

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

POLLIANA ALEXANDRE SOARES

**DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DO
AÇO API X65 UTILIZADO EM TUBOS NA INDÚSTRIA
DO PETRÓLEO E GÁS**

VITÓRIA
2011

POLLIANA ALEXANDRE SOARES

**DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DO
AÇO API X65 UTILIZADO EM TUBOS NA INDÚSTRIA
DO PETRÓLEO E GÁS**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo.

VITÓRIA, DEZEMBRO DE 2011.

POLLIANA ALEXANDRE SOARES

DETERMINAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DO AÇO API X65 UTILIZADO EM TUBOS NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO E GÁS

COMISSÃO EXAMINADORA

Prof. Dr. Marcelo Camargo Severo de Macêdo. – Orientador

Universidade Federal do Espírito Santo

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker. – Examinador Externo

Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr. Cherlio Scandian – Examinador Interno

Universidade Federal do Espírito Santo

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Centro Tecnológico da Universidade Federal do Espírito Santo, como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Vitória (ES), 27 de dezembro de 2011.

A Deus, que esteve comigo em todas as horas, que por sua infinita graça enriqueceu a minha mente, permitindo chegar até aqui. Aos meus pais pelo esforço, dedicação e amor; a minha vitória cabe a vocês. Obrigada por contribuírem com o meu êxito, incentivando sempre a prosseguir.

AGRADECIMENTOS

A ANP (PRH-29) pela sessão da bolsa de IC a mim concedida.

Ao laboratório de TRICORRMAT da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES), onde foi realizado o trabalho.

Ao engenheiro de laboratório Leandro Pereira Costa que era da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) do Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF), no início do desenvolvimento do trabalho.

Ao aluno de graduação em Engenharia Metalúrgica Jefferson Haag da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pela realização dos ensaios.

Ao aluno de graduação em Engenharia de Materiais Silvano Vieira do Santos da Universidade Federal de Sergipe (UFS) pela realização dos ensaios.

A minha amiga Camila Zangerolame Santos aluna de mestrado da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES) pelo apoio na formatação do trabalho.

Ao Luiz Rafael aluno de mestrado da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES) pelo apoio no microscópio óptico e realização dos ensaios de dureza.

Ao Abraão e o Leandro alunos de graduação da Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo (UFES), monitores do laboratório de TRICORRMAT, pelo lixamento, polimento e ataque das amostras.

Ao professor Flávio Antônio de Moraes Pinto do Instituto Federal do Espírito Santo (IFES) pelo embutimento das amostras.

Ao Professor Cherlio Scandian pelo apoio e paciência ao longo do desenvolvimento deste trabalho.

Ao Professor Telmo Roberto Strohaecker da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS) pela realização dos ensaios.

Ao meu orientador Professor Marcelo Camargo Severo de Macêdo pela ajuda, compreensão, paciência e orientação ao longo do desenvolvimento deste trabalho.

Aleluia!
Rendei graças ao Senhor, porque ele é bom;
porque sua misericórdia dura para sempre.

Salmos 106:1

RESUMO

Este trabalho foi desenvolvido com o intuito de determinar a tenacidade à fratura em estruturas contendo trincas em suas juntas soldadas. O material ensaiado foi o aço API X65 que é usado em tubos na indústria de produção de petróleo e gás, por exemplo. O tubo tem diâmetro de 20 polegadas com espessura de 6,8 mm. Foram estudadas duas condições diferentes: materiais “metal base” e “metal soldado” e, para cada condição, foram ensaiados nove e oito corpos de prova, respectivamente. O processo de soldagem utilizado foi a soldagem por resistência elétrica (Electric Resistance Welding - ERW). Os corpos de prova foram confeccionados segundo a norma ASTM E 1820 – 01 e o critério da mecânica da fratura empregado foi o da Curva de Resistência (Curva R), que fornece o tamanho e a abertura máxima da trinca sem que ocorra a ruptura do material. A tenacidade à fratura foi verificada e o metal base e metal soldado apresentaram os mesmos valores desta propriedade. Através de microscopia eletrônica de varredura (MEV), pode-se notar que a fratura é dúctil e apresenta microcavidades (dimples) e inclusões. Na microscopia óptica, vê-se que o aço API X65 no metal base possui uma estrutura perlítica-ferrítica com grãos refinados e no metal soldado aumenta-se o tamanho dos grãos.

