot \sigma_0^2 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad (31)$$

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \sigma_0 \cdot \left(\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot \sigma_0^2 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad (32)$$

Para obter as soluções das Equações (30), (31) e (32) faz-se necessário obter o parâmetro I_n , que é uma constante de integração independente do coeficiente de encruamento, onde o seu valor pode ser obtido através do gráfico mostrado na Figura 17. Os valores dos parâmetros, \tilde{u} , $\tilde{\varepsilon}$ e $\tilde{\sigma}$, mostrados nas Equações (30), (31) e (32), são constantes adimensionais dependendo do ângulo de posição, do expoente de encruamento, do estado de tensão e do modo de abertura da trinca.

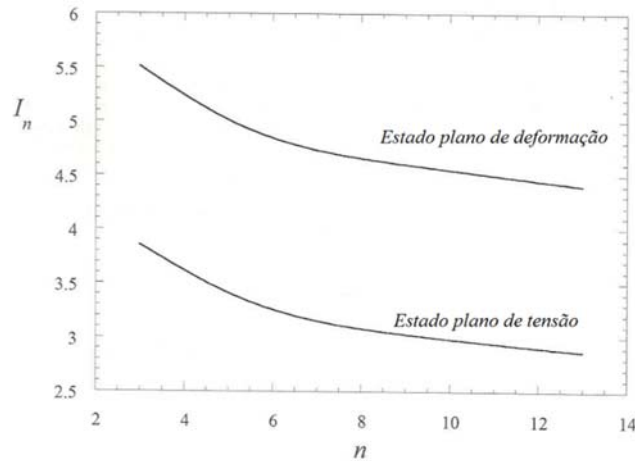


Figura 17 - Constante de integração em função do expoente de encruamento (Modelos de Ramberg - Osgood) para os estados de deformação e tensão plana [13].

Na Figura 18 são apresentados valores de $\tilde{\sigma}$ adaptados por ANDERSON [13], na qual os valores das constantes adimensionais não podem ser determinados na forma de uma expressão fechada, sendo, neste caso, necessário para a sua determinação numérica, embora existam expressões que fornecem valores aproximados para o seu cálculo. A Equação (33) fornece valores para a constante \tilde{u} .

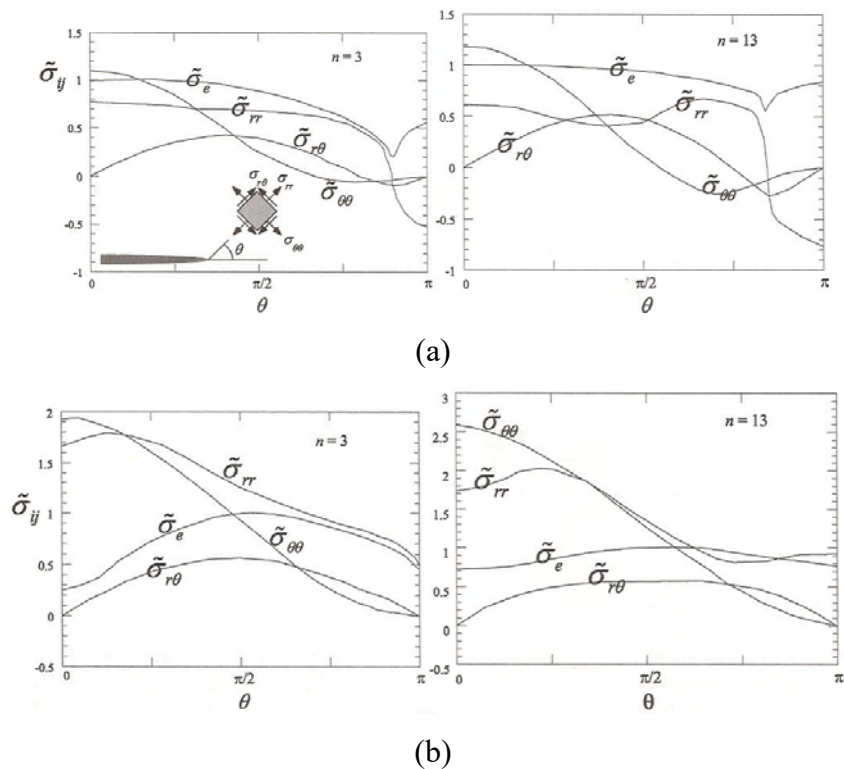


Figura 18 - Constante adimensional para alguns valores do expoente de encruamento [13]: (a) estado plano de tensão e (b) estado plano de deformação.

$$\tilde{u}_i(n, \theta) = \tilde{a}_{0i}(n) + \tilde{a}_{1i}(n) \cos \frac{\theta}{2} + \tilde{a}_{2i}(n) \sin \frac{\theta}{2} + \tilde{a}_{3i}(n) \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \theta + \tilde{a}_{4i}(n) \cos \frac{\theta}{2} \cdot \sin \theta \quad (33)$$

Neste caso, os coeficientes de ajuste são funções do expoente de encruamento da equação de Ramberg-Osgood apresentado na Equação (29).

2.6.2 Método de CTOD

O CTOD é um método de avaliação de tenacidade à fratura elastoplástica cuja denominação original em inglês corresponde a “*Crack Tip Opening Displacement*”. Este método foi proposto por WELLS e COTTRELL por volta de 1961, conforme cita ANDERSON [13]. O mesmo propôs avaliar a tenacidade de um dado material em relação à abertura dos flancos da ponta da trinca [67]. Segundo ANDERSON [13] e JANSSEN [67], ao tentar medir o valor do parâmetro K_{IC} de aços estruturais, WELLS percebeu que a tenacidade destes materiais era grande em função da deformação plástica que causava o embotamento na ponta da trinca. Na medida em que o arredondamento aumentava, isto ocorria na mesma proporção à tenacidade do material, o que, por sua vez, inviabilizava utilizar o conceito da MFLE para tais materiais [67].

O CTOD se tornou um método de tenacidade à fratura bem popular na Europa, nos estágios iniciais e foi formulado pouco menos de uma década antes que a Integral J pudesse ser utilizada como um parâmetro importante da MFEP [75].

A Figura 19 e a Figura 20 fazem jus ao esquema representativo deste método. Nelas, são mostrados os afastamentos dos flancos do comprimento efetivo de trinca, a deformação plástica que originou o embotamento e o CTOD quando uma placa se encontra submetida a um carregamento de tração.

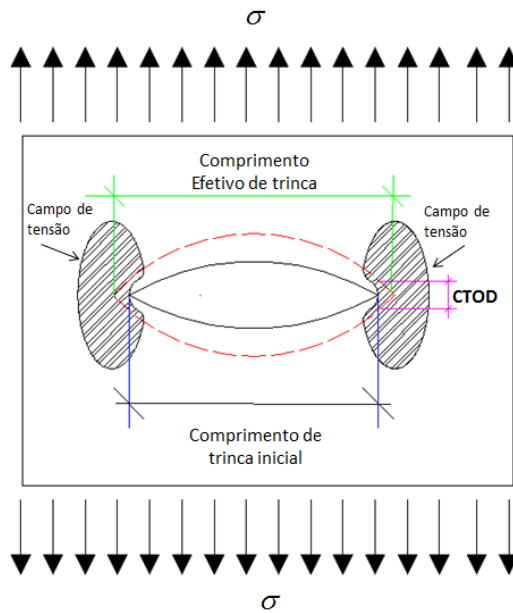


Figura 19 - Representação da deformação na ponta da trinca [67].

Existem diversas definições para avaliar o CTOD, sendo que as duas mais conhecidas são: o deslocamento normal ao plano da trinca em relação à posição original da ponta da mesma, como pode ser visto na Figura 20-a; a distância entre as intersecções de duas retas ortogonais posicionadas na ponta deformada da trinca com as suas faces, conforme mostra a Figura 20-b. Esta segunda definição, conhecida como CTOD a 90°, foi proposta por RICE, como citado por JANSSEN [67], sendo muito utilizada para medir o CTOD em modelos de elementos finitos.

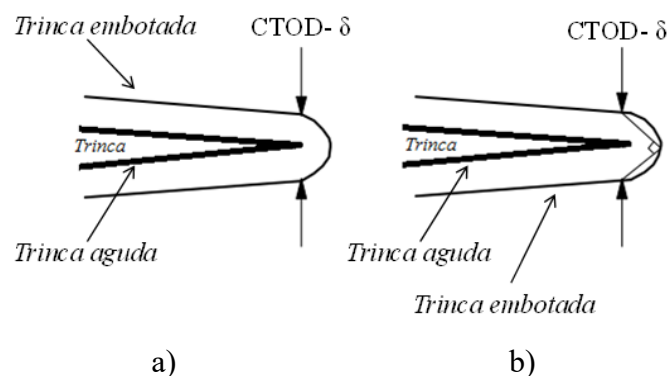


Figura 20 - Representação da ponta da trinca com as nomenclaturas: a) arredondamento inicialmente agudo; b) arredondamento inicialmente agudo com intersecção de retas ortogonais, CTOD posicionado a 90° [67].

A primeira equação utilizada para expressar o valor de CTOD foi proposto por BURDEKIN, citado por HERTZBERG [64], que propôs um modelo utilizando funções complexas de tensão WESTERGAARD [69]. Sendo assim, mostraram que a abertura na ponta da trinca, CTOD (δ), pode ser calculada pela Equação (34).

$$\delta = \frac{8\sigma_{LE}a}{\pi E} \log_e \sec \left(\pi \frac{\sigma_F}{2\sigma_{LE}} \right) \quad (34)$$

Se o segundo termo da equação for expandido em termos de série, desprezando-se os termos de ordem elevada, chega-se à relação de CTOD (δ) em função de K_I para materiais com comportamento linear elástico, como definido na Equação (35).

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} E} \quad (35)$$

As duas equações correspondentes ao CTOD são obtidas em função do limite de escoamento do material (σ_{LE}), comprimento nominal da trinca (a_0), do módulo de elasticidade do material (E), da tensão de fratura (σ_F) e do fator de intensidade de tensão em modo I de fratura (K_I).

A segunda maneira de determinar o valor do CTOD é medindo experimentalmente em função das propriedades do material e da taxa de deformação e através dos processos normativos recomendados, tais como: normas ASTM 1820-11 [72] e BS 7448 - 1 [73].

Estas normas possibilitam determinar o valor de CTOD de carga máxima (δ_{max}) e o CTOD de iniciação (δ_i). O CTOD de carga máxima é utilizado como critério de projeto para determinar, quantitativamente, a tensão crítica de projeto, em relação ao tamanho de trincas e de defeitos críticos, enquanto que o CTOD de iniciação corresponde a um valor de propriedade do material em regime elastoplástico, pois, este valor estabelece o começo do processo de propagação estável de trinca sob carregamento monotônico.

2.6.3 Métodos experimentais de CTOD de carga máxima

Os valores de CTOD mais comumente utilizados são o CTOD de carga máxima e de iniciação. Ambos os métodos são bastante utilizados como parâmetros de projeto na engenharia, mas também como propriedade do material. Esses parâmetros foram obtidos através das normas ASTM 1820-11 [72], referente ao método das descargas parciais e

norma BS 7448-1 [73]. Neste trabalho, foi realizada uma breve revisão destes dois métodos a fim de esclarecer os procedimentos adotados na obtenção dos resultados apresentados.

O CTOD de carga máxima é obtido segundo a norma BS 7448-1 [73] e possibilita determinar o valor deste parâmetro através da relação direta entre a carga aplicada e o deslocamento de abertura do corpo de prova. Estes resultados foram registrados, simultaneamente, através do sistema de aquisição e da máquina de ensaio durante o ensaio experimental, utilizando-se célula de carga, instrumentado com um transdutor ou extensômetro (*clip gauge*). O extensômetro médio é o afastamento das faces dos flancos do corpo-de-prova, representado por V_g , mas, comumente chamado de *CMOD* (*Crack Mouth Opening Displacement*) quando submetido a uma carga P crescente, o que provoca rotação do corpo de prova em torno de um eixo ou centro de rotação aparente. Esse deslocamento é medido na superfície da peça transversalmente à abertura do entalhe localizado na superfície do corpo de prova, já que é impossível medir o CTOD de forma direta.

O esquema ilustrativo do corpo-de-prova C(T) mostrado na Figura 21 e da abertura da ponta da trinca durante o ensaio e o gráfico de registro ($P - CMOD$) do ensaio são, respectivamente, apresentados na Figura 22-b. Na Figura 22-a está representada a altura dos contatos (*knife edges*) (z), onde o extensômetro é fixado durante o ensaio experimental. O ligamento remanescente é dado pela diferença entre ($W-a$) e em alguns casos por “ $b\theta$ ”, assim como pelo fator rotacional (r) e pelo valor da abertura da trinca, representado por V_g ou *CMOD*.

O ligamento remanescente contribui para o surgimento de uma rotação no corpo-de-prova, comumente denominado por alguns autores como rótula plástica e assim contribui para o surgimento de um ponto de rotação do ligamento a uma distância igual ao produto entre o fator rotacional (r) e o comprimento do ligamento remanescente. O valor do fator rotacional é padronizado e é constante para cada corpo de prova utilizado no ensaio.

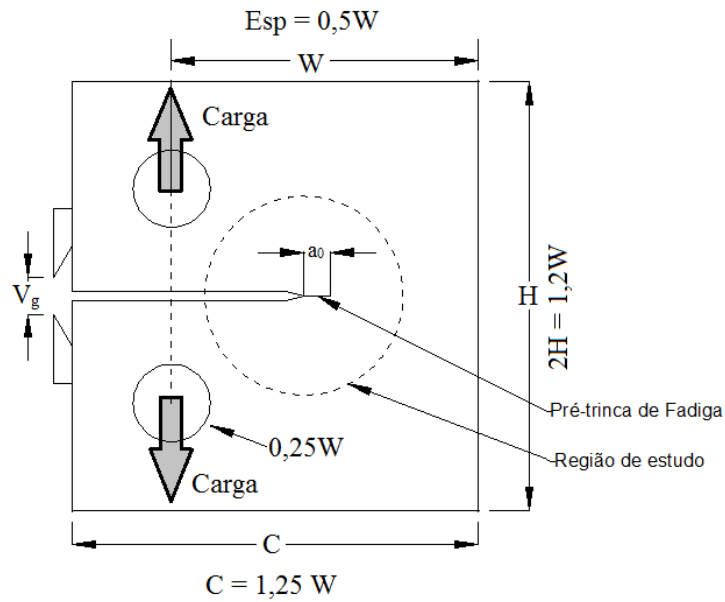


Figura 21 – Esquemática do teste de CTOD do corpo de prova C(T) [72].

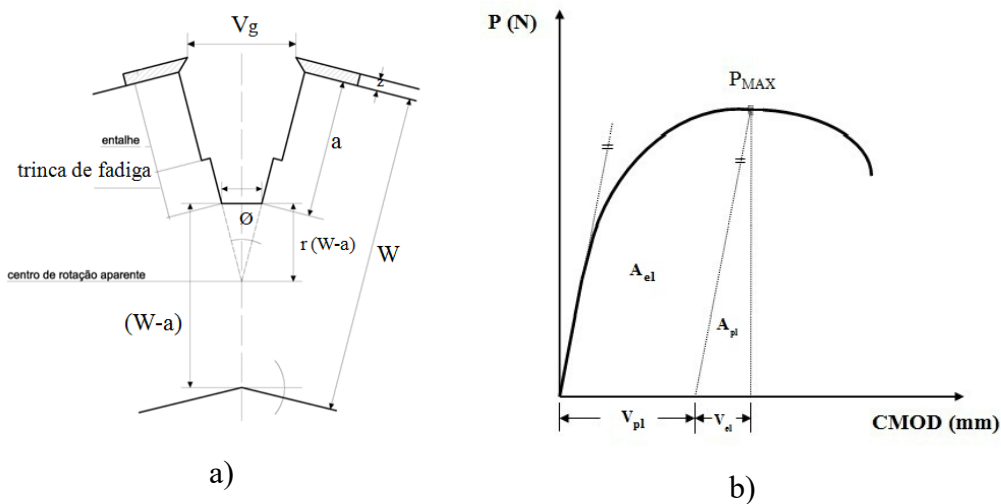


Figura 22 – Teste de CTOD de carga máxima [73]: a) abertura da boca da trinca; (b) relação carga *versus* CMOD (V_g).

O valor do deslocamento da abertura da trinca (CMOD) durante o ensaio se divide em duas partes: uma se refere ao regime plástico (V_{pl}) e a outra ao regime elástico (V_{el}), como mostrado na curva de ensaio, contribuindo para o surgimento respectivo de dois valores de CTOD: CTOD elástico (δ_{el}) e plástico (δ_{pl}). A Equação (36) é a que melhor representa o valor do CTOD total, que é dado pela soma das duas parcelas: um que corresponde ao regime elástico e a segunda ao regime plástico, como mostrado no gráfico de registro (Figura 22-b) [73].

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (36)$$

$$\delta_{el} = \frac{K_I^2}{E\sigma_{LE}} \left(\frac{1-\nu^2}{2} \right) \quad (37)$$

Os valores de CTOD elástico, assim como o CTOD plástico podem ser obtidos, conforme as respectivas Equações (37) e (40). O valor do CTOD elástico é calculado em função do fator intensidade de tensão K_I e do fator de correção geométrico $f(a/W)$, dado pelas Equações (38) e (39). O K_I , por sua vez, é obtido em função do módulo de elasticidade (E), do coeficiente de Poisson (ν) e da tensão de escoamento do respectivo material, enquanto o fator de correção geométrico $f(a/W)$, em função da razão do comprimento total de trinca (a) e em relação ao comprimento do corpo de prova (W). Na prática, o CTOD plástico é obtido pela relação direta dos parâmetros referentes na Figura 22-b e representado pela Equação (40).

$$K_I = \frac{F}{B \cdot W^{0.5}} f(a/W) \quad (338)$$

Sendo F a carga máxima obtida durante o ensaio

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \cdot \left[0,886 + 4,66\left(\frac{a}{W}\right) - 13,32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left(1 - \left(\frac{a}{W}\right)\right)^{1,5}} \quad (39)$$

$$\delta_{pl} = \frac{r \cdot V_{pl} \cdot (W - a_0)}{r \cdot (W - a_0) + r' \cdot a_0 + (c - W) + z} \quad (40)$$

Então, o valor do CTOD total é dado pela Equação (39), que corresponde à soma das Equações (37) e (40) [73]:

$$\delta = \left(\frac{F}{B W^{0.5}} f\left(\frac{a}{W}\right) \right)^2 \left(\frac{1-\nu^2}{2E\sigma_{LE}} \right) + \left(\frac{0,46(W - a_0)V_{pl}}{0,46W + 0,54a_0 + (c - W) + z} \right) \quad (41)$$

Como condição de aceitação de resultados, a BS 7448-1 [73] recomenda que na fabricação do corpo de prova C(T) a razão entre os valores da largura (W) e da espessura (B) seja igual a 2 ($W=2B$), com desvio de paralelismo de no máximo 0,2% W e a razão entre a e W esteja dentro da faixa máxima correspondente a $0,45 \leq a/W \leq 0,55$.

2.6.4 Método das descargas parciais para obtenção do CTOD de iniciação

Uma metodologia bastante utilizada que melhor representa o crescimento estável de uma trinca é a curva de resistência ao rasgamento dúctil. Esta curva é conhecida como curva de resistência (curva-R) e pode ser construída tanto em função do parâmetro J ($J-\Delta a$), quanto do CTOD ($\delta-\Delta a$). A Curva-R contém, no eixo das ordenadas, os valores obtidos de J ou δ e no eixo das abscissas o valor da variação do comprimento de trinca (Δa) [72].

Uma forma esquemática de representar o crescimento estável de uma trinca em função dos parâmetros J e CTOD está demonstrada na Figura 23. Nesta figura está representado o valor aproximado do J_I e do δ_I , além da região de embotamento da ponta da trinca. Esta curva também é comumente utilizada como indicador do grau de tenacidade que o material possui, contribuindo para se estimar de forma segura a integridade de uma estrutura [13, 67].

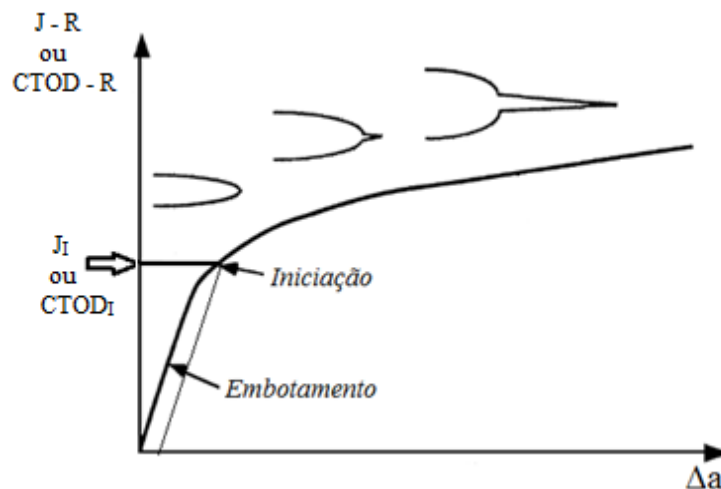


Figura 23 – Curva de resistência e os estágios de crescimento de trinca [13].

JANSSEN [67] afirma que a contribuição do J_I e do δ_I fornece dados sobre o comportamento à fratura do material, mas, isoladamente não caracteriza a fratura no início do crescimento da trinca. Sendo assim, a Curva-R, como um todo, fornece uma descrição geral do material quando na presença de trinca [76].

O critério adotado neste trabalho, utilizado experimentalmente para determinar a curva de resistência de um material, foi o método das descargas parciais (*Unloading Compliance Method*), empregado na norma ASTM E1820-11 [72]. Este método é

baseado na variação da flexibilidade elástica do material, pois, neste caso, o crescimento de trinca é determinado mediante as pequenas descargas parciais obtidas no registro do gráfico P-CMOD (Figura 24). Antes, porém, é necessário que os corpos de prova sejam inicialmente pré-trincados por fadiga. Dessa maneira, a trinca se propaga tornando o corpo de prova mais flexível, o que fez CLARK [77] concluir que o aumento da flexibilidade em um dado corpo de prova está diretamente associado ao incremento do comprimento da trinca. A Figura 24 mostra como a descarga parcial está relacionada com a curva do gráfico P-CMOD, obtido experimentalmente.

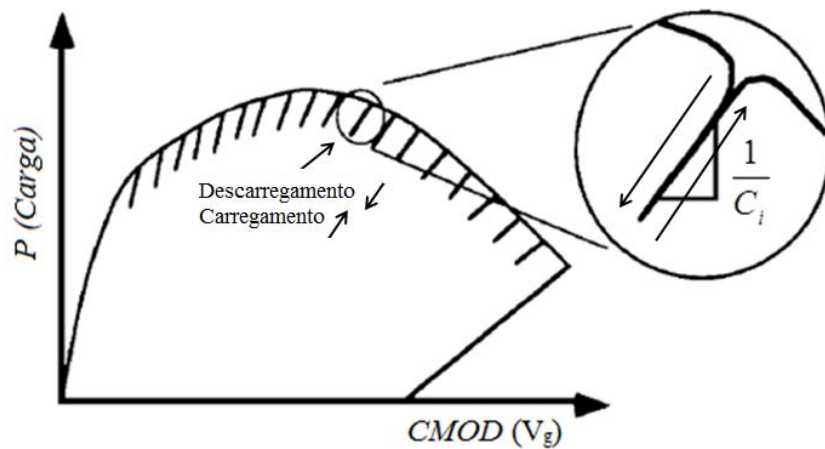


Figura 24 - Registro P - CMOD com descargas parciais utilizadas para determinar o crescimento estável da trinca [13].

Determinar o gráfico de registro apresentado na Figura 24 e extrair do mesmo os valores das inclinações das descargas/cargas utilizados na determinação da flexibilidade do corpo de prova C_i (*compliance*) é a primeira etapa na construção na curva de resistência do material, o que possibilita os cálculos para determinar a curva de resistência *CTOD-R* do material. A norma ASTM E1820-11 [72] disponibiliza as equações polinomiais para determinar o comprimento de trinca na fase inicial de cada descarga/carga do processo, relacionando (a_i/W) com o valor da *flexibilidade*, dada pela razão entre $\Delta V_m/\Delta P$ para cada ciclo de descarga e carga, sendo V_m o deslocamento da boca do entalhe (CMOD) e “P” a carga aplicada.

As equações utilizadas para o corpo de prova em estudo, segundo a norma ASTM 1820-11 [72] são:

$$\frac{a_i}{W} = [1,000196 - 4,06319u + 11,242u^2 - 106,043u^3 + 464,335u^4 - 650,677u^5] \quad (42)$$

O termo “ u ” é representado em função da espessura (B) do corpo de prova C(T), da *flexibilidade* (C_i) em cada descarga/carga e do módulo efetivo de elasticidade do material (E'), conforme Equação (43);

$$u = \frac{1}{\left[E' B C_i \right]^{0.5} + 1} \quad (43)$$

$$E' = \frac{E}{(1 - \nu^2)} \quad (44)$$

O fator de forma $f(a_i/W)$ utilizado em função da *flexibilidade* (C_i) é dado pela Equação (45) que posteriormente será utilizada na equação do fator de intensidade ($K_{I(i)}$) de tensão dada pela Equação (46):

$$f(a_i/W) = \frac{\left[(2 + a_i/W) \left(0,886 + 4,64(a_i/W) - 13,32(a_i/W)^2 + 14,72(a_i/W)^3 - 5,6(a_i/W)^4 \right) \right]}{(1 - (a_i/W))^{3/2}} \quad (45)$$

$$K_{I(i)} = \frac{P_{(i)}}{(B B_N W)^{0.5}} f(a_i/W) \quad (46)$$

O termo B_N é igual a B se o corpo de prova não tiver usinagem lateral no sentido de propagação da trinca. A Equação (46) foi utilizada para determinar os valores de CTOD em cada instante durante o crescimento da trinca, sendo esta equação idêntica à Equação (41) de CTOD de carga máxima.