Palavras-chave: Aço tubo API X65; Curva R; Tenacidade à Fratura; Soldagem por Resistência Elétrica.

ABSTRACT

This work was developed in order to determine the fracture toughness in structures containing cracks in its welds. The material tested was the API X65 steel tubes which is used in industry for the production of oil and gas, for example. The tube has a diameter of 20 inches with a thickness of 6.8 mm. We studied two different conditions: material "base metal" and "weld metal", and for each condition were tested nine and eight specimens, respectively. The welding process used was the Electrical Resistance Welding (ERW). The specimens were prepared according to ASTM E 1820-01 and the criterion of fracture mechanics was employed Resistance Curve (R Curve), which provides maximum aperture size and the crack occurs without rupture of the material. The fracture toughness was observed and the base metal and weld metal showed the same values of this property. Through scanning electron microscopy (SEM), it may be noted that the fracture is ductile and has wells (dimples) and inclusions. Under optical microscopy, it is seen that the steel API X65 in the base metal has a perlitic-ferritic structure with fine grains in the weld metal and increases the grain size.

Keywords: API X65 pipeline steel; R curve, Fracture Toughness, Electric Resistance Welding.

NOMENCLATURA

Símbolos Romanos

a	Comprimento de uma trinca superficial ou metade de uma trinca interna
a_o	Comprimento de uma trinca inicial
\bar{a}_m	Tamanho crítico de trinca vazante
B	Espessura do corpo de prova
C_1	Fator geométrico
E	Módulo de elasticidade
G	Força para a propagação da trinca
G_C	Força no momento da ruptura
J	Integral J
K	Fator de intensidade de tensão
K_I	Fator de intensidade de tensão segundo o modo I de abertura de trinca
K_{IC}	Tenacidade à fratura segundo o modo I de abertura de trinca
K_C	Fator intensidade de tensões crítico
P_m	Carga máxima suportada pelo material
P_Q	Carga aplicada no ensaio
r	Coordenada
r_p	Raio da zona plástica

T	Vetor normal a Γ orientado para fora
U	Energia de deformação acumulada no corpo
u	Deslocamento na direção x
v_{pl}	Componente plástica de deslocamento medida em clip gage no ponto de determinação da curva de deslocamento, v_c , v_u ou v_m .
W	Largura do corpo de prova
W	Energia de deformação por unidade de volume
W_s	Energia de superfície
w_f	Energia de fratura
y	Direção normal a linha da trinca
z	altura do suporte de fixação do Clip-in Displacement Gage.

Símbolos Gregos

α	Fator numérico
γ_p	Energia de deformação plástica
γ_s	Energia superficial
δ	Tamanho da abertura da trinca
δ_C	COD crítico do material
ε	Deformação

ε_{LE}	Deformação no limite de escoamento
ϕ	COD adimensional
Γ	Contorno de orientação anti-horária
θ	Coordenada
ρ	Raio de curvatura da extremidade da trinca
σ	Tensão uniforme aplicada
σ_e	Tensão de escoamento
σ_{LE}	Limite de escoamento do material
σ_{xx}	Tensão aplicada na extremidade de um defeito na coordenada x
σ_{yy}	Tensão aplicada na extremidade de um defeito na coordenada y
σ_y	Tensão de escoamento média
σ_{YS}	Tensão de escoamento
τ_{xy}	Cisalhamento aplicado na extremidade de um defeito
ν	Coeficiente de Poisson