Para utilizar a Equação (47) é necessário determinar, inicialmente, o valor do fator de rotação plástica ($r_{p(i)}$), mostrado na Equação (48) e do valor e do parâmetro $\alpha_{(i)}$ na Equação (49), que por sua vez é função do $\alpha_{(i)}$ e do crescimento remanescente $b_{(i)}$.

$$\delta_{(i)} = \frac{K_{(i)}^2 (1 - \nu^2)}{2 \sigma_{YS} E} + \frac{\left[r_{p(i)} (W - a_{(i)}) + \Delta a \right] v_{p(i)}}{\left[r_{p(i)} (W - a_{(i)}) + a_{(i)} + z \right]} \quad (47)$$

$$r_{p(i)} = 0,4 \left(1 + \alpha_{(i)} \right) \quad (48)$$

$$\alpha(i) = 2 \left[\left(\frac{a(i)}{b(i)} \right)^2 + \frac{a(i)}{b(i)} + \frac{1}{2} \right]^{0,5} - 2 \left(\frac{a(i)}{b(i)} + \frac{1}{2} \right) \quad (49)$$

Como critério de aceitação recomendado pela norma ASTM 1820-11 [72] é necessário selecionar os valores do gráfico CTOD- Δa que estão entre os valores de referência a Δa_{\max} e δ_{\max} , utilizando as Equações (50) e (51):

$$\Delta a_{\max} = 0,25b_0 \quad (50)$$

$$\delta_{\max} = \frac{b_0}{20} \quad (51)$$

Após selecionar os valores de CTOD e de Δa , é imprescindível realizar o ajuste não-linear para determinação de “ a_{0q} ” de acordo com Equação (52), conforme recomendado pela norma ASTM 1820-11 [72]. Para a determinação da curva de resistência, como mostrado na Figura 25, é necessário realizar um ajuste da trinca de iniciação em função dos valores obtidos dos CTOD e dos parâmetros a determinar B e C.

$$a = a_{0q} + \frac{\delta}{1,4} + B\delta + C\delta^2 \quad (52)$$

Uma vez determinado o valor do “ a_{0q} ”, foi possível determinar os novos valores de Δa , como mostrado na Equação (53). Os parâmetros C_1 e C_2 da Equação (54) de δ_q foram determinados segundo a Equação (55) e, como um dos critérios de aceitação de δ_q , é necessário que o valor do parâmetro C_2 da regressão linear seja menor que 1,0.

$$\Delta a_i = a_i - a_{0q} \quad (53)$$

$$\delta_q = C_1 \left(\frac{\Delta a}{k} \right)^{C_2} \quad (54)$$

$$\ln \delta = \ln C_1 + C_2 \ln(\Delta a) \quad (55)$$

Tendo construído a Curva-R, para qualificar o valor de δ_q , como possível candidato ao valor de tenacidade crítica δ_I , é necessário avaliar como requisito o valor da espessura

mínima do corpo de prova, de acordo com as condições em termos do valor da espessura (B) e da espessura remanescente (b_0). Sendo assim, tem se que:

$$B \geq 10 m \delta_Q \quad (56)$$

$$b_0 \geq 35 \delta_q \quad (57)$$

O valor do parâmetro “ m ” é determinado conforme a Equação (58) que relaciona a razão entre a tensão de escoamento (σ_y) e de tensão limite de resistência (σ_u) obtido no ensaio de tração uniaxial, dentro das condições de aceitação, tais como: $\sigma_y/\sigma_u \geq 0,5$. Este referido parâmetro é de suma importância juntamente com o valor de σ_y (média entre o limite de resistência do material (σ_u) e o limite de escoamento (σ_y) na determinação de correlação entre os parâmetros de tenacidade à fratura elastoplástica J_i e δ_i , apresentado na Equação (60).

$$m = A_0 - A_1 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right) + A_2 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right)^2 - A_3 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right)^3 \quad (58)$$

Substituindo-se os respectivos valores das constantes “ A ” para corpos de prova C(T), a Equação (33) mostra:

$$m = 3,62 - 4,21 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right) + 4,33 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right)^2 - 2 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right)^3 \quad (59)$$

$$\delta_{(i)} = \frac{J_{(i)}}{m \sigma_Y} \quad (60)$$

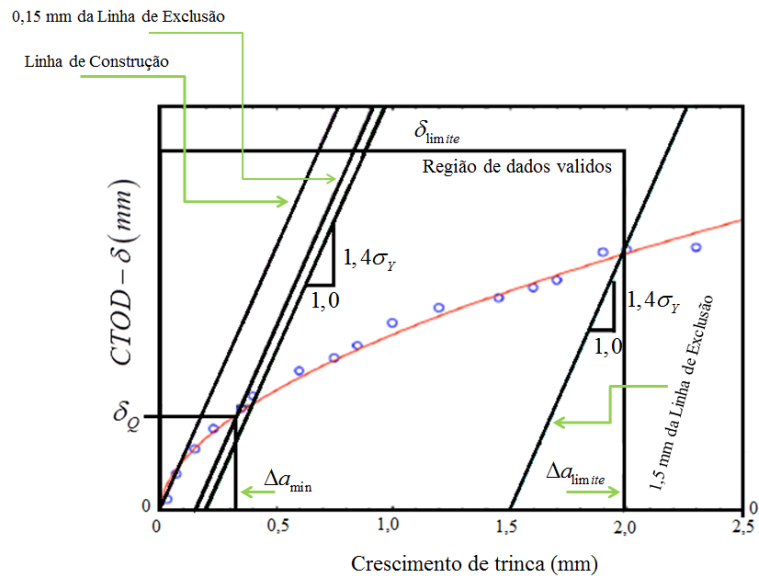


Figura 25 - Curva CTOD-R adaptada de ASTM E1820-1 [72].

2.7 Elementos Finitos para a análise de Mecânica da Fratura

As primeiras aplicações do Método de Elementos Finitos para analisar problemas relacionados à Mecânica da Fratura ocorreram pelo emprego de elementos apropriados para simular esforços convencionais quando submetido a uma tensão constante para determinar o fator de intensidade de tensão proposto por CHAN *et al.* [78]. Os resultados simulados utilizando-se este tipo de elementos eram demorados, o que consumia um elevado tempo computacional em virtude de ter que haver um refino de malha excessivo ao redor da ponta da trinca.

Após o trabalho apresentado por CHAN *et al.* [78], muitos outros pesquisadores, tais como HELLEN [31] e ZIENKIEWICZ [79], propuseram melhorias quanto à singularidade da ponta da trinca e nas regiões adjacentes.

SHIH *et al.* [80] colaboraram para melhorar os resultados e passaram a utilizar elementos lagrangeanos bi-quadráticos de nove nós para problemas bidimensionais e o elemento de 27 nós para problemas tridimensionais, embora elementos sólidos de 8 e de 20 nós também fossem utilizados para análise bi e tridimensional, respectivamente. Estes elementos estão mostrados na Figura 26.

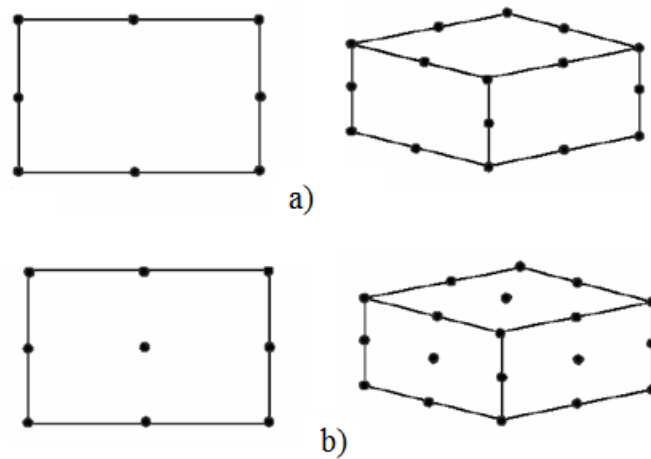


Figura 26 - Elementos finitos sólidos para a análise de Mecânica da Fratura: a) Elementos bidimensionais de 8 e 9 nós; b) Elementos tridimensionais de 20 e 27 nós.

Ao analisar os trabalhos anteriores, HENSELL *et al.* [81], concluíram que os resultados apresentados eram significativos, mas que para obtê-los havia a exigência de um elevado tempo computacional associado a um excessivo refino de malha no entorno da ponta da trinca. Assim, eles propuseram um elemento isoparamétrico de ordem superior que possibilitasse obter resultados razoáveis aumentando a densidade da malha na ponta da trinca. Este elemento tem característica quadrática com geometria reta, apresentando nó intermediário posicionado a um quarto do seu comprimento, conforme mostra a Figura 27-b.

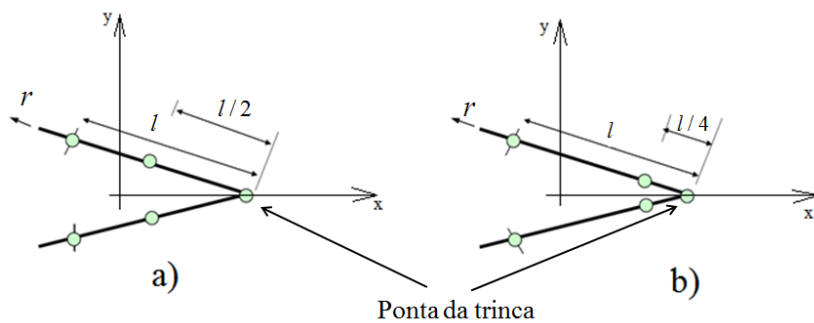


Figura 27 – Deslocamento dos nós a $l/4$ da ponta da trinca.

A contribuição final ao trabalho de HELLEN [31] e HENSELL [81] foi proposto por BARSOUM [82], que propôs o elemento isoparamétrico quadrilateral colapsado de oito nós laterais, unindo os nós 1, 2 e 3, como mostra a Figura 28-a. O mesmo posicionou os nós 4 e 6, a um quarto (*quarter point*), o que está mostrado na Figura 28-b e Figura 28-c. Desse modo, detalhou tal procedimento em coordenadas cartesianas, considerando x_i coordenada de x do nó i e admitindo que $x_1 = 0$, havendo, neste caso, a singularidade x_3

$= l$ e $x_2 = l / 4$. Dessa forma, os nós são melhor representados através da Equação (61), em função de u_i (deslocamento do nó i na direção x). Esta equação apresenta o termo $1/\sqrt{r}$ com a seguinte singularidade:

$$\varepsilon_{xx} = -\frac{1}{2} \left[\frac{3}{\sqrt{x}l_1} - \frac{4}{l_1} \right] u_1 + \left[\frac{2}{\sqrt{x}l_1} - \frac{4}{l_1} \right] u_2 + \frac{1}{2} \left[-\frac{1}{\sqrt{x}l_1} + \frac{4}{l_1} \right] u_3 \quad (61)$$

No regime linear elástico, a singularidade do campo de tensão e deformação na ponta da trinca ocorre a $1/\sqrt{r}$, onde r é a distância em relação a ponta da trinca. No caso de regime elastoplástico e plástico, a singularidade ocorre em $1/r$, sendo que esta singularidade é representada admitindo-se o elemento isoparamétrico com nó na metade de l . No regime elastoplástico, a singularidade está a uma distância entre $1/\sqrt{r}$ e $1/r$ da ponta da trinca.

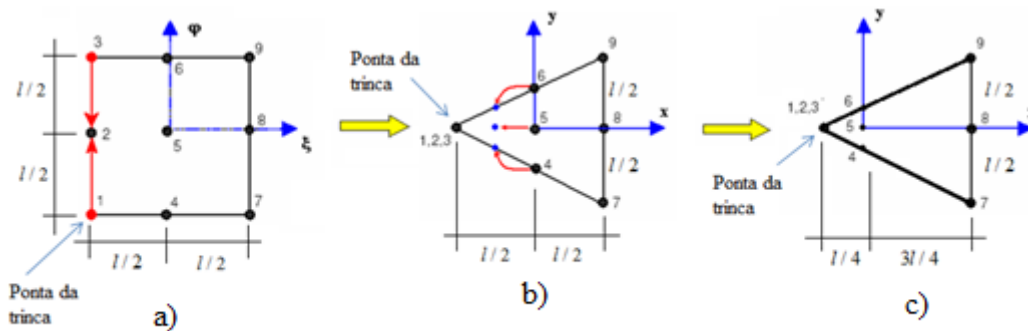


Figura 28 – Elementos finitos isoparamétricos de 9 nós com nós na posição a $1/4$ (*quarter point*) [75].

Segundo SILVEIRA [83], a utilização dos elementos finitos a um quarto de distância da ponta da trinca (*quarter point*) melhora a compreensão da análise numérica, evitando-se o refino na ponta da trinca, além de proporcionar excelentes resultados. Este elemento encontra-se implementado nos principais softwares comerciais de elementos finitos, tanto no ABAQUS quanto no ANSYS, nas suas versões mais atualizadas para a determinação de K_I , K_{II} e Integral J .

Após consolidação do método proposto por BARSOUIM [82], os principais métodos utilizados na mecânica da fratura, tais como o K (fator de intensidade de tensão) e a Integral J , puderam ter os seus valores numéricos estimados.

O software Abaqus, na versão 6.13, calcula a Integral J utilizando o método da extensão virtual (*virtual crack extension*). Este método foi desenvolvido por SHIH *et al.* [80], sendo muito utilizado porque é um método simples e objetivo, que minimiza, consideravelmente, o tempo computacional de processamento e proporciona resultados confiáveis sem necessitar de muito refino de malha na ponta da trinca.

Não é objetivo deste trabalho aprofundar as formulações matemáticas dos métodos numéricos de determinação destes dois parâmetros, mas, citam-se os principais: os trabalhos apresentados por SHIH *et al.* [80], que utilizaram a técnica de correção dos deslocamentos; o trabalho proposto por RYBICKI *et al.* [84]; RAJU [85], que propuseram analisar os parâmetros citados através do cálculo da taxa de liberação de energia; o trabalho de NIKISHKOV *et al.* [86], que utilizou o método da Integral de Domínio Equivalente (IDE) para a determinação exclusiva da Integral J .

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais utilizados

O aço API 5L X52, denominado neste trabalho como metal base, é um aço estrutural utilizado fundamentalmente na fabricação de dutos, produzido através de processamento termomecânico por laminação controlada e normalizado sem resfriamento acelerado [3]. O Inconel 625 é uma superliga à base de Níquel [8, 87], comumente utilizada como material de revestimento. A composição química dos respectivos materiais que compõem a estrutura tubular em estudo está apresentada na Tabela 2.

As amostras do aço API e do revestimento foram submetidas à caracterização microestrutural [88] e quatro diferentes tipos de ensaios mecânicos, seguindo-se todas as recomendações das respectivas normas. A caracterização microestrutural realizada foi de metalografia e de microscopia eletrônica de varredura (MEV) [88], enquanto que os ensaios mecânicos foram os de microdureza Vickers, de dureza Rockwell B [89], de tração uniaxial [90] e o de CTOD [72].

Tabela 2 - Composição química do aço API 5L X52 [3] e do INCONEL 625 [87]

Material	Elementos (wt%)											
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	Cu	Ti	Nb	Al	Fe
Aço APIX52	0,206	1,257	0,293	0,014	0,017	0,006	0,009	0,011	0,001	0,03	0,034	
Inconel 625	0,05	-	-	21,5	61	9	-	-	0,2	3,6	0,2	2,5

3.2 Processo de fabricação do tubo revestido

A amostra tubular utilizada para a fabricação dos corpos de prova possuía as dimensões mostradas na Figura 29. Para revestir a parede interna do tubo com revestimento de Inconel 625 foi utilizado o processo de soldagem TIG orbital automatizado, sendo depositadas oito camadas durante o processo, até obter uma espessura de 15 mm. Para o estudo não foi realizado o tratamento térmico para alívio de tensão na amostra tubular, tendo a mesma sido trabalhada no estado como recoberta.

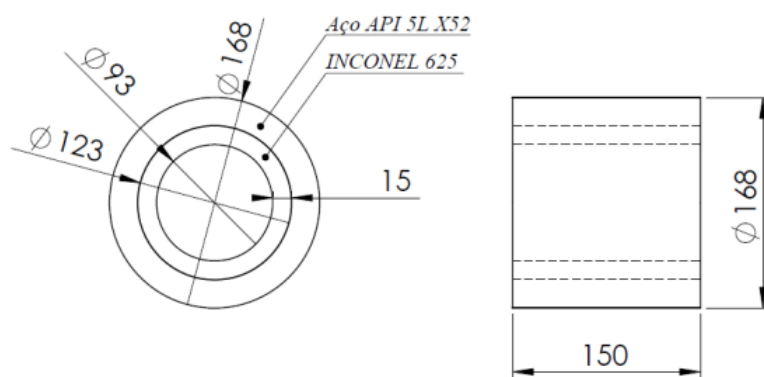


Figura 29 - Dimensão da amostra do tubo revestido.

A Figura 30 mostra um esquema do *layout* dos cortes realizados na amostra tubular que incluem o posicionamento dos corpos de prova de tração e de fratura, enquanto que a Figura 31 ilustra a amostra tubular cortada juntamente com as barras removidas.

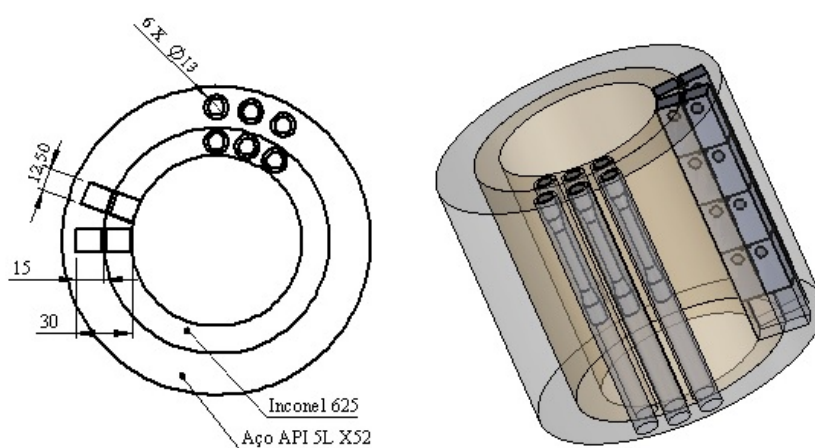


Figura 30 - Layout dos cortes realizados na amostra tubular.

Os locais onde as barras foram removidas por eletroerosão a fio da amostra tubular estão mostrados na Figura 31-a. As barras obtidas estão mostradas na Figura 31-b, sendo que das seis barras cilíndricas três são de aço API 5L X52 e as três restantes de Inconel 625, nas dimensões de 13 mm de diâmetro por 150 mm de comprimento. As duas barras obtidas nas dimensões de 30,0×12,5×150,0 mm eram compostas de 50% de substrato (aço API 5L X52) e 50% de recobrimento (Inconel 625).

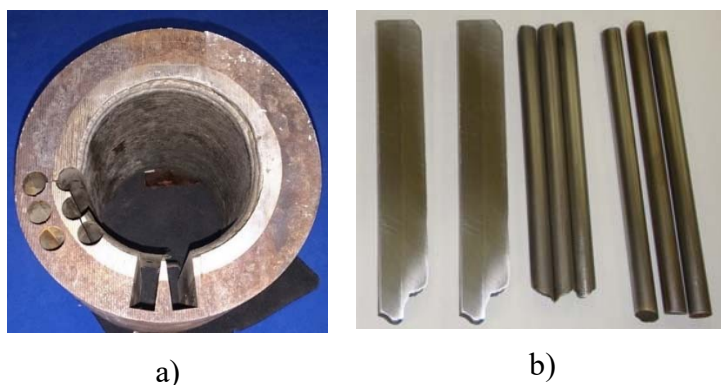


Figura 31 – Amostra tubular: a) amostra tubular com revestimento; b) barras removidas.

As barras cilíndricas foram posteriormente usinadas por torneamento mecânico nas dimensões nominais de 6 mm de diâmetro por 80 mm de comprimento, como mostra a Figura 32, afim de obter as formas desejadas dos corpos de prova de tração, conforme determina a norma ASTM E8/E8M [90].

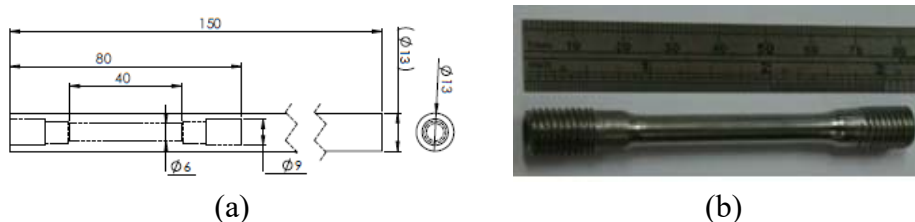


Figura 32 – Amostras usadas para ensaio de tração [90]: a) dimensões originais; b) corpo de prova de tração fabricado.

Cada uma das barras de seção retangular foi cortada em quatro partes iguais, para fabricar os corpos de prova compactos de tração C(T) com 50% de substrato (aço API 5L X52) e 50% de recobrimento (Inconel 625) com entalhe posicionado na linha de interface. Estes corpos de prova foram fabricados segundo determina a norma ASTM E1820-11 [72].

As duas barras de seções retangulares removidas permitiram que fossem fabricados oito corpos de prova C(T) de 50% de substrato (aço API 5L X52) e 50% de recobrimento (Inconel 625), com espessura B de 12,5 mm e largura W de 25,0 mm, segundo a norma ASTM 1820 – 11 [72]. O entalhe foi feito por eletroerosão a fio, posicionado na região mais próxima da interface substrato/revestimento, com a finalidade de promover a propagação de trinca na interface. A Figura 33 mostra o *layout* de fabricação dos corpos de prova C(T) na barra de seção retangular e a Figura 34 mostra o C(T) dimensionado e o corpo de prova fabricado.

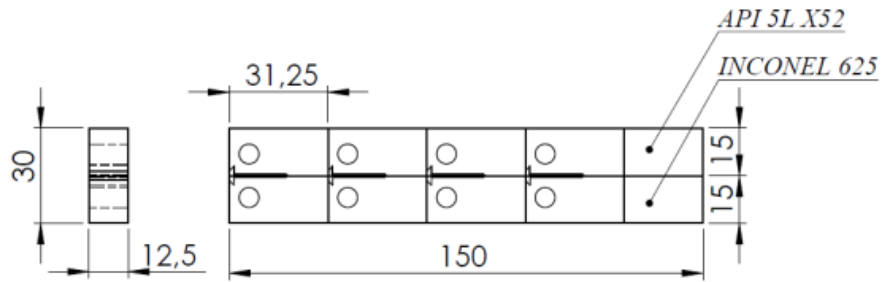


Figura 33 – *Layout* de fabricação dos corpos de prova C(T).

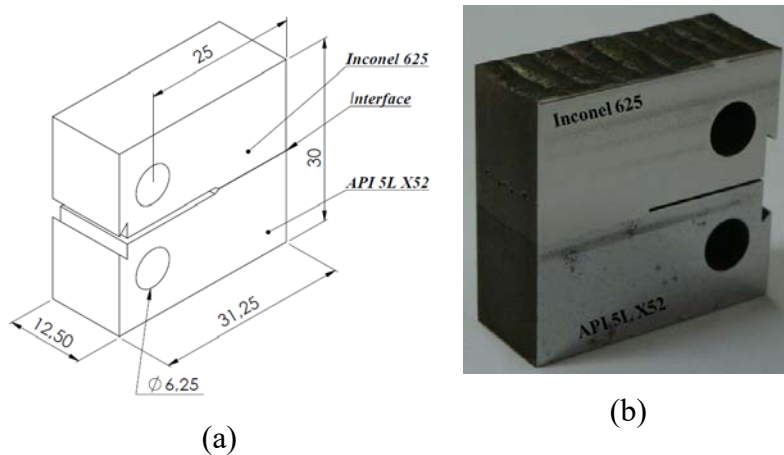


Figura 34 – Corpos de prova de tração compacto C(T): a) dimensões do corpos de prova reais; b) corpo de prova fabricado.

3.3 Análise metalográfica e caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada com o propósito de identificar a morfologia microestrutural da junção dos dois materiais na linha de interface metal de base/revestimento, conforme indica a Figura 35, de acordo com a norma ASTM E3 [88].

A amostra bimetalica utilizada neste ensaio foi uma chapa de 30 mm de largura, 12,5mm de comprimento e 4 mm de espessura. Inicialmente a chapa foi lixada, sequencialmente, com lixas número 100, 220, 320, 400, 600 e 1200 e, posteriormente, polida, utilizando-se pastas de diamante com granulometria de 6 μm , 1 μm e 0,25 μm .

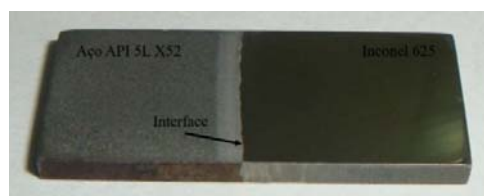


Figura 35 – Amostra atacada utilizada no estudo metalográfico [88].

Após ser lixada e polida, a amostra foi atacada utilizando-se dois reagentes distintos: um à base de solução salina e outro de solução ácida. O revestimento foi atacado quimicamente utilizando-se o processo eletrolítico e submetendo-se apenas o metal de revestimento da amostra a uma solução oxálica ($C_2H_2O_4 \cdot 2H_2O$) a 10% em água. As ligações elétricas realizadas neste processo se deram pela imersão da parte do revestimento na solução, fixando-se um dos terminais no metal de base e outro na placa dentro da solução. Neste ataque químico, foi adotada uma tensão de 3 volts, em um tempo estimado de 30 segundos. Em seguida, a amostra foi integralmente imersa em Nital (2%) durante 30 segundos, para o ataque do metal de base.

As microestruturas reveladas foram analisadas utilizando-se microscopia óptica, com o uso de microscópio OLYMPUS BX60M do laboratório de metalografia do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PEMM). As imagens foram tratadas através do *software* Analysis de tratamento de imagem do próprio microscópio óptico.

3.4 Perfil de microdureza Vickers

Foram realizadas duas varreduras de microdureza em sentido transversal à interface, incluindo substrato e recobrimento (Figura 36). As varreduras de dureza foram realizadas ao longo de duas linhas paralelas transversais à linha de interface distanciadas em 4 mm. Em cada perfil foram realizadas dezenove medições igualmente espaçadas de 1 mm. Os testes de microdureza Vickers foram realizados utilizando uma carga de 50g e um tempo de relaxação de 30 segundos em temperatura ambiente. Esse ensaio foi realizado no laboratório de propriedades mecânicas (PROPMEC) do PEMM, de acordo com as recomendações da norma ASTM E18 [89], utilizando-se o microdurômetro de marca Leitz Wetzlar.

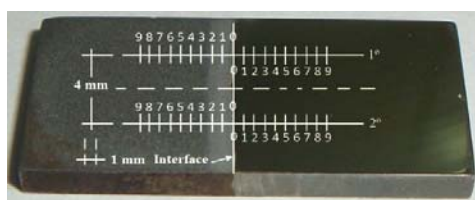


Figura 36 - Locais de medição do perfil de microdurezas [89]

3.5 Análise quantitativa da composição química

Com o objetivo de determinar qualitativamente a mudança na composição química ao longo da interface foi realizada uma varredura automática mediante EDS (*Eenergy Dispersive Spectroscopy*). Os parâmetros utilizados foram 20 kV de voltagem de aceleração. Esse caminho foi percorrido desde o substrato de aço (ponto 2) até o recobrimento de Inconel (ponto 1) Na Figura 37 apresenta-se uma imagem do caminho seguido durante esta análise.

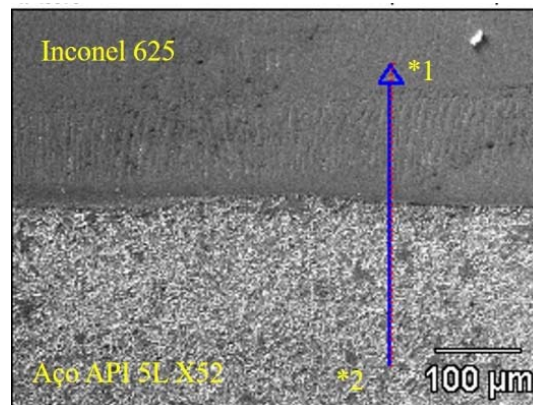


Figura 37 – Imagem do caminho seguido na varredura por EDS para determinação qualitativa da composição química ao longo da interface.

3.6 Ensaio de dureza Rockwell B

O ensaio de dureza Rockwell B foi realizado no laboratório de ensaios mecânicos do Centro de Pesquisa de Energia Elétrica S/A (CEPEL S/A–Eletrobrás S/A), segundo a norma ASTM E18 [89]. A amostra utilizada neste ensaio, conforme mostra a Figura , foi inicialmente planificada e posteriormente polida para revelar nitidamente as três regiões de medição (metal base, revestimento e a linha de interface).

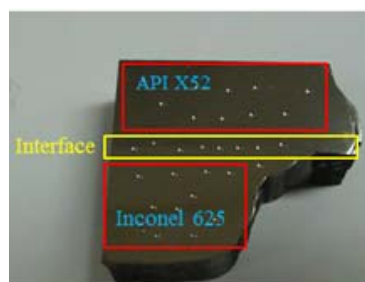


Figura 38 – Amostra utilizada no ensaio de dureza com detalhe das três regiões medidas.

Os testes foram realizados utilizando-se um medidor de dureza da marca Wilson Rockwell Hardness Tester, modelo 4 T Tarb e capacidade de carga na faixa de 187,5 kgf (1,84kN) – 3000 kgf (29,42 kN), que está mostrado na Figura 39. A carga utilizada neste teste foi de 14,7 kN, utilizando-se uma esfera de 2,5 mm de diâmetro (d_e), num tempo de relaxação estimado de 30 segundos. As impressões de dureza realizadas na amostra foram feitas dentro de um espaçamento aleatório, porém, maior que o especificado pela norma ASTM E18 ($4 \times d_e$).



Figura 39 – Equipamento de medição da dureza Rockwell B.

3.7 Ensaio de Tração

As propriedades mecânicas de tração do substrato e do revestimento foram avaliadas em temperatura ambiente (25°C) a partir de 3 corpos de prova de cada material. Os testes de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM E8/E8M [90], utilizando-se uma taxa de deformação de $5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$. Os testes foram realizados no CEPES S/A–Eletrobrás S/A, utilizando-se uma máquina EMIC DL 23-300, com capacidade de carga de 300 kN e um extensômetro axial EMIC EE09.

Os detalhes do teste e da montagem da fixação do extensômetro estão apresentados na Figura 40. Como resultado deste procedimento, obteve-se a curva de tensão/deformação, que possibilitou determinar os limites de resistência à tração (σ_u), de escoamento (σ_y), o coeficiente de encruamento (n) e o coeficiente de resistência à tração (k).

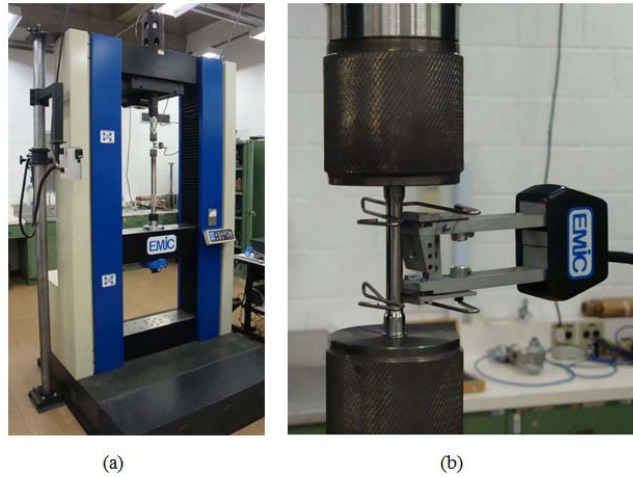


Figura 40 – Máquina de ensaio de tração EMIC: a) estrutura da máquina; b) detalhe da fixação do extensômetro.

Os módulos de elasticidade longitudinal dos materiais (metal base - E_b - e revestimento - E_c) e as respectivas razões de Poisson (ν_b e ν_c) foram obtidos através de documentações técnicas [3, 7].

3.8 Teste de CTOD

O ensaio de CTOD foi realizado no Laboratório de Fratura do PEMM, na temperatura ambiente, utilizando-se para esse fim a máquina Servo-hidráulica Instron, Modelo 1332, com capacidade máxima de 250 kN e uma célula Instron, modelo 2527-100, com capacidade dinâmica máxima de carga de ± 50 kN.

O parâmetro CMOD foi medido utilizando-se um extensômetro eletromecânico (*clip gauge*) Instron, modelo 2670-122, com abertura mínima de 10 mm e máxima de 14 mm. No decorrer do procedimento, o extensômetro foi fixado aos corpos de prova com o auxílio de lâminas usinadas no próprio, com ângulos de contato medindo 45° em forma de cunha e espessura de 1,5 mm. Esse ensaio foi realizado a partir da utilização de controle de deslocamento com velocidade de deslocamento de 1 mm/min, monitorado pelo software de controle da carga Instron, modelo 8400. A montagem da instrumentação e do dispositivo de medição utilizado está demonstrada na Figura 41.



Figura 41 – Montagem do sistema de ensaio de CTOD do laboratório de mecânica da fratura do PEMM.

Devido à pequena dimensão do C(T), conforme mostra a Figura 34, foi necessário adaptar um dispositivo de fixação (*Loading clevis*) de aço carbono (4340) para fixar o corpo de prova C(T) à máquina Servo-hidráulica. As dimensões do dispositivo de fixação foram projetadas conforme as normas ASTM 1820 - 11 [72] e BS 7448 - 1 [73] e os detalhes geométricos desse dispositivo podem ser vistos na Figura 42.

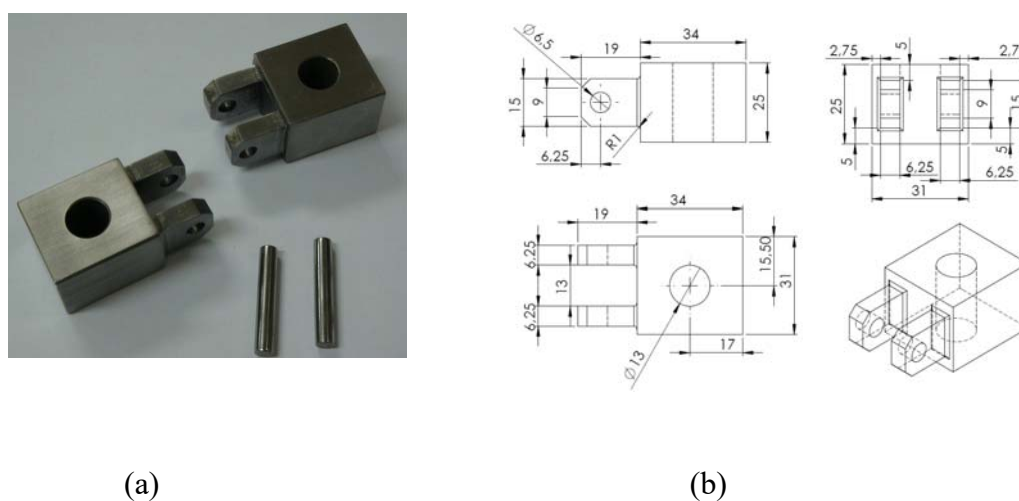


Figura 42 – Dispositivo de fixação (*loading clevis*): a) dispositivo fabricado; b) dimensões do dispositivo.

Após a montagem e aferição do sistema de medição, as amostras foram pré-trincadas por fadiga utilizando-se uma carga máxima de 6,855 kN, calculada através da Equação (62), conforme recomendado pela norma BS 7448-1 [73], com amplitude de carregamento de 3,085 kN e 8 Hz de frequência.

$$F_p = \frac{0,2 \cdot (W - a)^2 \cdot (\sigma_y + \sigma_u)}{(2W + a)} \quad (62)$$

No cálculo da carga de pré-trincamento de fadiga (F_p) foram utilizadas propriedades mecânicas do metal de base, tais como o limite de escoamento (σ_y) e o limite de resistência (σ_u), que foram adotadas porque são menores que as do revestimento. A razão de se usar as propriedades do metal de base foi para evitar deformação plástica na ponta da trinca na região do próprio metal de base, o que, dificultaria a propagação da trinca neste estágio.

As pré-trincas se propagaram até atingir uma marcação feita nos corpos de prova a uma distância de 1,5 mm da ponta do entalhe, como mostra a Figura 43.

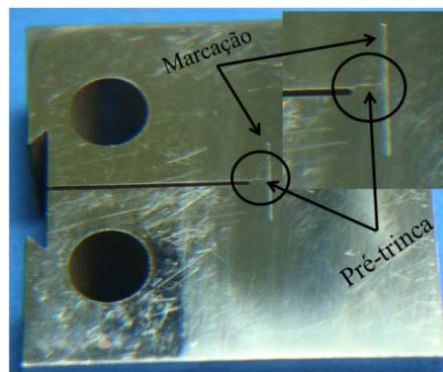


Figura 43 – Detalhe da marcação e do crescimento da pré-trinca de fadiga.

O ensaio de CTOD foi efetuado após o pré-trincamento dos corpos de prova, sendo os mesmos submetidos a uma carga crescente até que atingissem a máxima de carga de resistência. Posteriormente, os corpos de prova testados foram desacoplados do dispositivo de fixação e submetidos a um resfriamento acelerado, utilizando-se nitrogênio líquido até atingir o equilíbrio térmico, retornando-se em seguida à máquina servo-hidráulica para as separações definitivas (fratura). A região de propagação da trinca pode ser visualizada sem necessitar de oxidação térmica (*heat-tinting*) em forno.

Na região de separação das partes dos corpos de prova foi medido o comprimento das trincas através de nove marcações igualmente espaçadas ao longo da região fraturada, tal como recomendado pela norma ASTM 1820 - 11 [72], o que está mostrado na Figura 44.

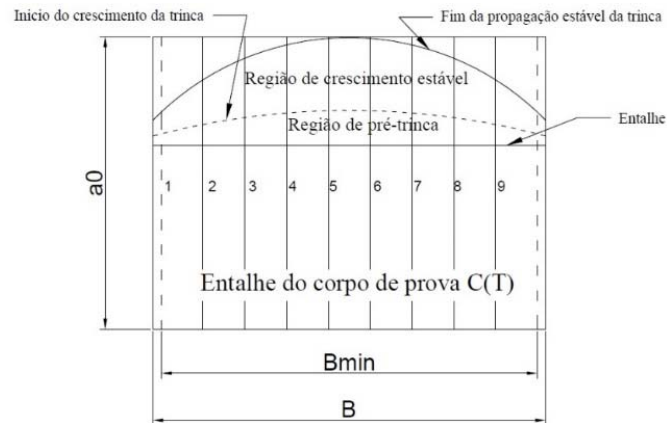


Figura 44 – Representação da região de medições de propagação de trinca [73].

O equipamento utilizado na medição da pré-trinca e do comprimento estável de trinca foi um microscópio estereoscópio Olympus, modelo *SZX7*, com aumento de 20 vezes, conforme mostra a Figura 45. A partir dos dados medidos, foi possível determinar o valor médio do comprimento da trinca nas duas regiões de propagação, conforme recomendam as normas ASTM 1820 - 11 [72] e BS 7448 - 1 [73].



Figura 45 - Sistema de medição utilizado para identificar as regiões fraturadas.

Por fim, as partes separadas dos corpos de prova foram cortadas ao meio para identificar por qual material (metal base e revestimento) houve a propagação estável da trinca.

O detalhe do corte realizado nas partes do corpo de prova C(T) está mostrado na Figura 46. O plano de observação de propagação da trinca foi preparado mediante lixamento e polimento e observado no microscópio metalográfico Olympus BX60M.

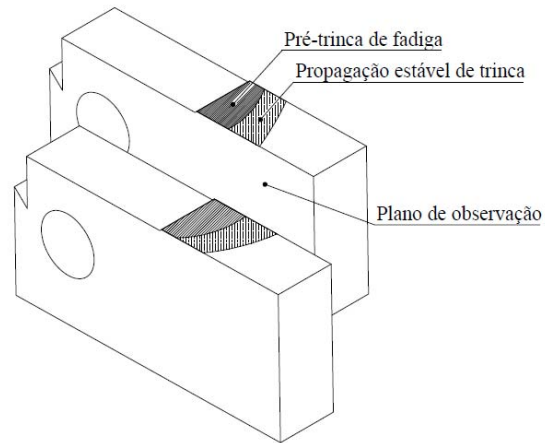


Figura 46 – Corte no plano médio do corpo de prova C(T)

4 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

4.1 Resultados e discussão

Neste capítulo busca-se apresentar e discutir os resultados obtidos nos cinco ensaios mecânicos realizados com amostras de metal de base (aço API 5L X52) e metal de revestimento (Inconel 625), na condição como recebidas. A análise metalográfica foi a primeira a ser realizada e através dela foi possível revelar a microestrutura das três regiões em estudo (metal base, revestimento e na interface), o que contribuiu, por sua vez, para a obtenção do perfil de microdureza nessas regiões através do teste de microdureza Vickers. O ensaio de dureza Rockwell B também foi realizado, possibilitando a medição da dureza local nas três regiões, com o objetivo de quantificar a capacidade de deformação permanente nessas regiões. Os limites de escoamento, de resistência e o coeficiente de encruamento dos dois materiais foram determinados individualmente, através do ensaio de tração uniaxial, para serem utilizados, posteriormente, nos cálculos dos parâmetros de carga, no pré-trincamento, no ensaio de CTOD de carga máxima e de iniciação e para a entrada de dados nas simulações numérica de tenacidade à fratura.

4.2 Análise metalográfica e caracterização microestrutural

A análise metalográfica foi realizada nas três regiões distintas da amostra (metal de base, revestimento e interface) e as imagens microestruturais foram registradas, utilizando-se ampliações nominais que variaram de 50 até 1000 vezes. A primeira microestrutura revelada foi a do metal de base, em seguida a do revestimento e, por último, a da interface metal base/revestimento. As amostras foram fotografadas e analisadas por meio de microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microanálise por EDS (*Eenergy Dispersive Spectroscopy*).

4.2.1 Metal de base

A microestrutura revelada e mostrada na Figura 47, após polida e atacada quimicamente, conforme sugere a norma ASTM E45 [91], apresentou uma estrutura bandeada com grãos equiaxiais formados por uma fase clara e refinada de grãos ferríticos (ferrita poligonal -FP). Na segunda fase apresentou uma estrutura mais escura, bandeada e de nódulos perlíticos. Essa microestrutura possui uma baixa concentração de perlita em

toda a sua extensão, o que condiz com um baixo teor de carbono presente neste tipo de aço.

O bandeamento presente nessa microestrutura é proveniente do processo de laminação realizado, que produziu uma microestrutura alinhada na direção longitudinal da chapa, mostrando uma morfologia composta por grãos semelhantes, de acordo com o que está apresentado na Figura 47.

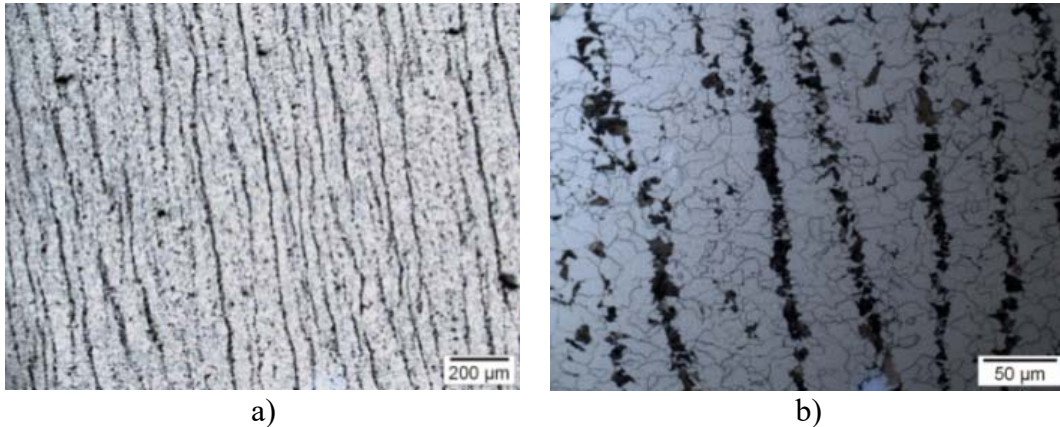


Figura 47 - Microestrutura característica do metal de base obtida por MO: a) orientação das camadas bandeadas na direção de laminação; b) ampliação na orientação das camadas bandeadas.

A mesma amostra, após ser analisada por MO, foi analisada utilizando-se o MEV para verificar a região de bandeamento e suas adjacências. As imagens obtidas estão apresentadas na Figura 48.

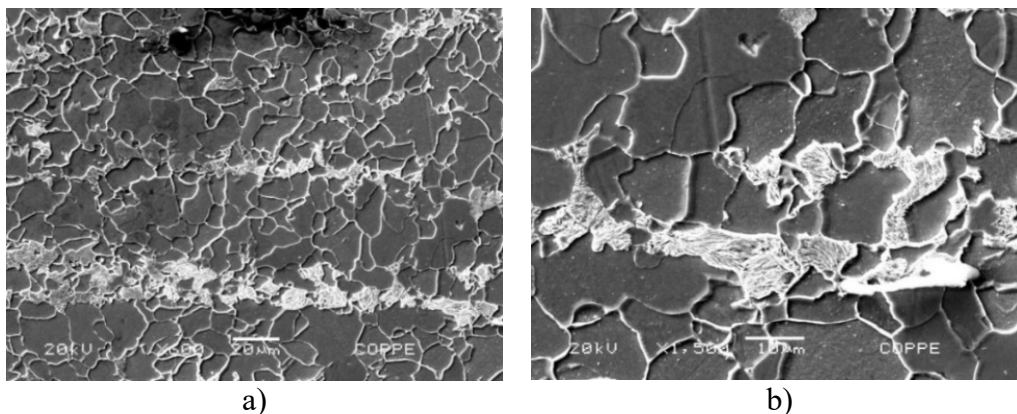


Figura 48 - Microestrutura do metal de base obtida por MEV, mostrando a matriz ferrítica com presença de estruturas bandeadas: a) orientação das camadas bandeadas; b) aumento na região bandeada, destacada a perlita lamelar.

4.2.2 Zona termicamente afetada do metal de base

A caracterização microestrutural da zona termicamente afetada (ZTA) do aço API 5L X52 (metal de base), mostrado na **Figura 49**, foi realizada por microscopia eletrônica de varredura (MEV). O ataque químico utilizado para revelar as microestruturas desta região foi o Nital (2%) e as imagens foram reveladas num aumento de 80x e 1500x.

A imagem micrográfica obtida por MEV, como mostra a Figura 49, revelou duas regiões distintas. A primeira região analisada foi a Região 1, que corresponde ao metal de base, onde é possível identificar que a mesma não foi afetada pelo calor em razão de manter a periodicidade das estruturas bandeadas alinhadas. As estruturas bandeadas do metal de base vão deixando de ser visíveis na medida em que se aproximam do início da ZTA, Região 2. Na segunda região (Região 2) não foram mais observadas as perlitas lamelares que compõem as estruturas bandeadas do metal de base devido à proximidade desta região com a interface que sofreu aquecimentos, provavelmente na região intercrítica e pelo resfriamento sucessivo causados pelos ciclos térmicos dos oitos passes de solda. Isso provocou uma modificação na morfologia da perlita bandeada, que se apresentou como uma microestrutura equiaxial muito fina, como pode ser observado na Figura 50, também obtida por MEV, com aumento de 1500x.

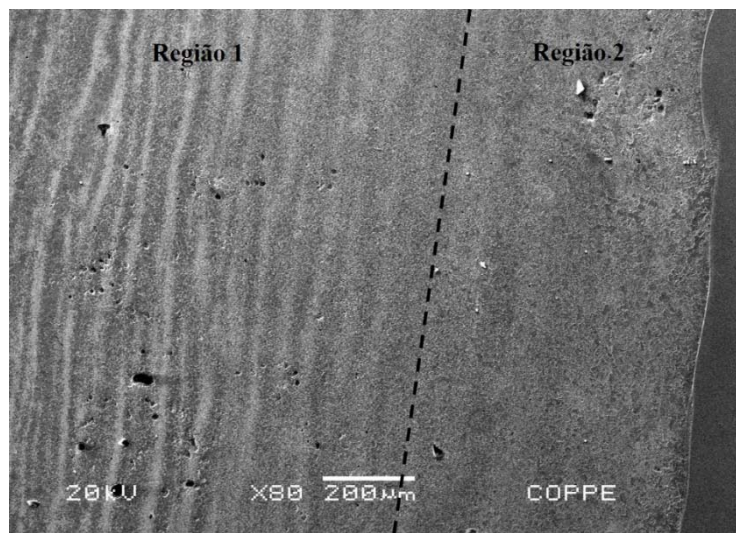


Figura 49 – Microestrutura do metal de base e ZTA obtida por MEV (80x).

Assim, a Região 2 corresponde à região da ZTA próximo da interface, que apresentou uma microestrutura essencialmente bainítica, com presença de ferrita poligonal (FP), bainita granular (BG) e ferrita de Widmanstätten (FW), como é possível identificar na **Figura 50**.

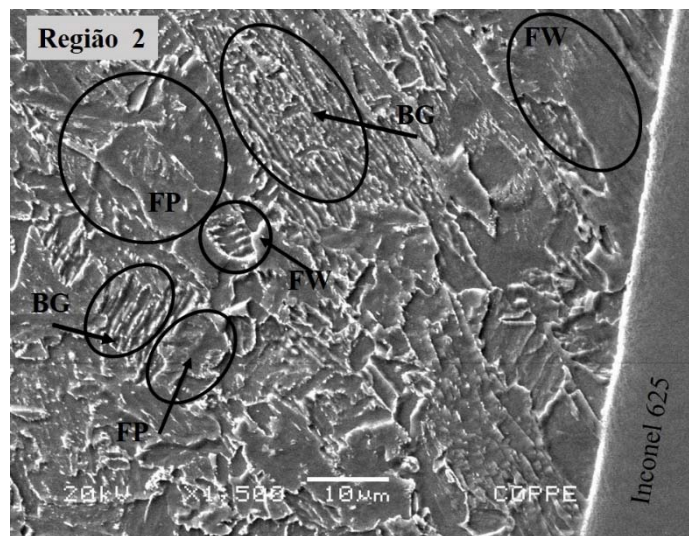


Figura 50 – MEV da ZTA próximo a interface (1500x).

4.2.3 Metal de revestimento

O metal de revestimento apresentou uma microestrutura composta basicamente por uma fase austenítica, de morfologia celular dendrítica, com crescimento orientado paralelo à direção de maior extração de calor do metal de adição. As microestruturas reveladas são compostas por uma estrutura hipoeutética com dendritas de Níquel γ (Ni-CFC) e outra interdendrítica não lamelar, contendo carbonetos. As referidas microestruturas estão apresentadas nas Figura 51 e Figura 52 [60].

A Figura 51 -obtida pelo MEV- mostra um crescimento colunar unidirecional da microestrutura no metal de revestimento, através de um aumento nominal de 750x. Nesta imagem, é possível identificar alguns defeitos no metal de revestimento, tais como poros (pontos pretos) e a formação de óxidos (pequenos pontos brancos) no metal de revestimento próximo à junção dos dois materiais. Não foram realizadas análises para verificar os tipos de óxidos formados no revestimento de Inconel 625, por não fazer parte do objetivo deste trabalho.

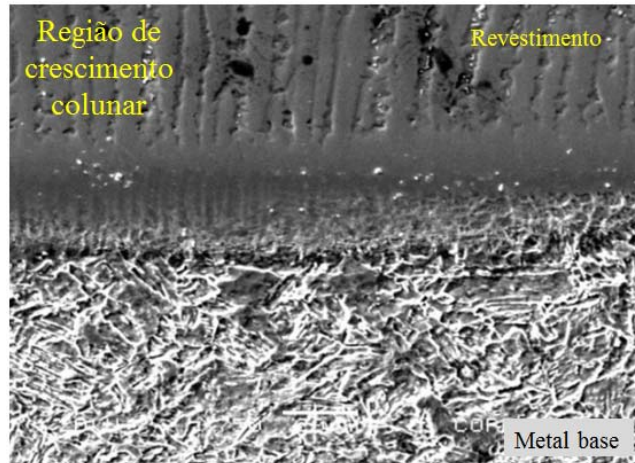


Figura 51 – Imagem do MEV mostrando o crescimento colunar unidirecional da microestrutura da região no metal de revestimento a partir da interface.