ABREVIATURAS

API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
BCS	Bilby, Cottrel e Swinden
COD	Crack opening displacement
CTOD	Crack tip opening displacement
DCB	Double cantilever beam
ERW	Electric Resistance Welding
FW	Flash Welding
HFRW	High Frequency Resistance Welding
MB	Metal base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEP	Mecânica da fratura elasto plástica
MFLE	Mecânica da fratura linear elástica
MS	Metal soldado
RPW	Projection Welding
RSEW	Resistance Seam Welding
RSW	Resistance Spot Welding
UW	Upset Welding
ZTA	Zona termicamente afetada

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Alguns processos de soldagem por resistência (esquemáticos). Soldagem por (a) pontos, (b) costura, (c) projeção, (d) topo a topo por resistência, (e) topo a topo por centelhamento e (f) alta frequência. ^[4]	21
Figura 2.2 – Evolução do projeto estrutural. ^[8]	25
Figura 2.3 – Modelo da trinca de Griffith. ^[11]	28
Figura 2.4 – Modos básicos de carregamento de trincas. ^[12]	30
Figura 2.5 – Concentração de tensão na ponta da trinca. ^[11]	31
Figura 2.6 – Distribuição de tensões nas vizinhanças da trinca de um material elastoplástico. Tensão plana. ^[14]	33
Figura 2.7 – Modos de fratura e valores correspondentes da tenacidade em função da espessura da amostra. ^[14]	34
Figura 2.8 – Abertura na ponta da trinca.	36
Figura 2.9 – Diagramas esquemáticos de força motriz/curva R. ^[11]	40
Figura 2.10 – Material elasto-plástico com deformação plástica na ponta da trinca. ^[11]	41
Figura 3.1 – Medidas recomendadas pela norma ASTM para o corpo de prova. ^[16]	42
Figura 3.2 – Medidas do corpo de prova.	42
Figura 3.3 – Corpo de prova.	43
Figura 3.4 – Dispositivo Clip-in Displacement Gage que mede a abertura de trinca. ^[16]	43
Figura 3.5 – Ensaio sendo realizado a três pontos.	44
Figura 3.6 – Corpo de prova antes da ruptura total.	44
Figura 3.7 – Imagens obtidas em microscópio estereoscópico de corpos de prova fraturados com aumento de 12x: (a) MB-6 e (b) MS-8.	45
Figura 3.8 – Projetor de Perfis.	45
Figura 3.9 – Tamanho de a_o . ^[16]	46
Figura 3.10 – Curva R. ^[16]	47
Figura 3.11 – Direção do corpo de prova e posicionamento do entalhe em relação à solda. ^[13]	49
Figura 4.1 – Perfil de microdureza Vickers (HV_{100}) do aço API X65.	50
Figura 4.2 – Diagrama das posições das regiões.	50
Figura 4.3 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-1.	51
Figura 4.4 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MS-1.	51
Figura 4.5 – Gráfico da Tenacidade à Fratura do metal base e metal soldado.	53
Figura 4.6 – Curva-R do metal base.	54
Figura 4.7 – Curva-R do metal soldado.	54
Figura 4.8 – Metalografia da solda elétrica do aço tubo API X65.	55
Figura 4.9 – Micrografia óptica do aço API X65 aumento de 1000x: (a) metal base, (b) zona termicamente afetada (ZTA) mais próxima do metal base, (c) zona termicamente afetada mais próxima da zona fundida e (d) linha de solda.	56
Figura 4.10 – Micrografia via MEV da microestrutura do aço: (a) metal base e (b) metal soldado.	57
Figura 4.11 – Fotomicrografia via MEV da região de fratura do corpo de prova MB-6.	58
Figura 4.12 – Micrografia via MEV na região de fratura do corpo de prova (a) MB-4 mais tenaz e (b) MB-6 menos tenaz.	59
Figura 4.13 – Fotomicrografia via MEV na região de fratura do corpo de prova (a) MS-8 mais tenaz e (b) MS-1 menos tenaz.	60