A análise óptica mostrada na Figura 52 foi realizada no meio da amostra do metal de revestimento, com afastamento significativo da região de interface. Esta apresentou uma microestrutura de solda com característica tipicamente dendrítica colunar, ligeiramente grosseira, com braços dendríticos secundários e com orientação de crescimento ao longo da direção de deposição. Neste caso, o tamanho da microestrutura dependeu das condições do metal de base e da taxa de solidificação do metal de revestimento, que apresentou um gradiente de temperatura pequeno, associado a uma taxa de resfriamento baixo e que resultou em acúmulo de calor, provocando o engrossamento das dendritas primárias.

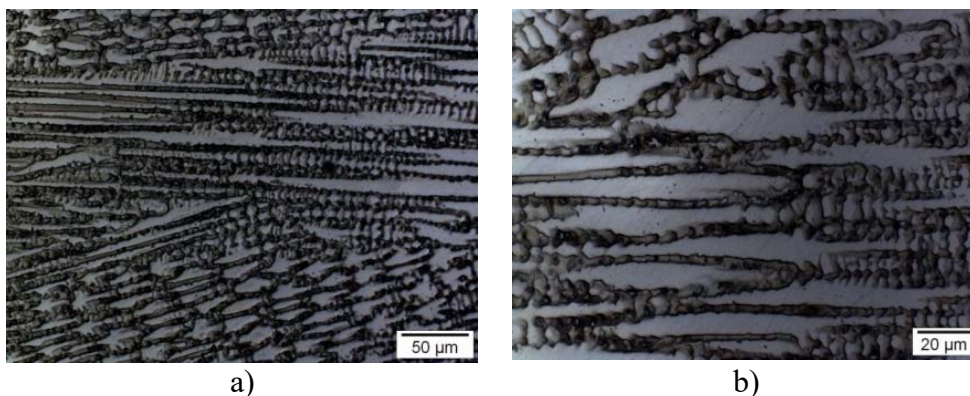


Figura 52 – Micrografias obtidas por MO do revestimento de Inconel 625 destacadas uma matriz predominantemente dendrítica: a) orientação de crescimento colunar; b) aumento de 500x na região de crescimento linear.

4.2.4 Interface metal de base - revestimento

Esta análise buscou identificar a linha de interface revestimento/substrato antes e após o ataque químico. Durante o polimento da amostra já era possível visualizar a região de interface entre os dois materiais (substrato/ revestimento), como mostra a Figura 53-a. A microestrutura da região de interface só foi revelada após o ataque químico, sendo possível observar nitidamente os limites entre os dois materiais e as microestruturas formadas nas três regiões da amostra, conforme mostra a Figura 53-b e Figura 53-c.

A microestrutura do metal de revestimento apresentou características típicas de cordões de solda depositadas em camadas sobre o metal de base (substrato). As microestruturas são compostas por pacotes de dendritas colunares finas nas proximidades da interface, como mostra a Figura 53-b, que se formaram e desenvolveram a partir da solidificação da poça de fusão. Os pacotes dendríticos mostrados na Figura 53 e Figura 54-a possuem uma similaridade de orientação das dendritas, indicando a consistência entre as diferentes camadas que foram crescendo no sentido oposto ao fluxo de calor. Como cada cordão foi depositado no mesmo sentido, a orientação das dendritas se manteve inalterada entre os diversos cordões formados, o que proporcionou uma microestrutura dendrítica colunar grosseira em seus braços dendríticos secundários que estão presentes na parte superior da amostra (revestimento). Estes engrossamentos foram provocados pelas altas velocidades de solidificação nas camadas inferiores depositadas, que foram influenciadas por pequeno gradiente de temperatura, baixa taxa de resfriamento e pelo acúmulo de calor no local.

A estrutura dendrítica colunar formada tendeu a ser perpendicular à raiz e à crista da solda no centro do cordão, conforme mostra a Figura 53 e a Figura 54. As microestruturas reveladas se assemelham às também reveladas por SHANKAR *et al.* [7] e FENSKE [92].

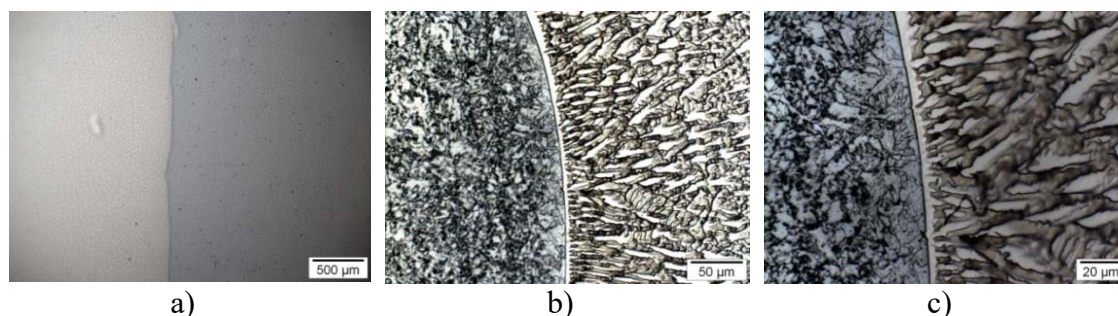


Figura 53 - Microestrutura característica da amostra e da região de interface obtida por MO: a) amostra polida e sem ataque químico; b) duplo ataque químico (oxálica e Nital (2%)); c) ampliação de 500x para destacar a linha de interface.

As imagens da Figura 54 foram obtidas utilizando MEV. A Figura 54-a permite que sejam visualizadas as três regiões de estudo e as formações microestruturais presentes nas mesmas. Esta figura apresenta a zona de transição composta por duas regiões distintas. A primeira com aspecto liso, que possibilita observar a presença de contornos de grão e de interfaces entre células ou dendritas e a segunda com características de crescimento celular. A Figura 54-b possibilita visualizar com clareza a junção entre o metal de base e o revestimento.

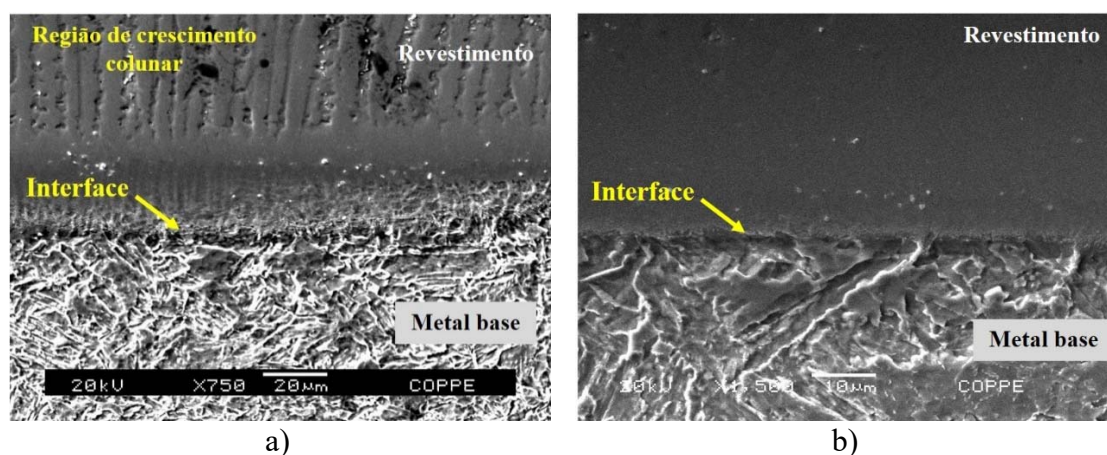


Figura 54 - Microestrutura da região de interface bimetálica mostrando uma predominância de grãos refinados na matriz ferrítica do metal de base: a) crescimento colunar unidirecional do metal de revestimento; b) região de interface revestimento/substrato.

A soldagem de materiais dissimilares é conhecida pela formação característica de uma região de transição fundida e diluída, constituída por uma aparência clara formada entre o metal de base e o revestimento, denominada de Zona Parcialmente Diluída (ZPD) [92]. Na caracterização realizada nesta região não foi possível identificar contornos de grãos formados e a partir da mesma os contornos de grãos colunares passam a ser visíveis.

Ocasionalmente podem ocorrer zonas parcialmente fundidas (ZPF) nas proximidades da interface, na região do metal de base, o que é provocado pela diferença de composição química entre materiais dissimilares. Estas ZPFs tendem a se formar nas proximidades da linha de interface, provocadas pela elevada diferença entre os pontos de fusão dos materiais. Neste trabalho não houve esse tipo de formação em virtude da pequena diferença entre os pontos de fusão do metal de base e do revestimento, o que contribuiu para a homogeneização da poça fundida [92, 93]. Os pontos de fusão dos

materiais em estudo são de 1450°C para as superligas à base de Níquel (Inconel 625), enquanto que para aços de baixo teor de carbono é de 1488°C [94, 95].

4.3 Análise por Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS)

A técnica de microanálise por EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) utilizada revelou os principais elementos químicos presentes nos dois materiais que compõem a estrutura da amostra tubular, assim como na junção, conforme mostrado na Tabela 2.

Os resultados de EDS foram todos obtidos utilizando-se a mesma amostra usada na análise metalográfica mostrada na Figura 35. Neste ensaio, o feixe de elétrons percorreu a amostra incidindo, inicialmente, no ponto 2 (metal base), atravessou a interface e finalizou no ponto 1 (revestimento), como mostra a seta na imagem na micrografia MEV da Figura 55.

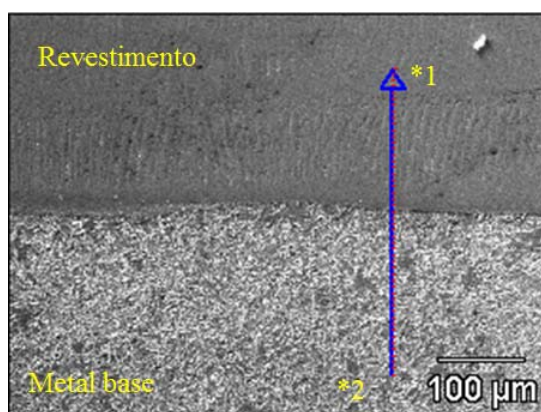


Figura 55 - Micrografia do MEV da amostra bimetálica com análise EDS de varredura.

Os EDSs apresentados na Figura 57 e na Figura 58, assim como o perfil de composição química apresentado na Figura 56, mostraram as variações dos elementos de ligas ao longo da interface e confirmaram a presença dos principais elementos químicos presentes na composição química do metal de base, tais como o Fe, o C e o Mn. Através do perfil de composição química é possível observar que na zona de diluição parcial (ZPD), região delimitada por linhas tracejadas na Figura 56, há uma redução do teor de ferro ao longo da sua extensão, que se mantém estabilizada na região do metal de revestimento. O teor de Níquel, assim como de Cr, Mo e Nb, presente no metal de revestimento, cresceu significativamente ao final da transição após ter ultrapassado a ZPD, mantendo-se constante até o final da análise realizada.

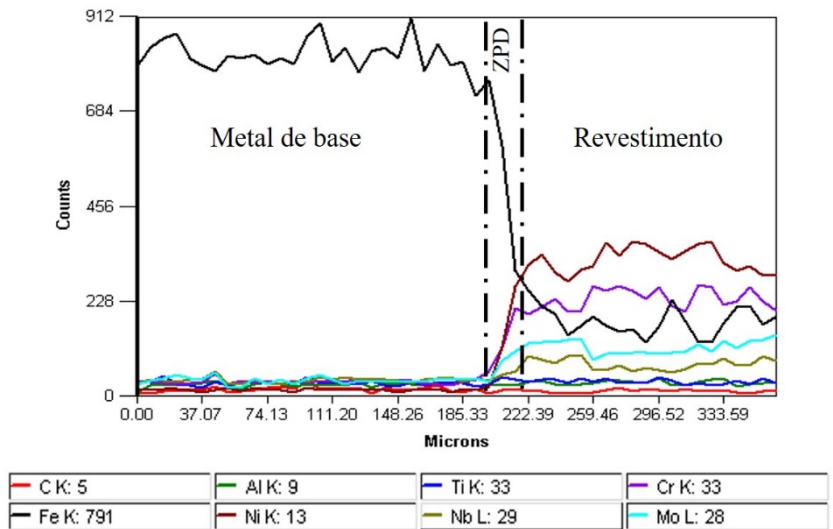


Figura 56 – Perfil da composição química ao longo da interface revestimento/substrato, iniciando no metal de base e finalizando no revestimento.

A Figura 57 mostra que em tais condições, as zonas são constituídas por uma estrutura austenítica (cfc) rica em Fe, que se estabiliza à temperatura ambiente pela incorporação parcial de Ni oriundo do metal de adição. Aos mesmos resultados chegaram KUO *et al.* [96] e SILVA *et al.* [97].

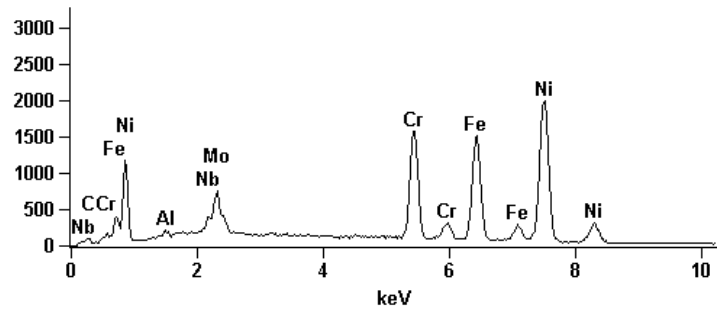


Figura 57 – Análise qualitativa do espectro EDS do metal de revestimento, tomado sobre o ponto 1 mostrado na Figura 55, mostrando os elementos do revestimento.

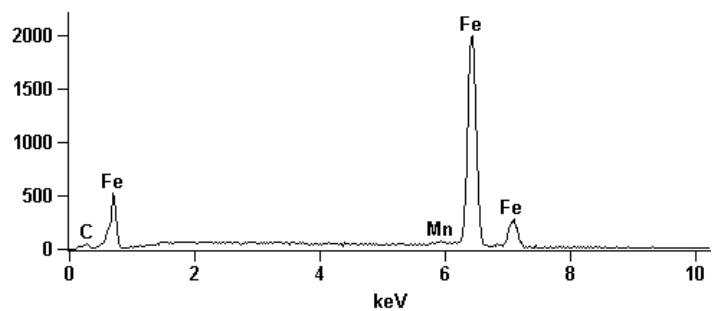


Figura 58 - Análise qualitativa do espectro EDS do metal de base, tomado sobre o ponto 2 mostrado na Figura 55, mostrando os elementos do metal de base.

4.4 Perfil de microdureza Vickers

Os resultados de duas varreduras de microdureza são apresentados na Figura 59. O revestimento de Inconel 625 apresentou microdurezas entre aproximadamente 270 e 310 HV_{0.5}, mais elevado que o do aço API 5L X52. Os valores para o revestimento obtidos neste trabalho são próximos aos obtidos por SONG *et al.* [98], a partir do mesmo material (aproximadamente entre 245 e 270 HV_{0.5}). O substrato de aço API 5L X52 apresentou microdurezas entre 150 e 260 HV_{0.5}. Entretanto, na interface os valores de microdureza Vickers atingiram valores de aproximadamente 320 HV_{0.5}. Esses valores, superiores aos do revestimento de Inconel 625, indicam a presença de regiões mais duras próximas à interface.

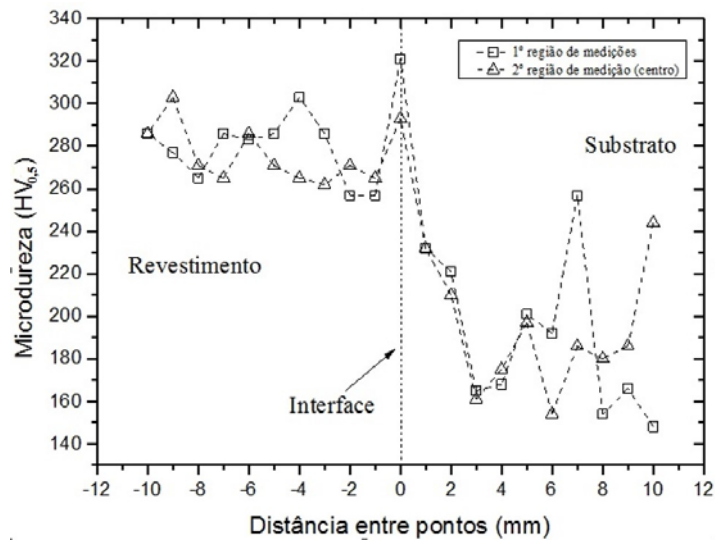


Figura 59 – Perfil de microdureza Vickers.

4.5 Medidas de dureza Rockwell B

Os resultados das medições realizadas estão apresentados na Tabela 3 e os locais das medições são mostrados na Figura 60.

Tabela 3 – Valores de dureza obtidos na escala Rockwell B das três regiões de estudo

Região	Pontos de medição de dureza (HRB)									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Metal base	77	78	80	79	80	79	80	79	80	81
Interface	95	96	96	97	96	95	95	97	-	-
Metal de revestimento	97	95	98	96	97	97	95	96	96	95

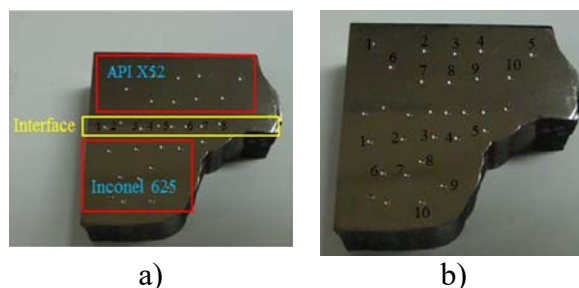


Figura 60 – Amostra utilizada no ensaio de dureza Rockwell B: a) detalhes das impressões em cada região; b) detalhes das impressões feitas na amostra.

Os resultados de dureza mostram uma diferença considerável entre o metal de base em relação ao revestimento. O valor médio com o desvio padrão são, respectivamente, $79,3 \pm 1,176$ HRB e $96,2 \pm 1,047$ HRB, diferenciando-se 17,56% em relação ao valor médio. Contudo, o valor médio da interface é de $95,875 \pm 0,835$ HRB, estando este bem próximo do obtido para o revestimento diferenciado em 0,33%.

4.5 Ensaio de Tração

As propriedades mecânicas do substrato e do revestimento como depositado (Inconel 625), tais como o limite de escoamento (σ_y), o limite de resistência (σ_u) e o coeficiente de encruamento (n), foram obtidas por ensaio de tração e estão demonstradas na Tabela 4 e na Tabela 5. Os registros experimentais do teste estão mostrados na Figura 61. A imagem dos corpos de prova em tração e as morfologias superficiais dos mesmos estão apresentados na Figura 62.

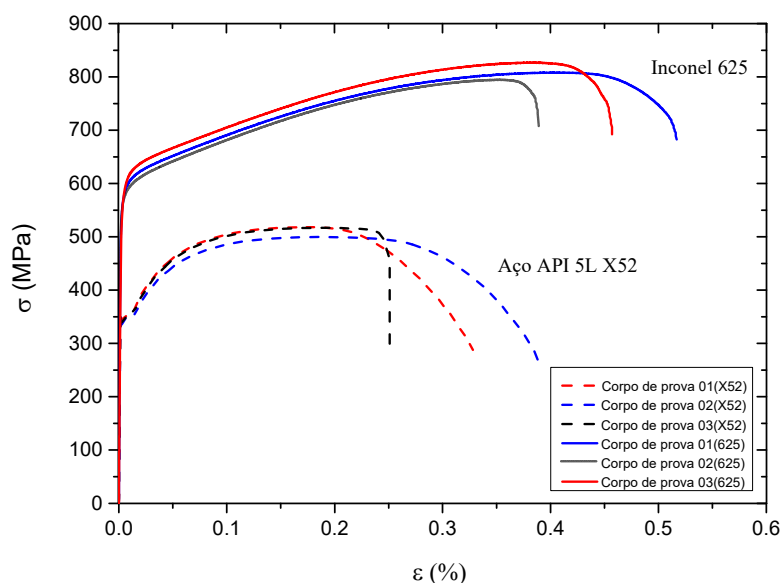


Figura 61 – Curvas tensão-deformação do aço API X52 (substrato) e do Inconel 625.

Tabela 4 – Resultados dos valores de propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos

Materiais	Propriedades		
	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	<i>n</i>
Metal base	341,68± 3,39	511,69± 10,36	0,181±0,002
Revestimento	558,04± 3,18	801,01± 6,99	0,241±0,003

Tabela 5 – Resultados dos valores das restrições plásticas e dos alongamentos obtidos após ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos

Restrição	Materiais		
	<i>Metal base</i>	<i>Revestimento</i>	Diferença percentual (%)
φA (mm ²)	75,88 ± 0,62	55,55 ± 1,06	26,8
ΔL (mm)	12,87 ± 0,52	16,02 ± 1,01	19,7

Os registros gráficos mostrados na

Figura 61 do substrato, em especial, o do corpo de prova de tração 03, apresentou uma queda súbita ao atingir a tensão máxima, semelhante aos resultados obtidos por ALHUSSEIN *et al.* [99]. Tal fato ocorreu devido à ruptura das bandas presentes na microestrutura nesse tipo de aço ter menor resistência mecânica na direção transversal.

Com base nos registros da

Figura 61, é possível perceber que o metal de base atinge o seu limite de escoamento e entra no regime plástico sem que o revestimento atinja a tensão de escoamento. A diferença percentual que há entre o metal de base e o revestimento mostrado na Tabela 5 é de 38,77% em relação aos limites de escoamento e 36,12% para os limites de resistência.

De acordo com os valores apresentados na Tabela 4, o aço do tubo testado não atinge os requisitos mínimos da norma API 5L [3] no que diz respeito à tensão limite de escoamento, ficando abaixo de 4,82% do valor definido pela norma (359 MPa). O motivo dessa não conformidade possivelmente é a diminuição no limite do escoamento do aço do tubo como resultado do processo de revestimento, já que o mesmo foi realizado em 8 passes de solda com aporte térmico elevado. Os valores referentes ao Inconel 625, como depositado, são similares aos reportados por YENI *et al.* [100] (481 MPa e 858 MPa), que estudaram esse material depositado por solda.

A diferença percentual que há entre o metal de base e o revestimento é de 38,77% em relação aos limites de escoamento e 36,12% para os limites de resistência.

Os valores das propriedades mecânicas do aço API 5L X52 (metal de base) e do revestimento (Inconel 625) são de fundamental importância para a análise numérica elastoplástica por elementos finitos, na determinação do valor de força máxima a ser utilizado durante o pré-trincamento e para se conhecer o valor de CTOD de carga máxima e de iniciação.

Durante o ensaio realizado, foi possível comparar a morfologia superficial dos corpos de prova durante os ensaios de tração, como mostra a Figura 62. Os corpos de prova de metal de revestimento apresentaram marcas visíveis nas bandas de cisalhamento, sem haver uma região de instabilidade na transição elastoplástica (região de escoamento instável), o que está registrado no gráfico [52]. Esses mesmos efeitos estão apresentados no trabalho de SHANKAR *et al.* [7] e evidenciam uma maior capacidade que tem o metal de revestimento para se deformar plasticamente a frio. Além disso, foi possível visualizar as formações simultâneas de duas zonas de estrição nos corpos de prova de metal de revestimento, marcadas pelos dois círculos, o que ocorreu durante o processo de carregamento, enquanto que nos de metal de base ocorreu apenas uma (Figura 62).

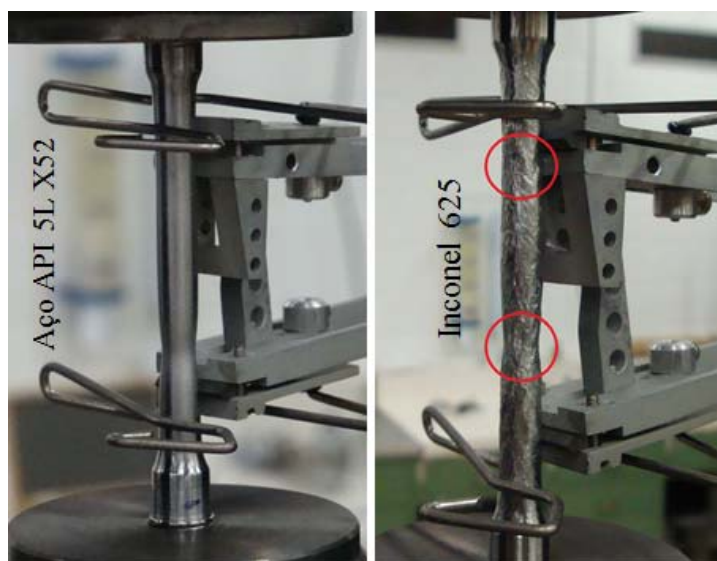


Figura 62 – Corpos de prova de tração durante o ensaio.

4.6 Ensaio de CTOD

Nestes ensaios, foram determinados os valores de CTOD de carga máxima (δ_{max}) e também os valores do CTOD de iniciação (δ_i) das amostras bimetálicas de tração compacto (*Compact tension*) C(T), seguindo-se todas as recomendações das normas BS 7448-1 [73] e ASTM 1820-11 [72]. Para este teste foram utilizados oito corpos de prova,

mas, apenas seis deram resultados significativos. Todos os corpos de prova compacto de tração C(T) foram pré-trincados por fadiga e os resultados obtidos estão apresentados na forma de gráficos e tabelas.

4.6.1 Pré-trincamento de fadiga nos corpos de prova C(T)

As pré-trincas por fadiga feitas nos corpos de prova foram produzidas em máquina servo-hidráulica Instron, mesmo equipamento utilizado nos ensaios de CTOD. A duração aproximada para cada um dos seis corpos de prova atingir o comprimento de pré-trinca estabelecido foi de 7 horas. Os comprimentos das pré-trincas produzidas estão apresentados na Tabela 6 e as regiões de medição das mesmas estão mostradas na Figura 63.

Através das superfícies fraturadas dos seis corpos de prova medidos, foi possível determinar os valores médios e os desvios padrão do comprimento total da trinca (a_0), da pré-trinca e da variação de comprimento de trinca (Δa). O comprimento de trinca médio foi de $13,54 \text{ mm} \pm 0,28 \text{ mm}$, enquanto que o valor da pré-trinca foi de $2,54 \text{ mm} \pm 0,28 \text{ mm}$. A variação do comprimento de trinca (Δa) foi de $1,38 \text{ mm} \pm 0,3 \text{ mm}$. Todos esses valores foram obtidos com base nos dados mostrados na Tabela 6.

Tabela 6 – Comprimento de trinca medido para os corpos-de-prova C(T)

Corpos de prova	C(T) 01	C(T) 02	C(T) 03	C(T) 04	C(T) 05	C(T) 06
a_0	13,95	13,60	13,28	13,93	13,35	13,48
Pré-trinca	2,95	2,60	2,28	2,93	2,35	2,48
Δa	1,68	1,33	1,89	1,42	1,03	1,34

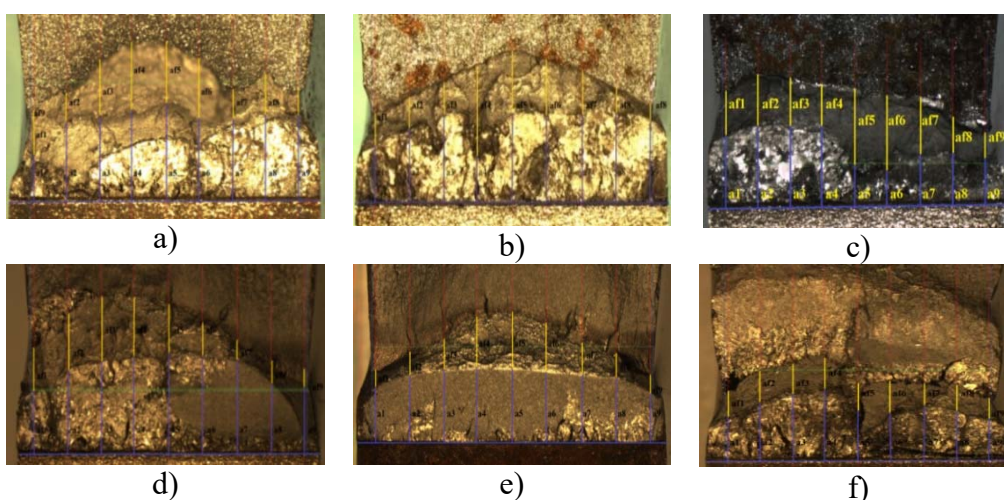


Figura 63 – Superfícies de fratura dos corpos de prova: a) C(T) 01; b) C(T) 02; c) C(T) 03; d) C(T) 04; e) C(T) 05; f) C(T) 06.

4.6.2 CTOD de carga máxima (δ_{max})

Os resultados destes ensaios foram obtidos conforme mostra a Figura 64, utilizando-se o método das descargas parciais (*Compliance Method*). Estes resultados estão organizados na forma de gráficos e de tabelas.

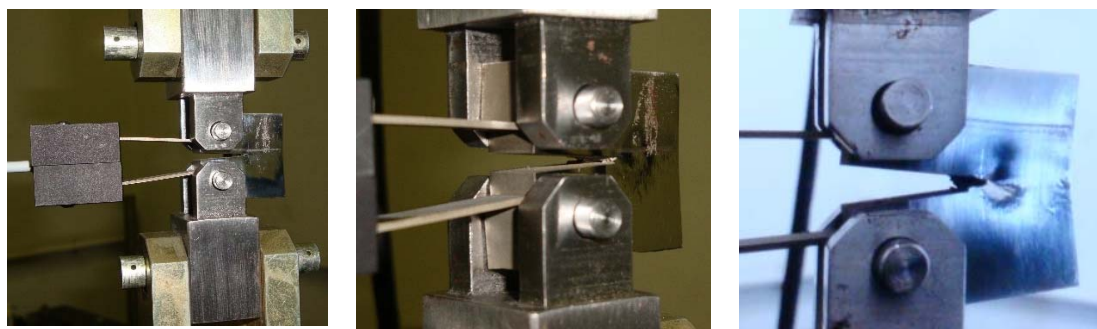


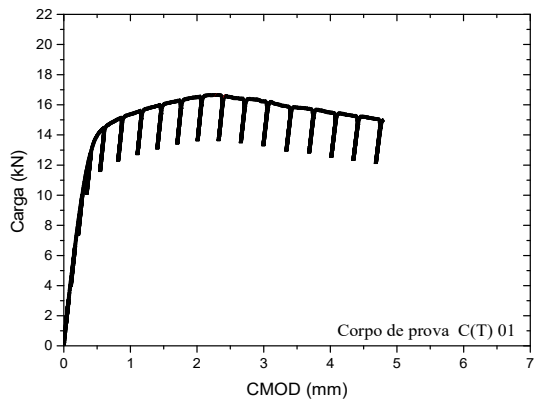
Figura 64 – Corpo de prova C(T) durante o ensaio de CTOD de iniciação.

Os registros gráficos das curvas *carga vs. CMOD* (P-CMOD) dos corpos de prova testados e mostrados na Figura 65, Figura 66 e Figura 67 apresentam um material com comportamento tipicamente elastoplástico. Nesses registros podem ser vistas as descargas e recargas (*unloading and reloading*) realizadas ao longo dos testes, segundo a metodologia das descargas parciais (*unlading compliance*). Os registros não apresentam qualquer tipo de instabilidade que revelasse algum tipo de fragilidade na interface estudada.

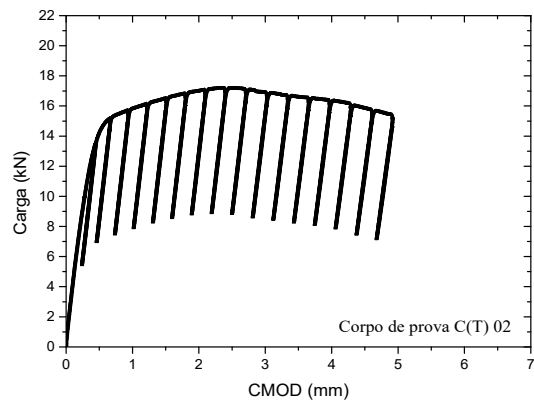
Na Tabela 7 estão apresentados os valores de carga máxima (P_{max}) e do CTOD de carga máxima (δ_{max}) que foram obtidos através dos registros *P-CMOD* dos corpos de prova testados. Os valores de δ_{max} foram obtidos através da Equação (41) e o valor médio e o desvio padrão obtido foi de $0,546 \pm 0,162$ (mm).

Tabela 7 – Valores de CTOD de carga máxima

Parâmetros	Corpos de Prova					
	C(T) 01	C(T) 2	C(T) 3	C(T) 4	C(T) 5	C(T) 6
P_{max} (kN)	16,642	17,189	18,425	18,152	16,471	19,091
δ_{max} (mm)	0,387	0,396	0,455	0,692	0,573	0,777

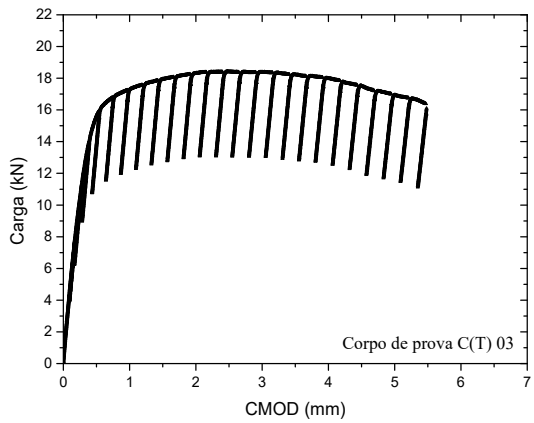


a)

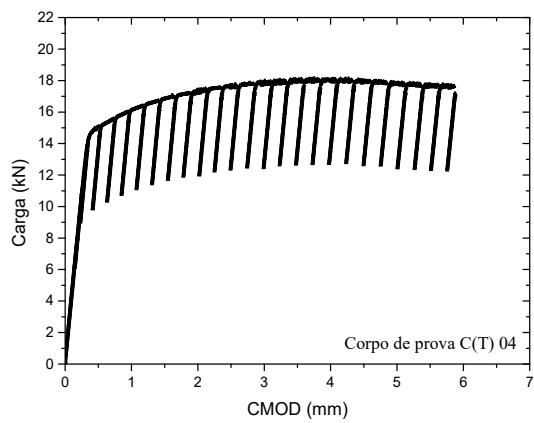


b)

Figura 65 – Registro carga – CMOD do corpo de prova testado: a) C(T) 01; b) C(T) 02.

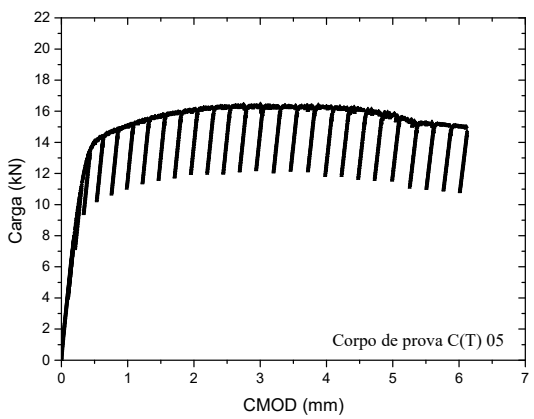


a)

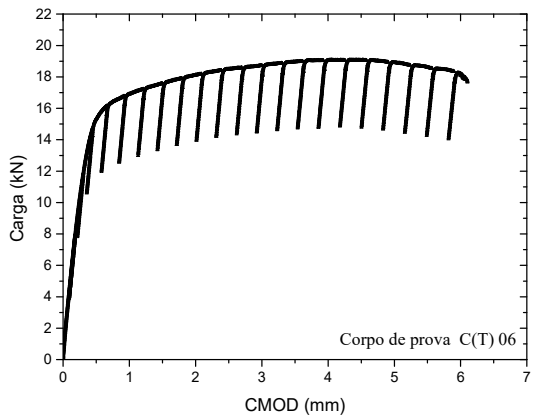


b)

Figura 66 – Registro carga – CMOD do corpo de prova testado: a) C(T) 03; b) C(T) 04.



a)



b)

Figura 67 – Registro carga – CMOD do corpo de prova testado: a) C(T) 05; b) C(T) 06.

Os valores de δ_{max} foram convertidos em valores de Integral J utilizando-se a Equação (60). Os valores obtidos estão mostrados na Tabela 8, sendo que o valor médio e o desvio padrão de Integral J é de $643,47 \pm 190,86$ (kN/m).

Tabela 8 – Valores de Integral- J associado ao valor de CTOD de carga máxima

Parâmetro	Corpos de Prova					
	C(T) 01	C(T) 02	C(T) 03	C(T) 04	C(T) 05	C(T) 06
J (kN/m)	455,53	466,12	535,57	814,54	674,47	914,60

4.6.3 CTOD de iniciação (δ_i)

O CTOD de Iniciação foi obtido através da curva de resistência CTOD - Δa , obtida utilizando-se o método das descargas parciais (*Compliance Methods*), de acordo com a norma ASTM 1820-11 [72]. Os resultados obtidos estão apresentados nos gráficos mostrados nas Figura 68, 69, 70 e 71 e Tabela 9 e 10.

A Figura 68 apresenta todos os pares de pontos CTOD- Δa para todos os corpos de prova testados. Como pode ser visto na Figura 68, em alguns casos o método das descargas parciais indica valores de crescimento aparentemente negativos de trinca e, conseqüentemente, variação do comprimento de trinca (Δa) também negativa, em especial para valores baixos de CTOD. Tal efeito tem apresentado uma acentuada inclinação das curvas CTOD- Δa na região de embotamento, o que dificulta o ajuste para a construção da curva teórica para obter os valores de CTOD de iniciação. Problemas dessa natureza têm sido reportados pela literatura, como nos trabalhos produzidos por BERTOLINO *et al.* [101], UNDERWOOD *et al.* [102], SEOK *et al.* [103], KALYANAM *et al.* [104], SASIKALA *et al.* [105] e VOSS *et al.* [106]. De acordo com SEOK *et al.* [103], este é um problema associado à instrumentação, não tendo sentido físico nem relação com as propriedades mecânicas do material avaliado. Por esse motivo foram propostas diversas metodologias para corrigir esse comportamento, dentre elas as propostas por UNDERWOOD *et al.* [102], SEOK *et al.* [103] e ROSENTHAL *et al.* [107]. Assim sendo, procedeu-se uma correção dos pontos CTOD- Δa experimentais.

Há diversas metodologias para a correção dos pares CTOD- Δa , sendo todas dependentes de avaliação criteriosa e da experiência. Neste trabalho, o critério adotado para a correção dos pontos com crescimento de trinca negativo (comportamento sem

sentido físico) foi deslocar os mesmos para a direita, posicionando-se o ponto com Δa originalmente mais negativo sobre a linha de embotamento (*blunting line*).

Os pontos CTOD- Δa com valores de CTOD menores àquele mais extremo foram reposicionados sobre a linha de embotamento. Os pontos CTOD- Δa com valores de CTOD maiores do que o caso extremo foi deslocado à direita em um valor constante, correspondente à diferença entre o ponto mais extremo e a linha de embotamento. Como exemplo, a Figura 69 apresenta a correção realizada nos pares CTOD- Δa do corpo de prova C(T) 01. Os resultados que apresentaram comportamento semelhante foram corrigidos de forma similar e os pares de pontos CTOD- Δa corrigidos de toda a série experimental são apresentados na Figura 70.

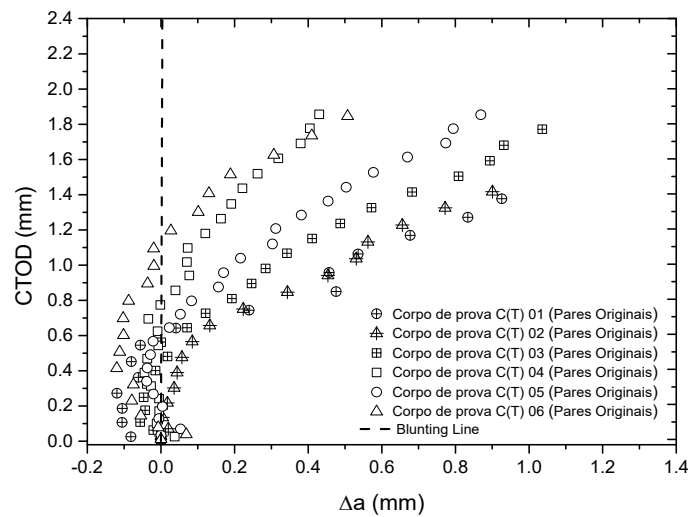


Figura 68 – Curvas experimentais CTOD- Δa dos corpos de prova C(T).

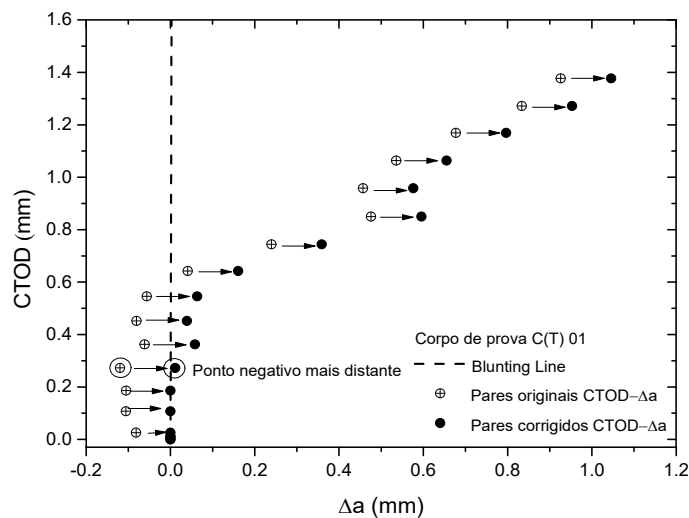


Figura 69 – Curva CTOD- Δa do corpo de prova C(T) 01: pares originais e corrigidos.

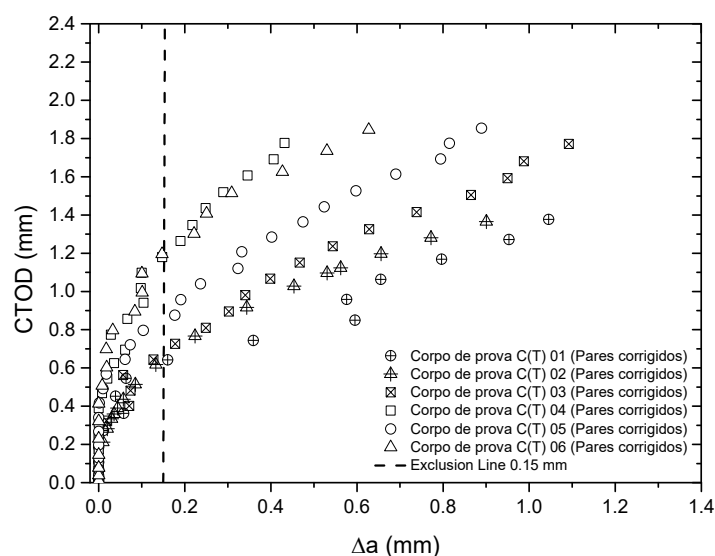


Figura 70 – Curvas CTOD– Δa corrigidas dos corpos de provas C(T) testados.

Com o intuito de verificar a aplicabilidade do método das descargas parciais nas estimativas do comprimento da trinca, os valores estimados e físicos do comprimento inicial da trinca foram comparados. Na Tabela 9 estão apresentados os comprimentos de trinca medidos a partir das superfícies de fratura (a_0) e os estimados indiretamente pelo método da flexibilidade (a_{0q}) e diferença entre os mesmos em relação à largura W dos corpos de prova, conforme mostra a Equação (65). A norma ASTM 1820-11 [72], desenvolvida para materiais metálicos homogêneos, indica que as estimativas pelo método da *flexibilidade* (Equação (63)) são aceitáveis se:

$$\frac{|a_0 - a_{0q}|}{W} \leq 0,010 \quad (63)$$

Como pode ser visto na Tabela 9, as diferenças entre as estimativas do comprimento inicial da trinca por *flexibilidade* e os valores físicos são em alguns casos levemente superiores às permitidas pela norma ASTM E1820-11 [72], mas, foram considerados apropriados para o material em estudo (não homogêneo). Assim, a medição do comprimento de trinca pelo método da *flexibilidade* foi considerada adequada.

Tabela 9 - Comprimento inicial da trinca estimado pelo método da *flexibilidade* (a_{0q}) e os valores físicos medidos (a_0)

Corpo de prova	C(T) 01	C(T) 02	C(T) 03	C(T) 04	C(T) 05	C(T) 06
a_0 (mm)	13,85	14,01	13,25	13,39	13,74	13,54
a_{0q} (mm)	13,95	13,60	13,38	13,93	13,35	13,48
$\frac{ a_0 - a_{0q} }{W}$	0,004	0,016	0,001	0,022	0,016	0,014

As curvas de resistência teórica CTOD–R ajustadas mediante regressão a partir dos pontos qualificados, conforme recomenda a norma ASTM 1820 - 11 [72], podem ser observadas na Figura 71. Os coeficientes de ajuste das curvas CTOD-R (Equação (54)), assim como os valores de CTOD de iniciação (δ_i) obtidos a partir da interseção das curvas teóricas com a linha auxiliar paralela à *blunting line* em 0,2 mm, estão apresentados na Tabela 10. Conforme mostra a tabela, todos os casos $C_2 < 1$ atendem ao requisito da norma ASTM E1820-11 [72].

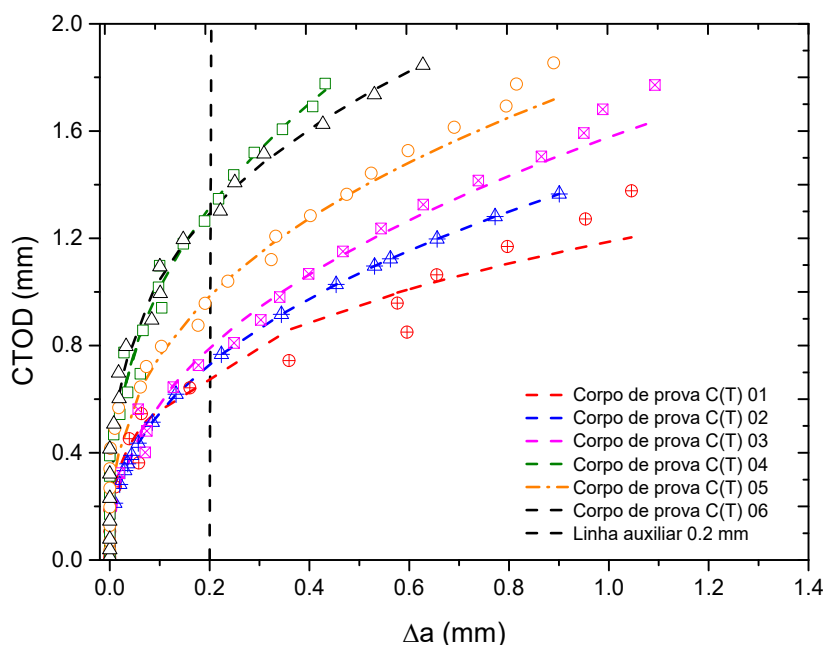


Figura 71 – Curvas CTOD- Δa corrigidas e curva CTOD-R teórica.

Tabela 10 – Equação da curva CTOD-R e os valores de iniciação

Corpo de prova	C(T) 01	C(T) 02	C(T) 03	C(T) 04	C(T) 05	C(T) 06
Eq. da curva CTOD-R	$1,187\Delta a^{0,316}$	$1,426\Delta a^{0,414}$	$1,577\Delta a^{0,428}$	$2,397\Delta a^{0,373}$	$1,794\Delta a^{0,373}$	$2,137\Delta a^{0,3106}$
δ_i (mm)	0,65	0,72	0,78	1,30	0,98	1,30

Como pode ser visto na Tabela 10, os valores de CTOD de iniciação indicam que a região da interface apresenta alta tenacidade, compatível com a tenacidade de aços estruturais da classe API 5L para dutos [3, 108].

4.6.4 Superfícies de fratura e propagação das trincas

As superfícies de fratura dos corpos de prova mostradas na Figura 63 não permitem identificar por qual material (metal de base, interface e revestimento) que compõe o corpo de prova C(T) ocorreu a propagação da trinca. Dessa forma, procurou-se correlacionar os resultados gráficos mostrados na Figura 71 com a Tabela 10.

As trajetórias mostradas na Figura 72, 73 e 74 dos corpos de prova C(T) 01, 02 e 03, respectivamente, revelaram crescimento estável de trinca no revestimento, resultando em curvas CTOD-R mais baixas, conforme apresentado na Figura 71.

As Figuras de 75 a 77 mostram a trajetória realizada pela trinca nos corpos de prova, C(T) 04, 05 e 06, que apresentou uma propagação estável de trinca na interface, o que resultou em curvas CTOD-R mais elevadas, como mostrado na Figura 71.

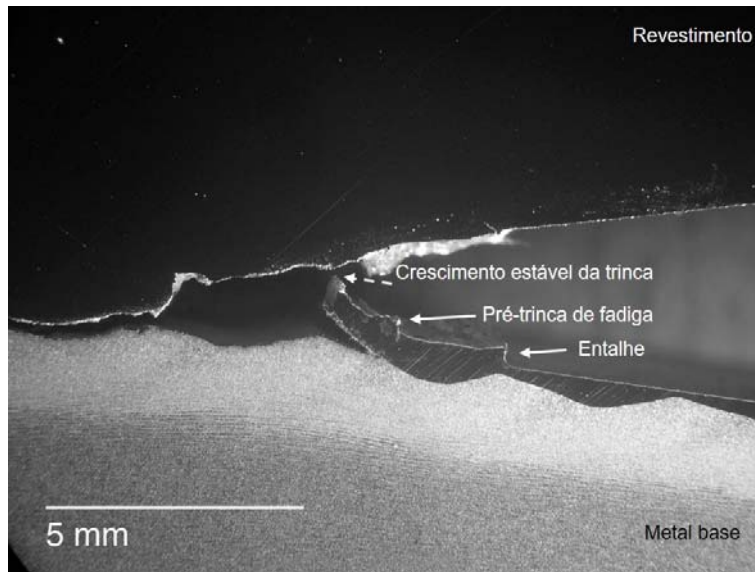


Figura 72 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 01.

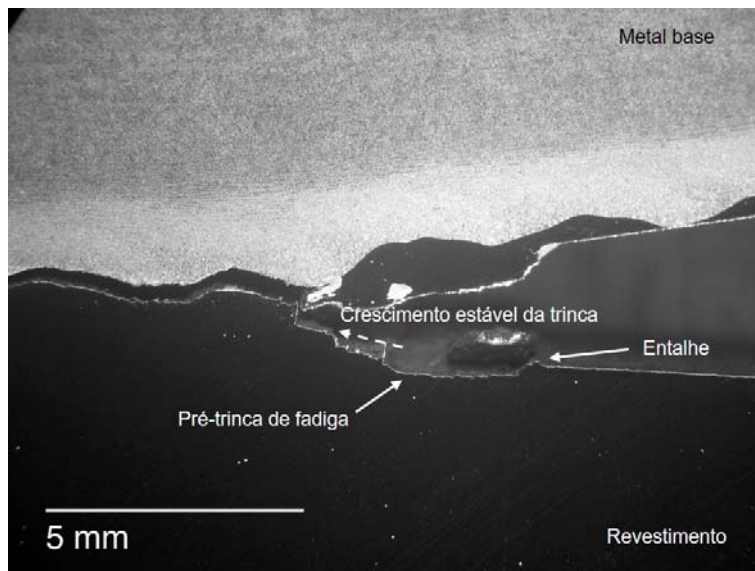


Figura 73 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 02.