<i>Figura A.1 – Gráfico da carga máxima suportada pelo corpo de prova.....</i>	<i>68</i>
<i>Figura B.1 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-2.</i>	<i>70</i>
<i>Figura B.2 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-3.</i>	<i>71</i>
<i>Figura B.3 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-4.</i>	<i>71</i>
<i>Figura B.4 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-6.</i>	<i>72</i>
<i>Figura B.5 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-7.</i>	<i>72</i>
<i>Figura B.6 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-8.</i>	<i>73</i>
<i>Figura B.7 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-9.</i>	<i>73</i>
<i>Figura B.8 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MS-4.</i>	<i>74</i>
<i>Figura B.9 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MS-6.</i>	<i>74</i>
<i>Figura B.10 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MS-7.....</i>	<i>75</i>
<i>Figura B.11 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MS-8.....</i>	<i>75</i>
<i>Figura C.1 – Micrografia óptica dos corpos de prova na região da trinca do metal soldado aumento de 1000x, nas amostras: (a) MS-1, (b) MS-4, (c) MS-6, (d) MS-7 e (e) MS-8.....</i>	<i>76</i>

LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 3.1 – Composição química do aço API X65, % em massa</i>	48
<i>Tabela 4.1 – Valores de COD para “metal base”</i>	52
<i>Tabela 4.2 – Valores de COD para “metal soldado”</i>	52
<i>Tabela A.1 – Medidas de a_o do “metal base”</i>	65
<i>Tabela A.2 – Medidas de a_o do “metal soldado”</i>	65
<i>Tabela A.3 – Medidas de a do “metal base”</i>	65
<i>Tabela A.4 – Medidas de a do “metal soldado”</i>	66
<i>Tabela A.5 – Cargas aplicadas nos ensaios</i>	66
<i>Tabela A.6 – Dados obtidos nos ensaios</i>	67
<i>Tabela A.7 – Valores obtidos dos cálculos para “metal base”</i>	67
<i>Tabela A.8 – Valores obtidos dos cálculos para “metal soldado”</i>	68
<i>Tabela A.9 – Valores de Tenacidade à Fratura para “metal base”</i>	69
<i>Tabela A.10 – Valores de Tenacidade à Fratura para “metal soldado”</i>	69

SUMÁRIO

1 – INTRODUÇÃO	17
2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
2.1 – AÇOS API 5L.....	19
2.2 – SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA^[4]	20
2.2.1 – TÉCNICA OPERATÓRIA ^[4]	23
2.2.2 – VANTAGENS DA SOLDA POR RESISTÊNCIA ^[5]	24
2.2.3 – DESVANTAGENS DA SOLDA POR RESISTÊNCIA ^[5]	24
2.2.4 – APLICAÇÕES INDUSTRIAIS ^[4]	24
2.3 – MECÂNICA DA FRATURA	25
2.3.1 – PERSPECTIVA HISTÓRICA ^[6]	25
2.3.2 – TEORIA DE GRIFFITH ^[10]	27
2.3.3 – ANÁLISE DE TENSÕES EM TRINCAS ^[12]	30
2.3.4 – MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA ^[12,13]	30
2.3.4.1 – Limitação da Mecânica da Fratura Linear Elástica ^[14]	32
2.3.5 – MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA ^[13]	34
2.3.5.1 – Método da Abertura Crítica de Trinca (“Crack Opening Displacement” – COD) ^[13]	34
2.3.5.1.1 – Valores Críticos de Abertura de Trinca (δ_c) ^[13]	36
2.3.5.1.2 – Curvas de Projeto ^[13]	37
2.3.6 – INTEGRAL J ^[8]	38
2.3.7 – CURVA R ^[11]	39
2.3.7.1 – Razões para a Forma da Curva R ^[11]	40
3 – METODOLOGIA	42
3.1 – MÉTODOS UTILIZADOS.....	42
3.2 – MATERIAL UTILIZADO.....	48
4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES	50
4.1 – PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	50
4.2 – ASPECTOS MICROESTRUTURAIS DA FRATURA.....	55
5 – CONCLUSÕES	61
6 – SUGESTÕES	62