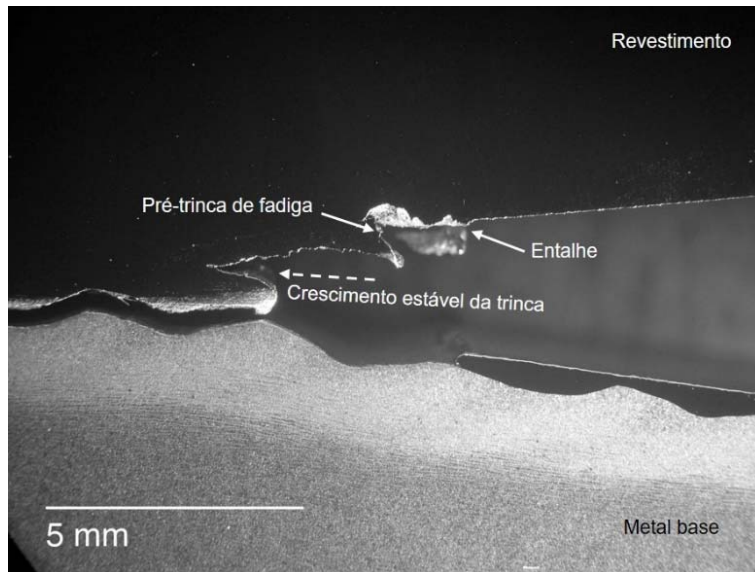


Figura 74 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 03.

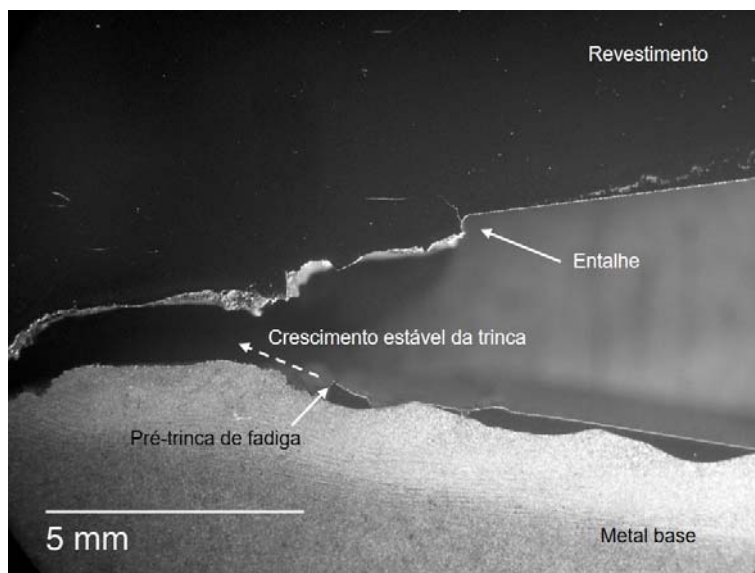


Figura 75 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 04.

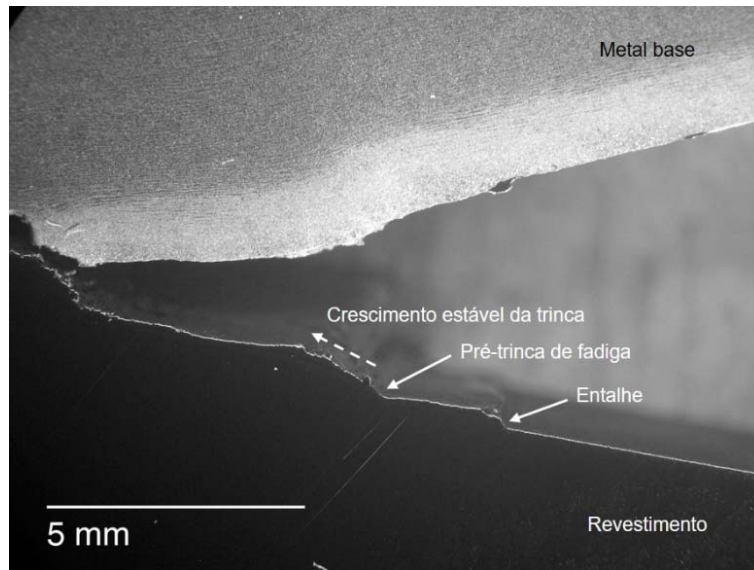


Figura 76 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 05.

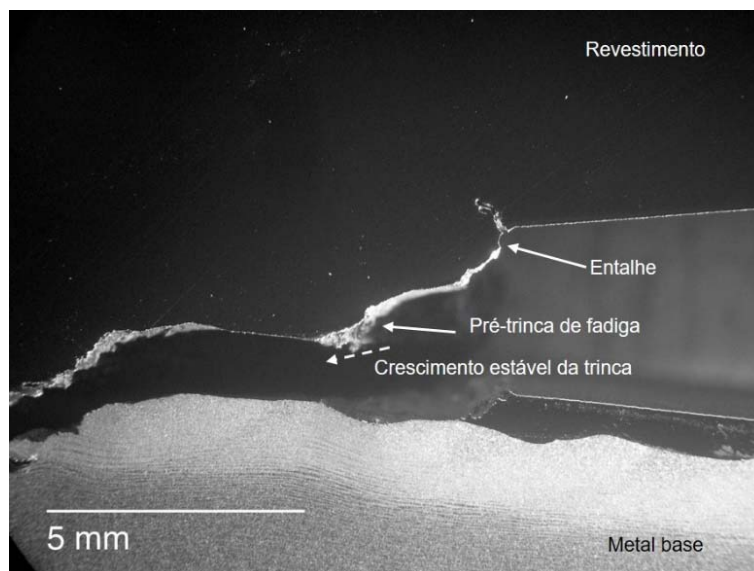


Figura 77 - Trajetória da propagação da trinca no plano médio do C(T) 06.

4.7 Análise fractográfica

A análise fractográfica foi realizada no corpo de prova C(T) 05, conforme mostra a Figura 78. A região de fratura foi ampliada para identificar os principais mecanismos de fratura atuantes.

A Figura 79 mostra que os principais mecanismos de fratura que podem ser identificados na região fraturada dos corpos de prova em estudo são basicamente de natureza dúctil com a presença de microcavidades (*dimples*). As partículas de segunda

fase que normalmente estão dentro das microcavidades não foram possíveis de ser identificadas em razão da rápida oxidação na região de análise, ainda que estas regiões tenham sido limpas, conforme apresentado na Figura 79-b. Uma ampliação realizada na superfície apresentada na Figura 79-a mostra inclusões presentes nas microcavidades. Durante esta análise, foi realizada uma varredura por toda a superfície fraturada do corpo de prova e não foram encontradas regiões de fratura com característica de clivagem e quase-clivagem, que caracterizasse algum tipo de fratura frágil.

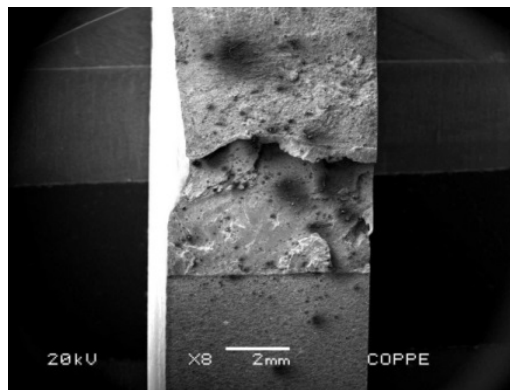


Figura 78 – Região de fratura do corpo de prova utilizado para identificar os mecanismos de fratura presentes.

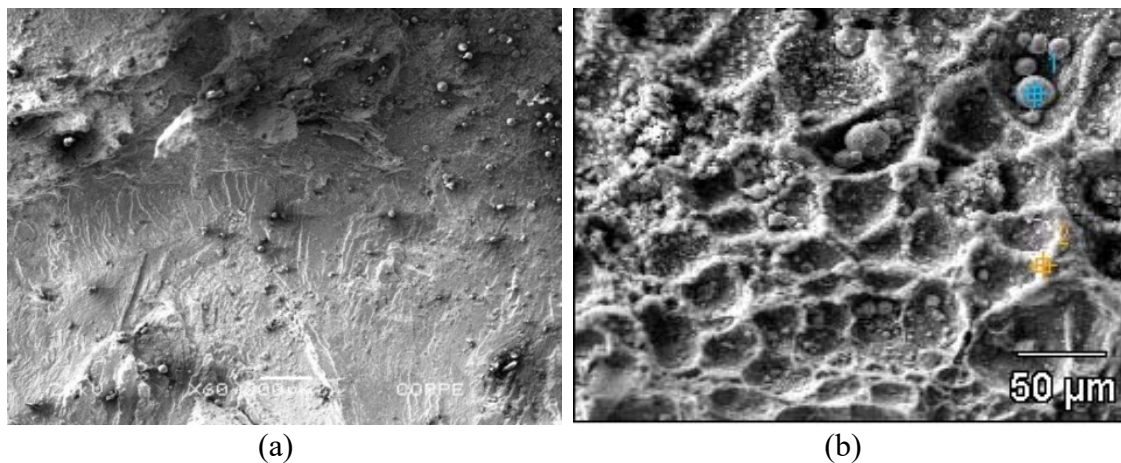


Figura 79 – Região fraturada dos corpos de prova com seu respectivo aspecto de fratura: a) superfície central de avaliação do corpo de prova; b) superfície de fratura da região central do corpo de prova com marcas de fratura predominante dúctil, mostrando os microvazios (*dimples*).

5 Resultados Numéricos

5.1 Estudo numérico do corpo de prova C(T)

Este estudo foi realizado com o objetivo de determinar numericamente os parâmetros de fratura no regime linear elástico e elastoplástico a partir do valor da carga máxima obtida no ensaio experimental. O corpo de prova utilizado foi o de tração compacto C(T), o mesmo adotado no teste experimental. No regime linear elástico, o parâmetro a ser determinado foi K_I e no elastoplástico foi obtida a Integral J . Buscou-se avaliar também os valores dos gradientes de tensão e de deformação plástica na região da interface substrato/revestimento e na ponta da trinca do corpo de prova.

Os modelos foram simulados utilizando-se o programa comercial ABAQUS®/CAE, versão 6.13 [109]. Em cada regime simulado, os modelos foram subdivididos em 3 (três) casos, em função do material utilizado, que, somaram doze análises no total, conforme mostra a Figura 80. Os parâmetros numéricos de fratura foram obtidos para os dois materiais substrato, o aço API 5L X52 e o revestimento de Inconel 625, como apresentado na Figura 34.

As propriedades mecânicas utilizadas nos modelos 2D e 3D e inseridos no programa de análise foram os módulos de elasticidade e os coeficientes Poisson do aço API 5L X52 ($E = 206,084$ MPa e $\nu = 0,33$) [3] e Inconel 625 ($E = 205,8$ MPa e $\nu = 0,297$) [7]. Nos modelos elastoplásticos 2D e 3D, além dos módulos de elasticidades e coeficientes Poisson, também foram inseridos os valores dos pares da curva tensão-deformação plástica dos dois materiais, obtidos diretamente das duas curvas tensão-deformação, o que está apresentado na Figura 61.

O modelo de trinca adotado dependeu do tipo de configuração geométrica definida. Para a configuração 2D, a trinca ocorreu na linha de interface e para o modelo 3D ela se deu no plano da linha da interface, sendo que para ambos a razão de a/W adotada foi de 0,5.

O perfil do campo de tensão de Mises e a deformação plástica presente na ponta da trinca para os três diferentes casos são apresentados a seguir:

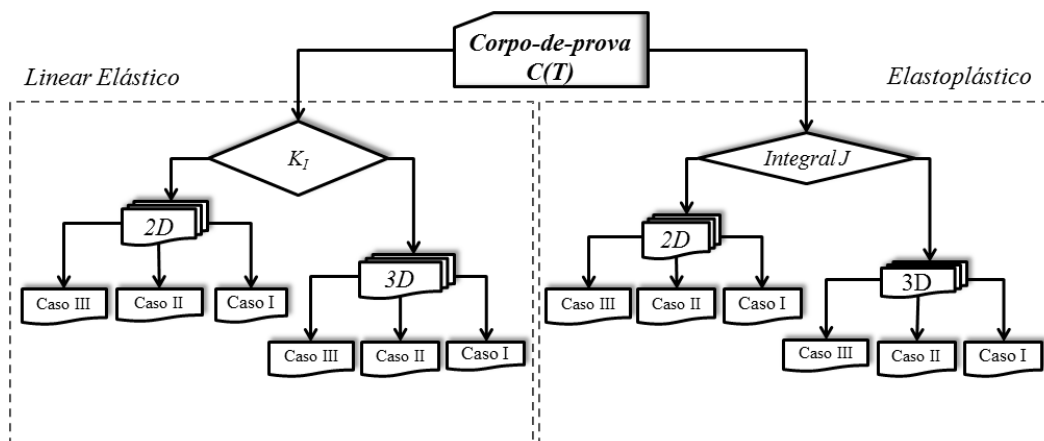
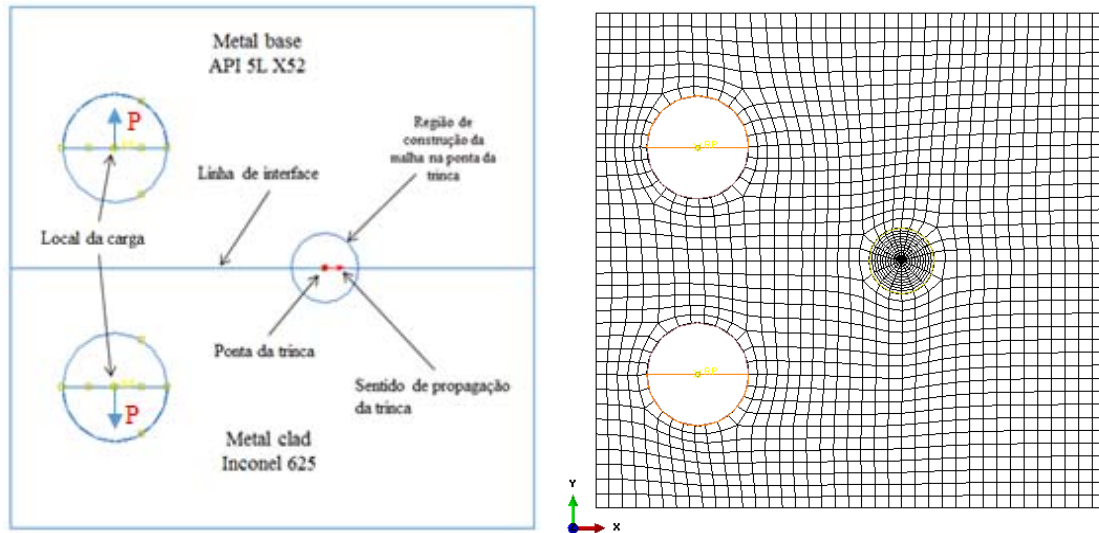


Figura 80 – Fluxograma dos casos simulados no regime linear elástico e elastoplástico.

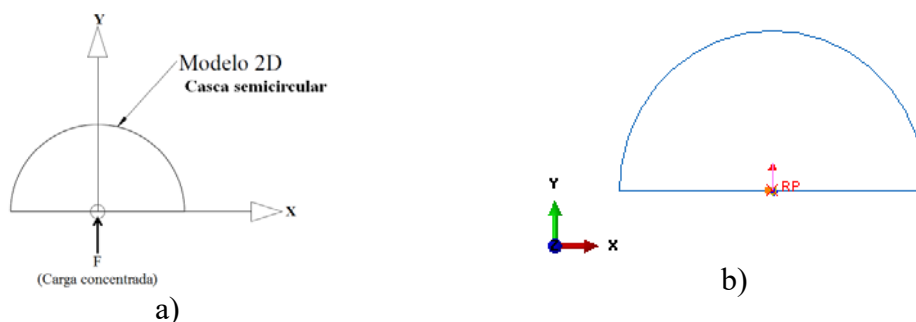
5.1 Análise numérica linear elástica bidimensional

O modelo bidimensional (2D) simulado no estado plano de tensão foi realizado utilizando-se elementos isoparamétricos bidimensionais de oito nós com integração reduzida, denominado *CPS8R* [109]. O número de elementos utilizados neste modelo foi de 1775 com 5129 nós, após a malha ser refinada. O comprimento do elemento na ponta da trinca após o refinamento foi de 0,62 mm e nas demais partes foi 1,2 mm. O número de elementos refinados e utilizados para gerar a solução final foi obtido através das variações do parâmetro K_I em relação a uma carga (força) constante. Assim, quando K_I deixou de variar, obteve-se o valor ótimo de elementos. A Figura 81 mostra os detalhes da construção do modelo, especificando os locais (pontos) de aplicação de carga, a linha de interface, a região de construção e refinamento da malha na ponta da trinca, a direção e o sentido de propagação da trinca, as metades com seus devidos materiais e o corpo de prova *C(T)* discretizado.



a) b)
 Figura 81 – Modelo C(T) 2D: a) esquema de detalhamento; b) modelo discretizado.

A carga utilizada neste modelo não atua diretamente no corpo de prova C(T), mas foi transmitida através de uma força de contato provocada por um segundo modelo rígido com geometria semicircular, mostrado na Figura 82. Estas cargas foram localizadas nos pontos de aplicação de carga do corpo de prova e neste novo modelo (Figura 82-b), foi adicionada uma carga concentrada no centro da região plana (RP) na direção Y (Figura 82-a), mantendo-se as demais direções restritas. O modelo de contato teve como objetivo garantir as condições dos movimentos cinemáticos de rotação na ponta da trinca do corpo de prova 2D, como ocorre no teste experimental.



a) b)
 Figura 82 – Modelo de contato: a) representação geométrica; b) centro de referência (RP) e ponto de aplicação da carga.

As propriedades mecânicas utilizadas nos modelos 2D para obtenção de K_I foram os módulos de elasticidade e os coeficientes de Poisson de cada material. O primeiro caso

(caso I) simulado considerou o corpo de prova C(T) com as propriedades mecânicas do substrato (aço API 5L X52), enquanto que no segundo caso (caso II) as propriedades utilizadas foram as da superliga de Níquel, Inconel 625 (revestimento). No terceiro caso (caso III), foi feita a simulação adotando-se as suas metades, constituídas pelos dois materiais.

Os resultados dessa simulação estão apresentados na Tabela 11 e revelam que a dissimilaridade entre os materiais no mesmo corpo de prova não apresentou valores diferentes para K_I porque eles têm os módulos de elasticidade e coeficientes de Poisson muito próximos, como mostrado na Figura 61. Tal observação também foi feita no trabalho proposto por JIANG *et al.* [25]. Comparando-se os valores numéricos (três casos) com o resultado analítico (K_{Ia}) obtido através da Equação (14), foi possível verificar que o desvio percentual é muito pequeno, como está apresentado na Tabela 12.

Tabela 11 – Resultados de K_I ($MP\sqrt{m}$) em modo I para diferentes configurações

Carga (kN)	a (mm)	K_{Ia}	Caso I	Caso II	Caso III
			K_{In}	K_{In}	K_{In}
16,777	12,5	68,329	68,06	68,06	68,034

Tabela 12 – Desvio percentual entre o resultado analítico e os numéricos

N	<i>Desvio caso 1 (%)</i> (Analítico - caso I)	<i>Desvio caso 2 (%)</i> (Analítico - caso II)	<i>Desvio caso 3 (%)</i> (Analítico - caso III)
1	0,39	0,39	0,43

A diferença entre os resultados foi basicamente em relação aos campos de tensão de Von Mises (S, Mises) e o campo de tensão na direção y (principal) (S, S22), registrado na ponta das trincas. Os campos de tensão obtidos nos casos I e II são semelhantes, enquanto que no caso III o campo ficou inclinado e assimétrico, o que foi provocado pela diferença de materiais, conforme pode ser visto na Figura 83.

O efeito causado pela diferença de material causou o aparecimento de tensão de cisalhamento na ponta da trinca, o que não ocorreu nos casos I e II, pois, as cargas atuantes na direção de cisalhamento se anularam.

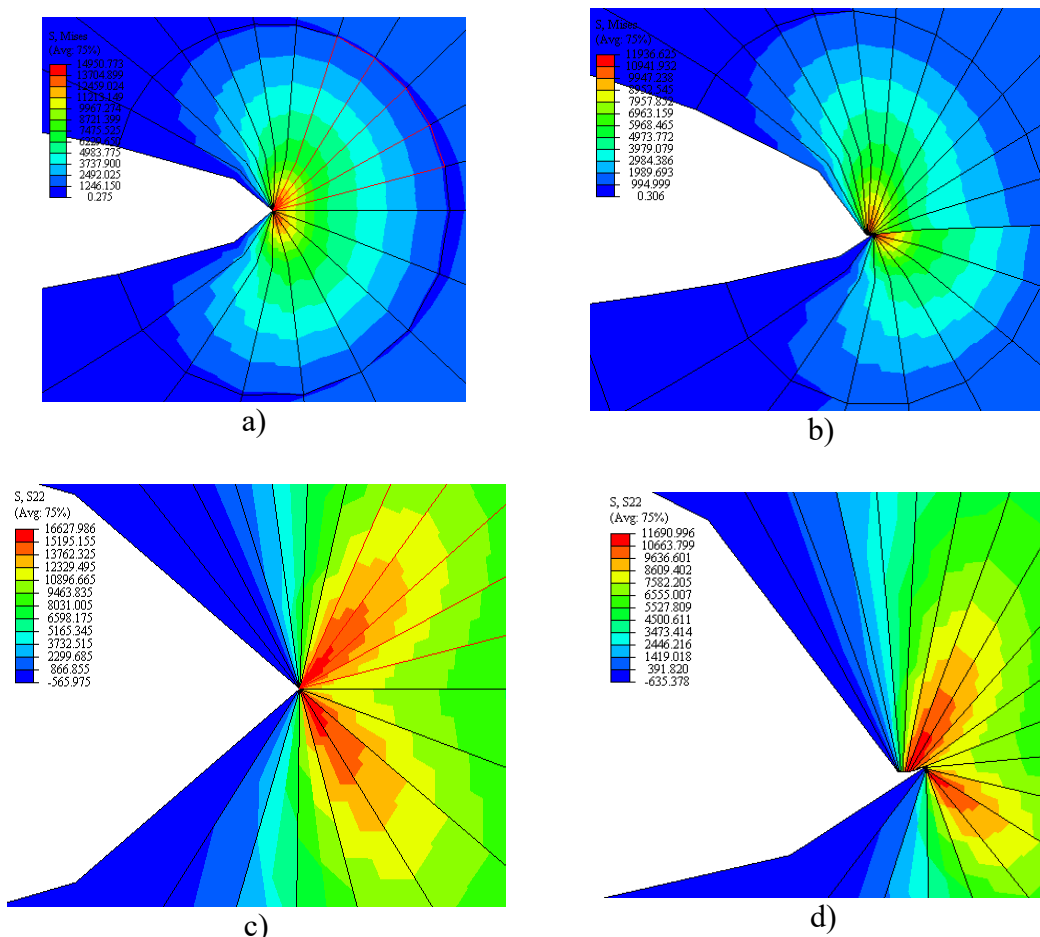


Figura 83 – Distribuição de tensões: a) Tensão de Von Mises na ponta da trinca caso I; b) distribuição de tensão de Von Mises na ponta da trinca do caso III; c) Campos de tensão na direção Y (S22), caso I; d) Campos de tensão na direção Y (principais) (S22), caso III.

5.2 Análise numérica linear elástica tridimensional

O modelo C(T) 3D foi construído nas mesmas configurações geométricas do corpo de prova real. A trinca foi posicionada no plano de propagação (plano de interface), simétrico entre as duas metades do corpo de prova C(T), conforme mostra a Figura 84. A frente de propagação da trinca, onde a mesma começa a se desenvolver, está sinalizada na linha final que define o plano, indicado pela seta na Figura 84.

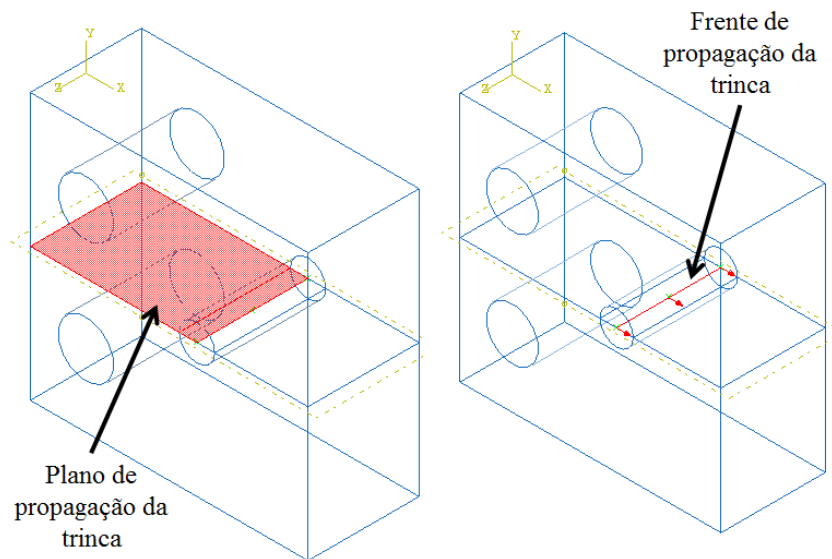


Figura 84 – Região de criação da trinca no modelo numérico.

Este modelo foi simulado no estado plano de deformação, utilizando-se desta vez o elemento finito sólido isoparamétrico quadrilateral quadrático de vinte nós de integração reduzida, denominado C3D20R [109]. Esse modelo foi discretizado de forma otimizada, utilizando-se 11952 elementos e 48438 nós. O comprimento do elemento na ponta da trinca após o refinamento foi de 0,62 mm e nas demais partes foi 1,2 mm., conforme demonstrado na Figura 85-b. Semelhante aos modelos 2D, o final de número de elementos (refinamento) que geraram a solução ocorreu através da variação do parâmetro K_I em relação a uma carga (força) constante, com procedimento semelhante ao realizado no modelo 2D.

A carga foi inserida ao modelo principal C(T) através da tensão de contato transmitida através de um modelo do tipo casca cilíndrica rígida e no centro geométrico (RP) desse cilindro foi adicionada a carga, como mostra a Figura 86-b. A direção de aplicação da carga ocorreu, exclusivamente, na direção Y (Figura 86-a), mantendo as demais restritas.

O modelo de contato foi inserido ao modelo principal para garantir as condições de movimentos cinemáticos de rotação na ponta da trinca.

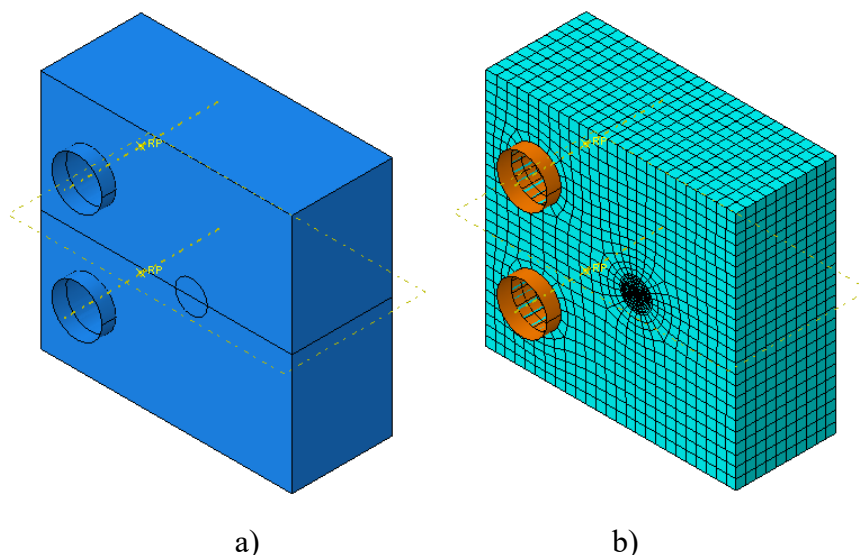


Figura 85 – Modelo C(T) tridimensional: a) condição inicial; b) modelo discretizado.

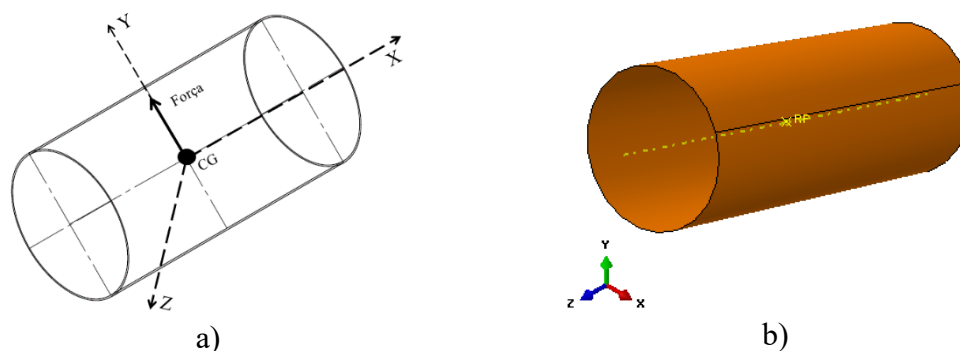


Figura 86 – Modelo de contato: a) representação geométrica com carga pontual aplicada no centro; b) modelo da casca cilíndrica com centro de referência RP .

Neste modelo foram utilizadas três diferentes cargas obtidas do registro do ensaio experimental de CTOD, para determinar os fatores de intensidade de tensão em modo I. Estes valores numéricos foram, posteriormente, comparados com os resultados de K_{I} experimental do corpo de prova C(T) 05 obtido pelas Equações (46) e (47) do método da *flexibilidade* (C_i). Essa comparação foi realizada em relação ao C(T) 05 porque este corpo de prova apresentou uma propagação estável de trinca na interface, como mostra a Figura 76. Os valores de K_{I} experimental, demonstrados na Tabela 13, são os três primeiros valores obtidos durante o cálculo da *flexibilidade*, não correspondendo, desse modo, ao valor de K_{I} crítico.

Tabela 13 – Valores de K_I ($MP\sqrt{m}$) numérico e experimental

Carga (kN)	K_I numérico			K_I experimental
	Caso I	Caso II	Caso III	
16,16	84,81	85,28	84,78	87,05
16,77	88,006	87,91	87,405	90,08
17,90	58,02	93,91	93,95	95,74

Tabela 14 – Erro percentual entre o resultado experimental e numérico

Carga	Desvio caso 1 (%) (Experimental- caso I)	Desvio caso 2 (%) (Experimental- caso II)	Desvio caso 3 (%) (Experimental- caso III)
1	2,57	2,03	2,60
2	2,30	2,40	2,96
3	39,39	1,91	1,86

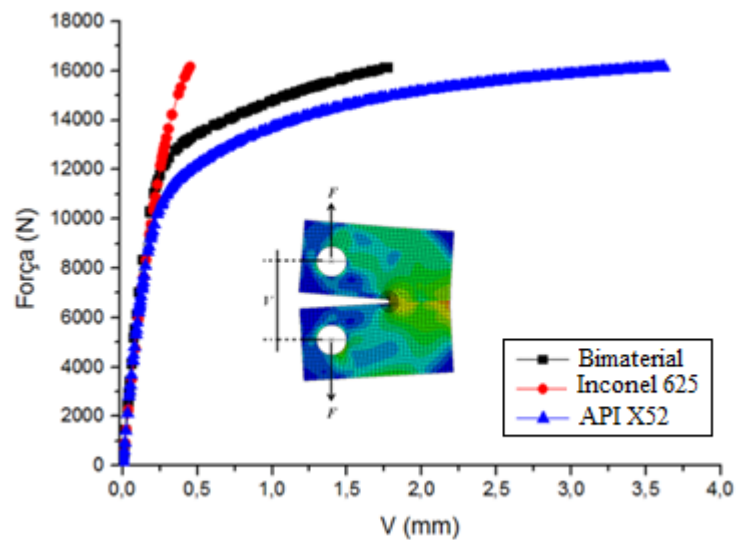
Os resultados apresentados na Tabela 13 mostram os resultados de K_I numéricos bem próximos aos valores experimentais, com exceção do caso I, simulado na terceira carga (17,9 kN). Este apresentou um valor de K_I bem abaixo quando comparado aos demais, como mostra a Tabela 14. Isso ocorreu porque a carga utilizada ultrapassou o limite de resistência mecânica do substrato. Todos os demais valores mostrados na Tabela 14, com exceção deste último, apresentaram valores próximos e com baixo percentual de desvio quando comparados com seus respectivos valores experimentais. Dessa forma, é possível concluir que os resultados do caso III apresentam resultados confiáveis, até mesmo quando simulados com a terceira carga.

5.3 Análise numérica elastoplástica dos modelos C(T) 2D e 3D

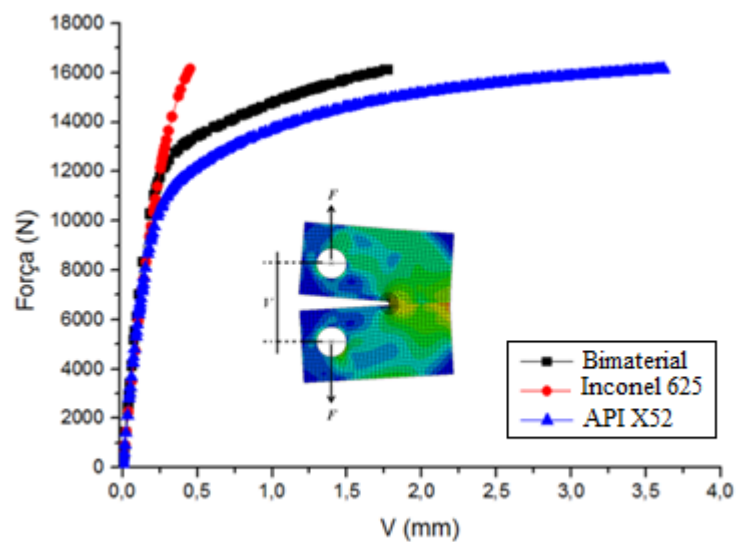
A análise realizada teve como objetivo determinar os valores das propriedades mecânicas de fratura elastoplástica, determinando o valor da Integral J para os corpos de prova C(T) 2D e 3D. Além disso, esses valores foram comparados com os resultados reais obtidos e possibilitaram analisar o campo de tensão e de deformação plástica na ponta da trinca.

Neste estudo a carga utilizada foi de 16 kN, sendo aplicada nos pontos de aplicação de carga do corpo de prova C(T), através dos elementos de contato. Assim, comparou-se a variação da carga em relação ao deslocamento do centro de aplicação de carga (V) para os três casos dos dois modelos em estudo e obtiveram-se os registros gráficos F-V relacionados ao modelo 2D (Figura 87-a) e 3D (Figura 87-b). Dessa forma,

foi possível verificar que o comportamento (F-V) do caso bimetalico se encontra intermediário em relação aos casos do substrato (aço API 5L X52) e do revestimento (Inconel 625). Com a não linearidade dos gráficos, identificou-se que a carga utilizada foi suficiente para provocar mudança de linearidade para o caso bimetalico, assim como no substrato. Porém, em relação ao revestimento, isso não foi suficiente, em razão da sua elevada resistência.



a)



b)

Figura 87 – Registro numérico F-V: a) modelos C(T) 2D; b) modelos C(T) 3D.

A etapa seguinte foi determinar o valor numérico da Integral J e os perfis dos gradientes de tensão de Von Mises e de deformação plástica na ponta das trincas, tanto nos modelos 2D quanto nos 3D. Os resultados obtidos da Integral J dos casos propostos

estão apresentados na Tabela 15 e na Tabela 16, enquanto que os gradientes de tensão e de deformação plástica estão mostrados nas Figura 88 a 96.

Os primeiros resultados simulados de integral J estão apresentados na Tabela 15. Eles foram obtidos através de uma carga de 17,77 kN, com exceção do caso I do modelo 2D, que utilizou a carga de 16,15 kN, sendo esta a máxima carga que o substrato foi capaz de suportar.

Tabela 15 – Resultados da integral J na simulação dos corpos de prova 2D e 3D

Corpo-de-prova	C(T) 2D			C(T) 3D		
Casos	Caso I	Caso II	Caso III	Caso I	Caso II	Caso III
J (kN/m)	659,21	71,43	698,12	1110	48,52	623,33

A segunda simulação de Integral J realizada utilizou a carga máxima de 16,471 kN, obtida no registro P-CMOD do corpo de prova C(T) 05 (Figura 67-a), como apresentado na Tabela 16. Este corpo de prova foi escolhido em razão de ter ocorrido propagação estável de trinca na interface, conforme é mostrado na Figura 76. Através desta carga só foi possível obter os resultados para os casos II e III do modelo 3D, pois o modelo numérico do caso I não suportou a intensidade de carga em razão de capacidade de resistência mecânica do material (substrato), não gerando nenhum resultado. O valor da Integral J apresentado na Tabela 16 foi obtido através da correlação direta do valor de CTOD de carga máxima proporcionado pelas Equações (41) e (60), o que possibilitou converter o valor de CTOD de carga máxima e da Integral J . A comparação realizada entre o valor do caso III (bimetálico) com o resultado experimental do corpo de prova C(T) 05 apresentou um desvio percentual de 10,66%.

O fato desse desvio estar acima do desvio admissível pode estar relacionado com a posição do entalhe, que no caso simulado foi posicionado exatamente na interface, enquanto que no modelo real foi usinado mais próximo da interface, por se tratar de interface que se encontrava numa superfície circular, como mostra o layout de corte da Figura 30.

Tabela 16 – Resultados da integral J simulados dos corpos de prova 3D

Corpo-de-prova 3D	Numérico			Experimental CP 05
Casos	Caso I	Caso II	Caso III	674,47
J (kN.m)	-----	60,11	602,6	

Os campos de tensão de Von Mises (S, Mises) e a deformação plástica (AC YIELD) resultantes da carga aplicada de 16,15 kN (caso I) e 16,471 kN (caso II e III), para os casos do modelo 2D, estão apresentados na Figura 88 e na Figura 90. A Figura 88 (caso I 2D) e a Figura 89 (caso II 2D) mostram os campos de tensão de Von Mises e de deformações plásticas uniformes e simétricas em relação à ponta da trinca. Porém, o mesmo não pode ser dito em relação à Figura 90, caso III 2D, pois, como há diferença de propriedades mecânicas dos materiais que compõem o corpo de prova C(T), a parte superior (substrato) e a parte inferior (revestimento) não são uniformes e simétricos em relação ao campo de tensão (Figura 90-a) e de deformação. Assim, é possível verificar que houve concentração de tensão elevada na região do revestimento (Inconel 625) (Figura 90-a), enquanto que a deformação plástica ficou mais concentrada na região do substrato (aço API 5L X52) (Figura 90-b).

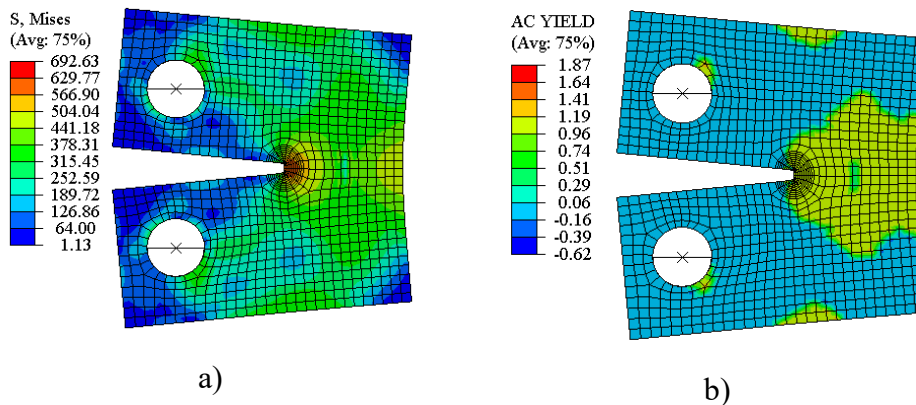


Figura 88 – Modelo 2D substrato: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.

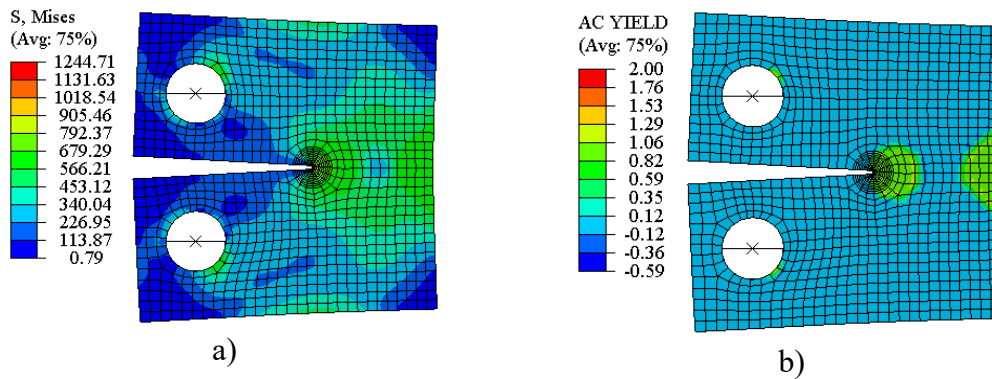


Figura 89 – Modelo 2D revestimento: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.

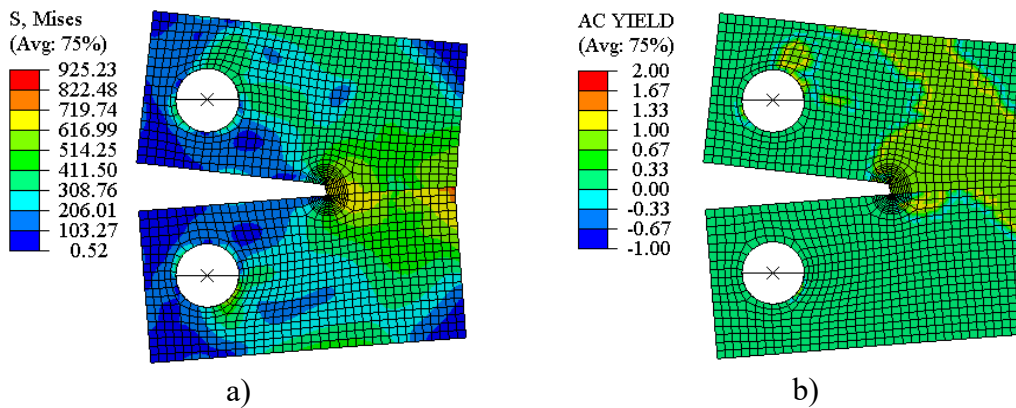


Figura 90 – Modelo 2D bimetalico: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.

Assim como nos casos propostos dos modelos 2D, os casos do modelo 3D foram todos simulados utilizando-se a carga de 16,471 kN. Através dessa, obteve-se os campos de tensão de Von Mises (*S. Mises*) e a deformação plástica (*AC YIELD*) na ponta da trinca. Estes resultados estão apresentados nas Figuras de 89 a 94. A Figura 91 do caso I 3D e a Figura 92, relacionadas ao caso II 3D, mostram os campos de tensão de Von Mises e as deformações plásticas uniformes e simétricas em relação à ponta da trinca. Porém, o mesmo não se pode dizer para o caso III, como mostra a Figura 95 e a figura 96. A diferença de propriedades mecânicas dos materiais que compõem o corpo de prova C(T) 3D, a parte superior (substrato) e a parte inferior de (revestimento), não possibilitaram uma uniformidade e simetria do campo de tensão e de deformação plástica. Contudo, a concentração de tensão continuou na região do revestimento, conforme demonstrado na Figura 95-a, enquanto que a deformação plástica se mantém concentrada e distribuída na sua maior parte na região do substrato, o que está apresentado na Figura 95-b.

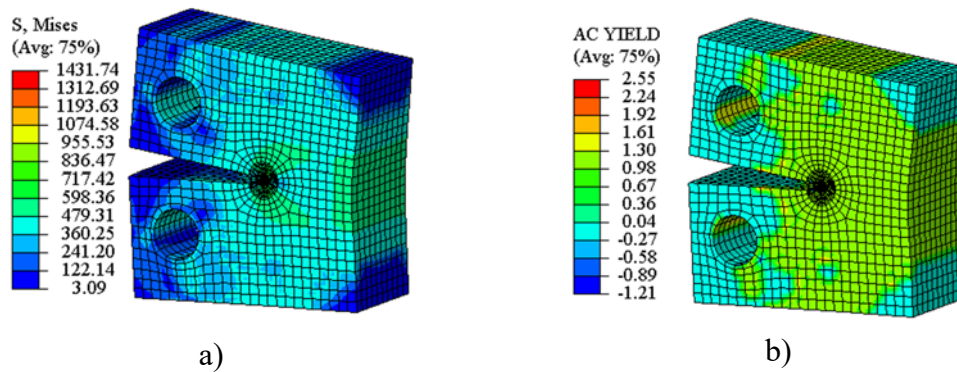


Figura 91 – Modelo 3D do substrato: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.

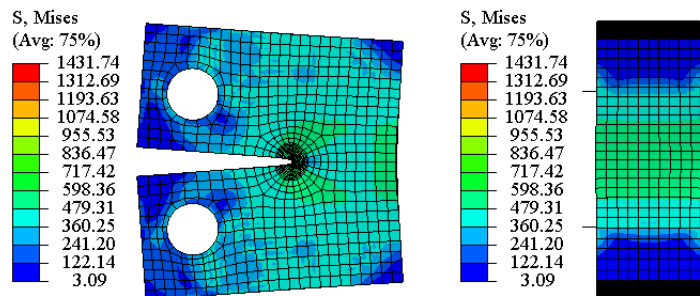


Figura 92 - Distribuição de tensão de Von Mises do substrato.

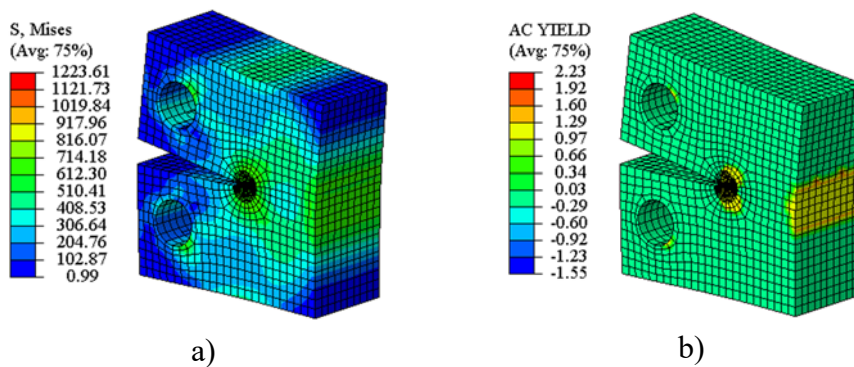


Figura 93 – Modelo 3D revestimento: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.

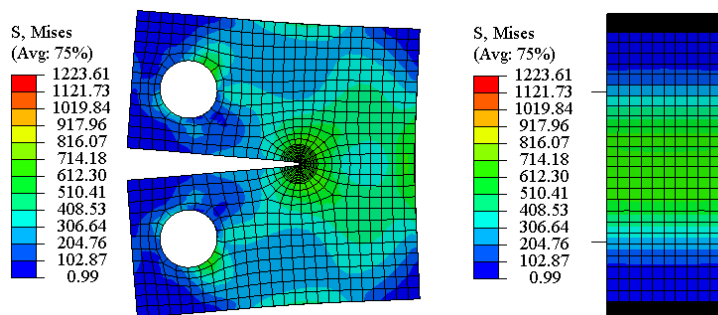


Figura 94 - Distribuição de tensão de Von Mises do revestimento.

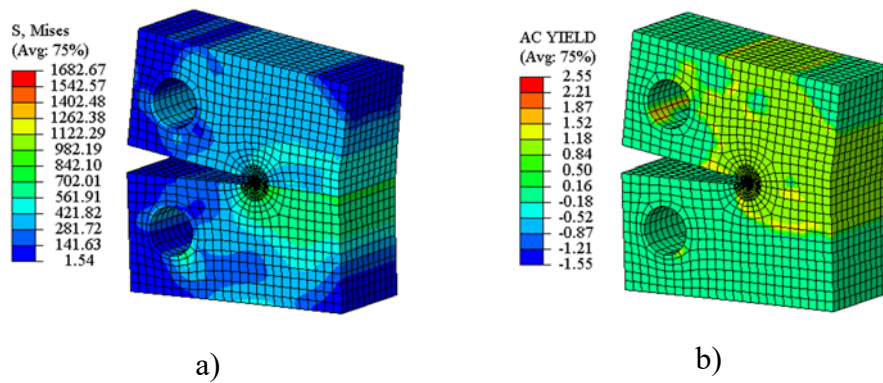


Figura 95 – Modelo 3D bimetalico: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.

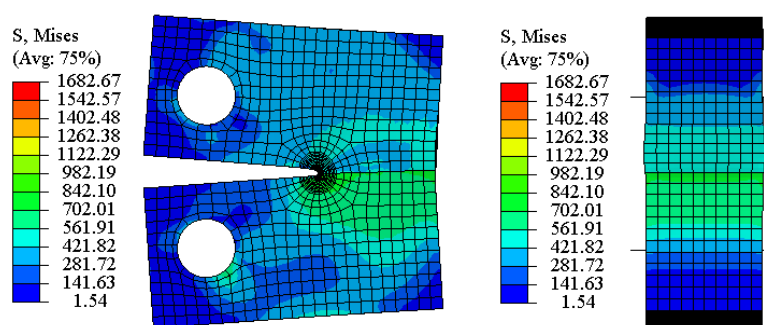


Figura 96 - Distribuição de tensão de Von Mises do modelo bimetalico.

No último modelo simulado, o caso III (bimetalico), utilizou-se a carga máxima de 16,471 kN, obtendo-se como resultados os campos de tensão e de deformação plástica, conforme apresentado na Figura 97 e na Figura 98. Estas figuras foram comparadas com os corpos de prova e mostram marcas semelhantes às encontradas nos corpos de prova C(T) 05, onde foram reveladas as mesmas marcas de compressão e de cisalhamento na região do substrato, como pode ser visto na Figura 99 e na Figura 100.

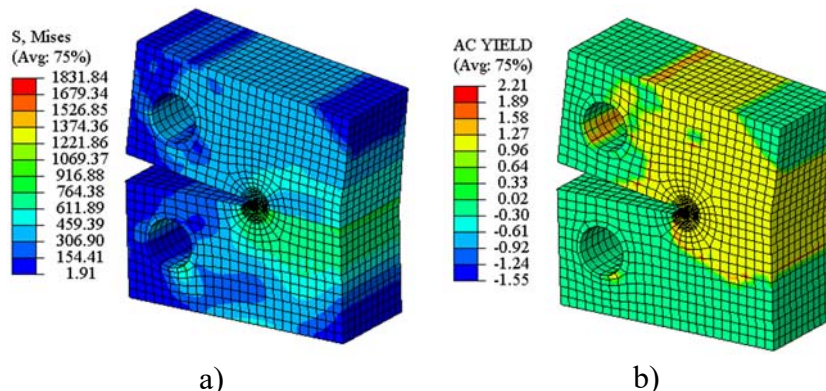


Figura 97 – Corpo de prova C(T) 3D bimetalico com carga máxima: a) distribuição de tensão de Von Mises; b) distribuição de deformação plástica.

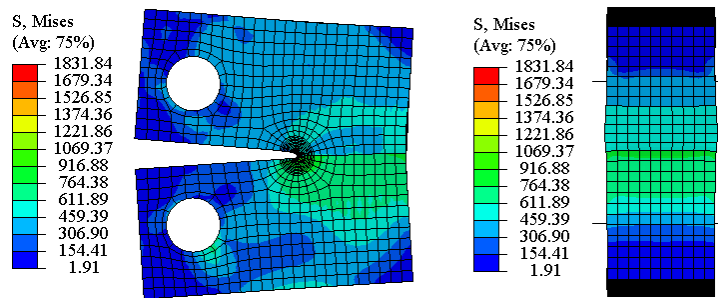


Figura 98 - Distribuição de tensão de Von Mises corpo de prova C(T) 3D bimetalício com carga máxima.

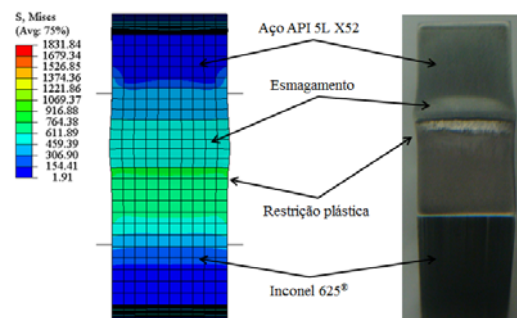


Figura 99 – Modelo representativo da restrição plástica presente no modelo.

Estes resultados mostram mudanças na orientação do centro de rotação dos corpos de prova C(T) bimetalício, provocadas por uma distribuição e carga transferida do revestimento para o substrato, conforme está destacado pela elipse em vermelho na Figura 100.