7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	63
ANEXO A – DADOS DOS ENSAIOS.....	65
ANEXO B – GRÁFICO DE COD X FORÇA.....	70
ANEXO C – MICROGRAFIA NA REGIÃO DA TRINCA DOS CORPOS DE PROVA DO METAL SOLDADO.....	76

1 - INTRODUÇÃO

O transporte de petróleo, gás natural e seus derivados, por meio de tubos, apresentam-se como uma alternativa atraente. Contudo, tubos instalados em terrenos geologicamente instáveis podem estar sujeitos à ocorrência de danos e, no caso extremo, ao colapso dos mesmos. Devido a isso, cada vez mais nas indústrias o requisito de segurança e integridade dos tubos é importante.

As estruturas (tubos) empregadas na indústria do petróleo advêm de processo de soldagem, onde é possível encontrar defeitos pré-existentes. Uma maneira de garantir a integridade dessas juntas é através da Mecânica da Fratura, que estuda “analiticamente” a fratura, e a possibilidade de ocorrência desta, em corpos submetidos a carregamentos diversos e contendo defeitos (trincas), levando em conta, as propriedades dos materiais.

Em serviço é comum a ocorrência de trincas junto a regiões de altas tensões como filetes, rasgos de chaveta, reduções bruscas de seção, regiões de solda e outras descontinuidades. Os defeitos tipo trinca mais comuns são: trincas de solidificação; trincas de hidrogênio em soldas; decoação lamelar e trincas nucleadas em serviço por fadiga ou corrosão sob tensão.

Um processo muito empregado em tubos é o de soldagem por resistência, sendo interessante verificar a tenacidade à fratura nessas juntas soldadas. Por isso, emprega-se a Mecânica da Fratura cujo objetivo é a de determinar se um defeito tipo trinca irá ou não levar o componente a fratura catastrófica para tensões normais de serviço permitindo, ainda, determinar o grau de segurança efetivo de um componente trincado. O grande mérito da Mecânica da Fratura é a de possibilitar ao projetista utilizar valores quantitativos de tenacidade do material permitindo projetos que aliem segurança e viabilidade econômica. A mecânica da fratura quando aplicada à fadiga e a corrosão sob tensão permite a operação segura de componentes com defeitos prévios e/ou trincas nucleadas em serviço.

Uma forma de prevenir a fratura é fazer com que a resistência não caia abaixo de determinado limite. Isto significa que deve ser evitado que as trincas atinjam tamanhos críticos. São apresentados, assim, dois problemas a serem resolvidos: calcular o tamanho de defeitos admissíveis (deve-se determinar como o tamanho da trinca afeta a resistência global) e calcular o tempo de operação em segurança (definição do tempo necessário para uma determinada trinca alcançar o tamanho crítico).

O objetivo deste trabalho é a determinação da tenacidade à fratura de juntas soldadas do aço API X65 utilizado em tubos na indústria do petróleo, especialmente na produção de petróleo. Na indústria do petróleo, tanto no que tange à extração como no refino, empregam-se tubos de transporte de petróleo e gás que, por razões de construção-montagem ou razões de serviços (corrosão sob tensão, fadiga, fluência), contêm trincas. Uma maneira elegante e racional de tratar essas trincas, quanto à integridade das estruturas, é através dos critérios de falha pertinentes à mecânica da fratura, que neste trabalho foi utilizado a Curva R.