Como também abordado por JIANG *et al.* [25], esta distribuição irregular de tensão na ponta da trinca foi motivada pela dissimilaridade entre os materiais e deu origem ao aparecimento da tensão de cisalhamento na ponta da trinca.

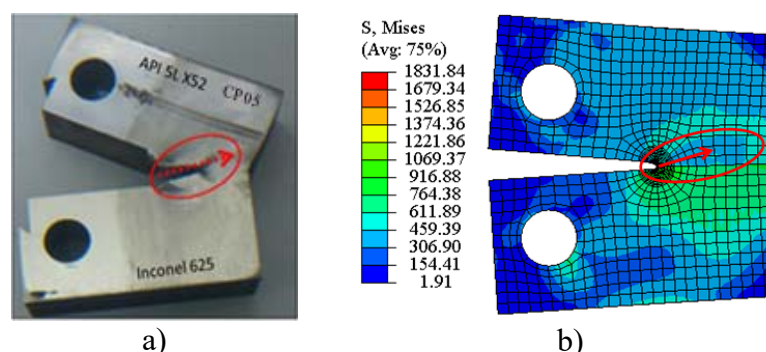


Figura 100 – Corpo de prova C(T) fraturado e modelado: a) região de fratura; b) centro de rotação deslocado.

Os resultados numéricos obtidos possibilitaram determinar o nível de tensão e deformação na ponta da trinca do corpo de prova compacto de tração quando submetido

à carga utilizada no ensaio experimental. Além disso, eles tornaram possível estimar o valor de K_I e da Integral J na interface metal de base/revestimento do corpo de prova, sendo possível, desse modo, verificar como as partes, isto é, cada material do corpo de prova C(T) se deformou durante o teste experimental.

6 CONCLUSÕES

A microestrutura da interface substrato-recobrimento foi considerada de boa qualidade por não apresentar defeitos macro e microestruturais, sem crescimento anormal dos grãos do substrato de aço API 5L X52 próximo à interface. Não ocorreu uma variação significativa no perfil de microdureza, tanto na interface quanto nas suas adjacências, sendo que os valores das propriedades mecânicas e os comportamentos mecânicos dos materiais utilizados não apresentaram inconsistências, estando de acordo com os reportados na literatura.

Os registros *P-CMOD* obtidos através do método das descargas parciais utilizados no teste de tenacidade à fratura apresentaram um comportamento elastoplástico que não apresentou nenhum tipo de instabilidade durante a abertura da boca do entalhe.

A diferença entre o comprimento de trinca medido e estimado pelo método da descarga parcial foi considerada pequena, mas, significativa, o que confere a este método uma boa aplicabilidade em temperatura ambiente para as condições em estudo.

Os valores de *CTOD* de carga máxima obtidos do registro (*P-CMOD*) e de iniciação obtidos através das curvas *CTOD-r* indicam que a região da interface apresenta excelente resistência à fratura e alta tenacidade em temperatura ambiente, sem que regiões de baixa tenacidade fossem detectadas.

As superfícies de fratura revelaram que as pré-trincas e as trajetórias das trincas durante o crescimento estável ocorreram no revestimento de Inconel 625 e outras na interface. Contudo, em ambos os casos, o crescimento preferencial ocorreu na interface. Portanto, confirmou-se que as curvas *CTOD-r* mais baixas estão associadas com o crescimento de trinca, preferencialmente, no revestimento e as curvas mais altas com o crescimento de trinca na interface.

Os resultados numéricos revelaram que independentemente da dissimilaridade de materiais causada para a região do aço API 5L X52, houve uma inclinação acentuada no campo de tensão, assim como ocorreu a deformação e o aparecimento de tensões cisalhantes na ponta da trinca. Tal fato proporcionou resultados de K_I e integral J significativos e próximos do real (diferença percentual pequena). Independentemente da distribuição de tensão existente nos corpos de prova, em alguns corpos de prova a trinca se propagou na interface, sem que houvesse desvio da mesma e assim foi possível medir a sua tenacidade à fratura.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para a realização de futuros trabalhos nesse segmento, sugere-se:

- Determinação experimental do CTOD e J de iniciação na interface substrato/ revestimento em uma superfície plana;
- Determinação experimental do CTOD e J de iniciação variando-se o aporte térmico de soldagem e correlação dos resultados com a formação microestrutural obtida;
- Determinação experimental da Integral J de iniciação abaixo e acima da temperatura ambiente;
- Análise mais fundamentada dos mecanismos de fratura na superfície da fratura na região de interface substrato/ revestimento de Inconel 625.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1]. JONES, B.L, JOHNSON, D.L, 1983, “The Metallurgical Design of Major Pipelines, Steel for Lines Pipe and Pipeline Fittings”, *The Metals Society*, v 13, n. 4 (May), pp. 14-22.
- [2]. PEREIRA, L. C, 1994, *Desenvolvimento e caracterização de Aços de Baixa Liga e Alta Resistência Destinado à Fabricação de Tubos API de Grau Superior*. Tese* de D.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [3]. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 2007, "Specification for line pipe ANSI/API specification 5L". 44 ed Chicago, USA.
- [4]. MANSOUR, D., DEMRI, B., BELKAID, S.,2015, “Corrosion Behaviour of API 5L X52 Carbon Steel Coated by Oxygen Plasma Discharge”, *Univers. J. Mater. Sci.* v. 3 (Jul), pp. 35-43.
- [5]. VARGAS-ARISTA, B., ROMERO, S., ANGELES-CHAVEZ, C., ALBITER, A., HALLEN, J. M., 2011. “Deterioration of the Corrosion Resistance of Welded Joints in API5L X52 Steel Isothermally Aged”, *Int. J. Electrochem. Sci.*, v. 6 (Feb), pp. 367-378.
- [6]. EL-REEDY, M. A., 2012, *Offshore Structures: Design, Construction and Maintenance*. 1 ed Massachusetts, Gulf Professional Publishing.
- [7]. SHANKAR, V., RAO, S.B., MANNAN, S.L., 2001, "Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 625 Superalloy”, *Journal of Nuclear Materials*, v.288, n. 2 (Feb), pp. 222-232.
- [8]. REED, R.C, 2006, *The Superalloys: Fundamentals and Applications*, 1 ed. Cambridge, Cambridge Univ. Press.
- [9]. BUTTING-Bimetal: Clad Pipes: Disponível em:< <http://www.butting.de/507.html>> Acessado em: 05 Jul/2015, 18h30min.
- [10]. VERDI, D., GARRIDO, M.A., MÚÑEZ, C.J., POZA, P., 2014, “Mechanical Properties of Inconel 625 Laser Cladded Coatings: Depth Sensing Indentation Analysis”, *Mater. Sci. Eng. A*, v. 598 (Mac), pp. 15–21.
- [11]. XU, G., KUTSUNA, M., LIU, Z., YAMADA, K., 2006, "Comparison Between Diode Laser and TIG Cladding of Co-base Alloys on the SUS403 Stainless Steel", *Surface & Coatings Technology*, v. 201, n. 3 (Oct), pp. 1138-1144.
- [12]. MACHADO, I., 1996, *Soldagem & Técnicas Conexas: Processos*. 1ed. Porto Alegre, editado pelo autor.

- [13]. ANDERSON, T.L., 1995, *Fracture mechanics: fundamentals and applications*. 2 ed. Florida, CRC Press, Inc.
- [14]. HERTZBERG, R.W, 1996, *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. 4 ed. Canada, John Wiley & Sons, Inc.
- [15]. KIM, Y.J., SCHWALBE, H., 2001, “On Sensitive of J Estimation to Material Stress-Strain Curves in Fracture Toughness Testing Using the Finite Element Method”, *Journal of Testing and Evaluation*, v. 29, n. 1 (Jan), pp. 18-30.
- [16]. WILLIAMS, M.L., 1959, “The Stress Around a Fault or Crack in Dissimilar Media”, *Bulletin of the Seismological Society of America*, v. 49, n. 2 (Sep) pp. 199-204.
- [17]. ERDOGAN, F., 1965, “Stress Distribution in Bonded Dissimilar Materials with Cracks”, *Journal of Applied Mechanics*, v. 32, n. 2 (Jun), pp. 403-410.
- [18]. RICE, J.R., SIH, G.C., 1965, “Plane Problems of Cracks in Dissimilar Media”, *Journal of Applied Mechanics*, v. 32, n. a (May), pp. 418-423.
- [19]. DUNDURS, J., 1969, “Edge-bonded Dissimilar Orthogonal Elastic Wedges”, *Journal of Applied Mechanics*, v. 36, n. 3 (Sep), pp. 650-652
- [20]. COMNINOU, M., 1977, “The Interface Crack”, *Journal of Applied Mechanics*, v. 44, n. 4 (Jul), pp. 631-636.
- [21]. RYBICKI, E.F. AND KANNINEN, M.F., 1977, “A Finite Element Calculation of Stress Intensity Factors by a Modified Crack Closure Integral”, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 9, n. 4 (Jan), pp. 931-938.
- [22]. KIKUCHI, M. SASAMOTO, H. “Study on the Fracture behavior of bi-material made of A508 steel and incoloy 825”, In: *Transaction of the 14th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology*, pp. 17-22, Lyon, Ago, 1997.
- [23]. HOMMA, Q.H. S., ILIYAS, M.H., ISMAIL, A.F., 2005, “The Effect of Material Property Gradient on the Fracture Toughness of a PMMA/PC Bimaterial with a Crack Normal to the Interface”, *Journal of Applied Sciences*, v. 5, n. 3 (Mar) pp. 476-481.
- [24]. RAO, N. V., REDDY, G. M, NAGARJUNA. S., 2011, “Weld Overlay Cladding of High Strength Low Alloy Steel with Austenitic Stainless Steel – Structure and Properties”, *Materials and Design*, v. 32, n. 4 (Abr), pp. 2496–2506.
- [25]. JIANG , F., ZHAO, K., SUN J., 2003, “Evaluation of Interfacial Crack Growth in Bimaterial Metallic Joints Loaded by Symmetric Three-Point Bending”,

- International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 80, n. 2 (Fev) pp. 129–137.
- [26]. MOTARJEMI, A.K., KOCAK, M., VENTZKE, V., 2002, “Mechanical and Fracture Characterization of a Bi-Material Steel Plate”, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, v. 79, n. 3 (Mar), pp. 181-191.
- [27]. PAPADOPOULOS, G.A., 2008, “Stress Analysis at a Bi-Material Interface Crack-tip”, *The Open Mechanical Engineering Journal*, v. 2, pp. 60-68.
- [28]. CHAN, S. K., TUBA, I. S., WILSON, W. K., 1970, “On The Finite Element Method in Linear Fracture Mechanics”, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 2, pp. 1-17.
- [29]. HENSHELL, R.D., SHAW, K.G., 1975, “Crack Tip Elements are Unnecessary”, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, v. 9, pp. 495-509.
- [30]. BARSOUM, R. S., 1977, “Triangular Quarter Point Elements as Elastic and Perfectly Plastic Crack tip Element”, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, v. 11, pp. 85-98.
- [31]. HELLEN, T. K., 1989, “Virtual Crack Extension Methods for Non-linear Materials”, *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, v. 28, pp. 929-942.
- [32]. SMITH, L. M., CELANT, M, 2000, *CAST Handbook: Cladding Technology*, 2 ed. Alberta, CASTI Publishing Inc.
- [33]. TELLES, P. C. S., 2001, *Tubulações Industriais: Materiais e Projetos*, 10 ed. São Paulo, LTC.
- [34]. TELLES, P. C. S., 2003, *Materiais para Equipamentos de Processos*, 6 ed. Rio de Janeiro, Interciência.
- [35]. GODEFROID, L.B., LOPES, J.A.M., AL-RUBAIE, K.S., 2004, “Tenacidade à Fratura e Propagação de Trinca de Fadiga de uma Superliga INCONEL 600”, *Revista Matéria*, v. 9, n. 4, pp. 315 – 324.
- [36]. AWS WHB-290: “Standard for Explosion welding”, American Welding Society, Washington, USA, 2001.
- [37]. KAÇAR, R., ACARER, M., 2003, “Microstructure–Property Relationship in Explosively Welded Duplex Stainless Steel–Steel”, *Materials Science and Engineering*, v.363 n. 1 (Apr), pp.290–296.
- [38]. XU, G., Kutsuna, M., Liu, Z., Yamada, K., 2006, “Comparison Between Diode Laser and TIG Cladding of Co-Based Alloys on the SUS403 Stainless Steel”, *Surface & Coatings Technology*, v. 201, pp. 1138–1144.
- [39]. Bortech BoreWelder [S1]: Página Virtual: Acessado em: <<http://www.bortech.com/hepv.asp>>. 09/01/2012, 18:30:04.

- [40]. OFFSHORE-EUROPE: CNC Machining Facility, 2012, acessado em: <http://www.offshore-europe.co.uk/en/Exhibitors/128448/QA-Weld-Tech-Ltd/Products/625766/CNC-Machining-Facility>. 09/01/2012 às 18:30:04.
- [41]. ASTM A265: “Standard Specification for Nickel and Nickel-Base Alloy-Clad Steel Plate”, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2012.
- [42]. MEI, P. R., SILVA, A. L. V. C, 2010, *Aços e Ligas Especiais*. 3 ed São Paulo, Editora Blucher.
- [43]. HIPPERT JR., E., 2004, *Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência $J-\Delta a$ para previsão de colapso em dutos*. Tese D.Sc., Escola Politécnica/USP, São Paulo, SP, Brasil
- [44]. SHIGA, C., KAMADA, A., HATOMURA, T., HIROSE, K., KUDOH, J., SEKINE, T., 1981, *Development of Large Diameter High Strength Line Pipes for Low Temperature Services*. In: Report, n. 4, Kawasaki Steel Technical.
- [45]. FREIRE, J. L. F, 2009, *Engenharia de Dutos*, 1 ed. São Paulo, ABCM.
- [46]. SHIGA, C., KAMADA, A., HATOMURA, T., HIROSE, K., KUDOH, J., SEKINE, T., "Development of large diameter High Strength Line pipe Low Temperature Service", Kawasaki Steel Technical Report, n.4, Dec. 1981.
- [47]. PICKERING, F.B., 1978, *Physical Metallurgy and Design of Steel*, 1 ed. London, Applied Science Publishers LTD.
- [48]. PROCESSO DE FABRICAÇÃO: SAW Longitudinal. TenarisConfab. Disponível em: <http://www.tenaris.com/tenarisconfab/pt/prodser/linepipe.aspx>. Acessado em: 28 Jan/2011.
- [49]. DHUA, S. K., MUKERJEE, D., SARMA, D. S., 2002 "Weldability and Microstructural Aspects of Shielded Metal Arc Welded HSLA-100 Steel Plates", *ISIJ International*, v. 42, n. 3, pp. 290-298.
- [50]. GRAY, J. M., PONTEMOLI, M., 1987 "Metallurgical Options for API Grade X 70 and X 80 Linepipe", *International Conference Pipe Technology*, Rome, Italy.
- [51]. MALCOLN, J.G., 2007, *A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels*. Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração. (Relatório Técnico).
- [52]. BILLINGHAM, J., SHARP, J. V., KILGALLON, P. J., 2003, *Review of Performance of High Strength Steels Used Offshore*. In: Report, School of Industrial and Manufacturing Science, Cranfield University.

- [53]. CARON, P., KHAN, T., 1999, "Evolution of Ni-based superalloys for single crystal gas turbine blade applications", *Aerospace Science and Technology*, v. 3, pp.513-523.
- [54]. AZADIAN, S., WEI, L.Y., WARREN, R., 2004, "Delta phase precipitation in Inconel 718", *Materials Characterization*, v. 53, pp.7-16.
- [55]. VALLE, L. C. M., 2010, *Efeitos da solubilização e do envelhecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas da superliga Inconel 718*. Dissertação* Msc., UFRJ/COPPE, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.
- [56]. PÉREZ, G. J., 2005, *Aracena, Caracterização das fases presentes em depósito de níquel Er-NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo*. Dissertação MSc. Engenharia e Ciência de Materiais/UFC, Fortaleza, CE, Brasil.
- [57]. KEJELIN, N. Z., 2006, *Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares*. Dissertação de MSc. Engenharia e de Materiais/ UFSC, Florianópolis, SC, Brasil.
- [58]. GUO, Q., LI, D., PENG, H., GUO, S., HU, J., DU, P., 2012, "Nucleation mechanisms of dynamic recrystallization in Inconel 625 Superalloy Deformed with different strain rates", *Rare Metals*, v. 31, n. 3 (May), pp. 215-220.
- [59]. Handbook Committee, David L.O., 1993, *ASM Handbook: Welding Brazing and Soldering*. v. 6, 10 ed. California, American Society of Metals.
- [60]. GOULD, E.K, 2010, *Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low Steels*, Ph. D. dissertation, The Ohio State University, Ohio, USA.
- [61]. BUSSO, S.J, 1999, *Estudos Microestruturais e por Microanálise para Identificação dos Precipitados Presentes em Amostras da Liga de Níquel 600 Nacional após Processo de Soldagem*. Tese de D.Sc., IPEN/USP, São Paulo, SP, Brasil.
- [62]. NOECKER, L. F., DUPONT, J. N., 2009, "Metallurgical Investigation Into Ductility Dip Cracking in Ni-Based Alloys: Part II", *Welding Journal*, v. 88, n. 3, pp. 62-77
- [63]. ROCHA, J.A.L, 2010, *Termodinâmica da Fratura: Uma Nova Abordagem do Problema da Fratura nos Sólidos*, 1 ed. Salvador, EDFBA.
- [64]. HERTZBERG, R.W, 1996, *Deformation and Fracture Mechanics of Engeneering Materiaisl*. 4 ed. Canada, John Wiley & Sons, Inc.

- [65]. BORESI, A., SCHMIDT, R. J., 2003, *Advanced Mechanics of Materials*. 6 ed. New York, John Wiley & Sons.
- [66]. GRANDT JR., A.F, 2004, *Fundamentals of Structural Integrity: Damage Tolerant Design and Nondestructive Evaluation*. 1 ed. New Jersey, John Wiley & Sons Inc.
- [67]. JANSSEN, M., ZUIDEMA, J., WANHILL, R., 2006, *Fracture Mechanics*. 2 ed. New York, Spon Press.
- [68]. ASTM E1823: Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing, Philadelphia, 2002.
- [69]. WESTERGAARD, H. M., 1930, "Bearing pressures and cracks transactions", *Am. Soc. Mech. Engrs. Journal of Applied Mechanics*, v. 5, pp. 49, 1939.
- [70]. FUCHS, H. O., STEPHENS, R. I., 200, *Metal Fatigue in Engineering*. 2 ed. New York, John Wiley.
- [71]. ASTM E399: "Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials", American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2008.
- [72]. ASTM E1820 - 11: "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2011.
- [73]. BS 7448 - Part 1: "Standard for Fracture Mechanics Toughness Tests – Method for Determination of K_{IC} , Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials", British Standards Institution, London, 1991.
- [74]. ASTM E 1290: "Standard test method for crack-tip opening displacement (CTOD)", American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2002.
- [75]. KUMAR, P., 2009, *Elements of Fracture Mechanics*. 1 ed. India, McGraw Hill.
- [76]. FRANCISCO, J.C.S, 2009, *Avaliação da tenacidade à fratura de aços API 5L X70 utilizado na fabricação de dutos transportadores de gás e petróleo*. Dissertação de M.Sc., EESC/USP, São Carlos, SP, Brasil.
- [77]. CLARK, G. A., 1991, "Single Specimen Test for J_{IC} Determination Revisited Fracture Mechanics", *In: Fracture Mechanics, ASTM STP 743*, pp. 553-575.
- [78]. CHAM, S. K., TUBA, I. S., WILSON, W. K., 1970, "On the Finite Element Method in Linear Fracture Mechanics", *Engng. Fracture Mechanics*, v. 2, pp. 1-17.
- [79]. ZIENKIEWICZ, O.C., TAYLOR, R.L., 2000, *The Finite Element Method*. 5 ed. London, McGraw-hill.

- [80]. SHIH, C. F., MOURAN, B., NAKAMURA, T., 1986, "Energy release rate a three-dimensional crack front in a thermally stresses body", *International Journal of Fracture*, v. 30, pp. 79-102.
- [81]. HENSHELL, R. D., SHAW, K. G., 1975, "Crack tip elements are unnecessary", *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, v. 9, pp. 495-509.
- [82]. BARSOUM, R. S., 1977, "Triangular Quarter Point Elements as Elastic and Perfectly Plastic Crack tip Element", *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, v. 11, pp. 85-98.
- [83]. SILVEIRA, V.A.F, 1997, *Simulação da Propagação de Trincas Bidimensioanis em Problemas de Mecânica da Fratura Linear Elástica através do Método de Elementos Finitos*. Dissertação M.Sc., FEM/UNICAMP, Campinas, SP, Brasil.
- [84]. RYBICKI, E. F., KANNINEN, M. F., 1977, "Finite Element Calculation of Stress Intensity Factot by a Modifield Crack Clousure Integral", *Engng Fracture Mechanics*, v. 9, pp. 931-938.
- [85]. RAJU, I. S., 1987, "Calculation of Strain-Energy Release Rate with Higher order and singular Finite Element", *Engeng Fracture Mechanics*, v. 28, pp. 251-274.
- [86]. NIKISHKOV, G.P., ATLURI, S.N., 1987, "Calculation of fracture mechanics parameters for an arbitrary three-dimensional crack by the equivalent domain integral method", *Int. J. Numer. Methods Eng.*, v. 24, pp. 1801-1821.
- [87]. DONACHIE, M.J., DONACHIE, S.J., 2002, *Superalloys: A Technical Guide*, 2 Ed. Ohayo, Materials Park, ASM International.
- [88]. ASTM E3: "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens", American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, 2011.
- [89]. ASTM E18: "Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials", American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, 2003.
- [90]. ASTM E8/E8M: "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, 2009.
- [91]. ASTM E45: "Standard Test Methods for Determining the Inclusion Content of Steel", American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, 2011.
- [92]. FENSKE, J.A., 2011, *Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments*. Ph.D. dissertation, University of Illinois at Urbana-Champaign, Springfield, Illinois, USA.

- [93]. CANTARIN, T.N., 2011, *Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do Aço AISI 8630 Modificado Revestido com a Liga de Níquel 625 por Soldagem GTAW*. Dissertação M.Sc., IPEN/USP São Paulo, SP, Brasil.
- [94]. KEJELIN, N. Z., 2006, *Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares*. Dissertação de MSc. Engenharia e de Materiais/ UFSC, Florianópolis, SC, Brasil.
- [95]. GOULD, E.K, 2010, *Development of Constitution Diagram for Dissimilar Metal Welds in Nickel Alloys and Carbon and Low Steels*, Ph. D. dissertation, The Ohio State University, Ohio, USA.
- [96]. KOU, S., YANG, Y. K., 2007, "Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds". WELDING JOURNAL-NEW YORK, v. 86, n. 10 (Oct), pp. 303-312.
- [97]. SILVA, C.C., AFONSO, C.R.M., RAMIREZ, A.J., MOTTA, M.F., MIRANDA, H.C., FARIAS, J.P., 2012, "Aspectos Metalúrgicos de Revestimentos Dissimilares com a Superliga à Base de Níquel Inconel 625", *Soldagem & Inspeção*, v. 17, n. 3 (Sep), pp. 251-63.
- [98]. SONG, K.H., NAKATA, K., 2009, "Mechanical Properties of Friction-Stir-Welded Inconel 625 Alloy", *Materials Transactions*, v. 50, n. 10 (Sep), pp. 2498-2501.
- [99]. ALHUSSEIN, A., CAPELLE, J., GILGERT, J., DOMINIAC, S., AZARI, Z., 2011, "Influence of sandblasting and hydrogen on tensile and fatigue properties of pipeline API 5L X52 steel", *International journal of hydrogen energy*, v. 36, n. 3 (Feb), pp. 2291-2301.
- [100]. YENI, C., KOCAK, M., 2006, "Fracture Toughness Analysis of Laser-Beam-Welded Superalloys Inconel 718 and 625". *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v. 29, n. 7(Jul), pp.546-557.
- [101]. BERTOLINO, G., MEYER, G., IPIÑA, J.P., 2002, "Degradation of the Mechanical Properties of Zircaloy-4 Due to Hydrogen Embrittlement", *Journal of Alloys and Compounds*, v.330-332, n. 0 (Jan), pp. 408-413.
- [102]. UNDERWOOD, J. H., TROIANO, E. J., Abbott, R. T.,1994, "Simpler J_{IC} Test and Data Analysis Procedures for High-Strength Steels", *American Society for Testing and Materials, ASTM STP 1207*, v. 24, Philadelphia, pp. 410-421.
- [103]. SEOK, C.S., 2000, "Correction Methods of an Apparent Negative Crack Growth Phenomenon", *International Journal of Fracture*, v. 102, n.3(Apr), pp. 259-269.

- [104]. KALYANAM, S., BEAUDOIN, A.J., DODDS, R.H., BARLAT, F., 2009, "Delamination Cracking in Advanced Aluminum–Lithium Alloys–Experimental and Computational Studies", *Engineering Fracture Mechanics*, v. 76, n. 14(Sep), pp. 2174-2191.
- [105]. SASIKALA, G., RAY, S.K., 2011, "Influence of Ageing on the Quasistatic Fracture Toughness of an SS 316 (N) Weld at Ambient and Elevated Temperatures", *Journal of Nuclear Materials*, v. 408, n. 1 (Jan), pp. 45-53.
- [106]. VOSS, B., MAYVILLE, R.A, 1985, "The Use of the Partial Unloading Compliance Method for the Determination of J-R Curve and J_{IC} . Elastic-Plastic Fracture Test Methods, ASTM STP 856. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, v. 856, pp. 117–130.
- [107]. ROSENTHAL, Y.A, TOBLER, R.L, PURTSCHER, P.T., 1990, " J_{IC} Data Analysis Methods with a Negative Crack Growth Correction Procedure", *JTEVA*, v. 18, n. 4 (Jul), pp. 301–304.
- [108]. BELOW, A.Y., 2012, *Applied Fracture Mechanics*, 1 ed. Rijeka, Editado por Alexander Belov.
- [109]. ABAQUS. Standard version 6.13. User's manual, v. I, 2013.