Uma estrutura contendo trinca nas juntas soldadas se rompe, poderá ter prejuízos humanos e ambientais. Visto isto, torna-se importante a utilização desses critérios para atestar a confiabilidade das estruturas na indústria do petróleo. A tenacidade à fratura foi verificada e os metais base e soldado apresentaram valores bem próximos desta propriedade.

No capítulo 2 apresenta-se a revisão bibliográfica dos importantes conceitos empregados neste trabalho. No capítulo 3 descreve-se a metodologia empregada. No capítulo 4, são apresentados os resultados e discussões sobre os mesmos. No capítulo 5 têm-se as conclusões deste estudo. Finalmente são explanadas as sugestões para trabalhos futuros.

2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – AÇOS API 5L

Com o crescimento mundial do consumo de energia, novas fontes de óleo e gás passaram a ser exploradas, principalmente em regiões remotas e com condições climáticas adversas. A necessidade de se transportar economicamente quantidades crescentes destes recursos tornou comum a utilização de dutos de grandes diâmetros e espessuras de paredes grossas, operando sob altas pressões. Isto levou a um aumento na demanda por aços estruturais de alta resistência e boa tenacidade em baixas temperaturas, tais como os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL). Estes materiais são aços microligados que apresentam (em sua forma original mais simples) microestrutura típica de ferrita-perlita. Sua composição química é similar à de um aço baixo carbono, mas com microadições de elementos de liga de aproximadamente 0,1% Nb, Ti ou V para garantir propriedades mecânicas superiores [1].

Na fabricação de aços para gasodutos, são empregados modernos processos de produção para que as propriedades mecânicas sejam adequadas à norma API 5L. Os aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) são muito utilizados nos sistemas de transporte de gás natural e petróleo, pois aliam resistência e boa tenacidade em baixas temperaturas [2].

O aumento da resistência destes aços proporcionou o menor consumo de material permitindo também o transporte de gás a maiores pressões. Estes aços compreendem um específico grupo, especialmente, desenvolvidos para dar maiores propriedades mecânicas do que é convencional na obtenção dos aços carbono [3].

Tubos utilizados na indústria do petróleo são geralmente classificados segundo a API (American Petroleum Institute) em função de sua aplicação e sua resistência mecânica. Especificamente, os aços ARBL utilizados na fabricação de tubos para linhas de transmissão seguem a classificação API 5L Specification for Line Pipe (API 5L, 2000), abrangendo tubos para a indústria do petróleo e do gás natural. Para a classe API 5L, os graus de composição química e resistência mecânica variam desde o API 5L A25 até o API 5L X80. Nas designações compostas pelas letras A ou X, os dois últimos dígitos especificam valores mínimos de limite de escoamento do material em ksi. Assim, os aços API 5L X65 apresentam um valor mínimo de tensão limite de escoamento igual a 65 ksi (~448 MPa) [1].

2.2 – SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA^[4]

Como nesse trabalho empregam-se juntas soldadas pelo processo de soldagem por resistência, tem-se descrito o processo a seguir.

A soldagem por resistência compreende um grupo de processos nos quais a união de peças metálicas é produzida em superfícies sobrepostas ou em contato topo a topo, pelo calor gerado na junta através de resistência à passagem de uma corrente elétrica (efeito Joule) e pela aplicação de pressão, podendo ocorrer certa quantidade de fusão na interface.

Existem diversos processos de soldagem por resistência, tais como:

- Soldagem por pontos (Resistance Spot Welding – RSW)
- Soldagem por projeção (Projection Welding – RPW)
- Soldagem por costura (Resistance Seam Welding – RSEW)
- Soldagem topo a topo:
 - Por resistência (Upset Welding – UW)
 - Por centelhamento (Flash Welding – FW)
- Soldagem por resistência por alta frequência (High Frequency Resistance Welding – HFRW).

Estes processos são mostrados, esquematicamente, na Figura 2.1 e rapidamente comentados.

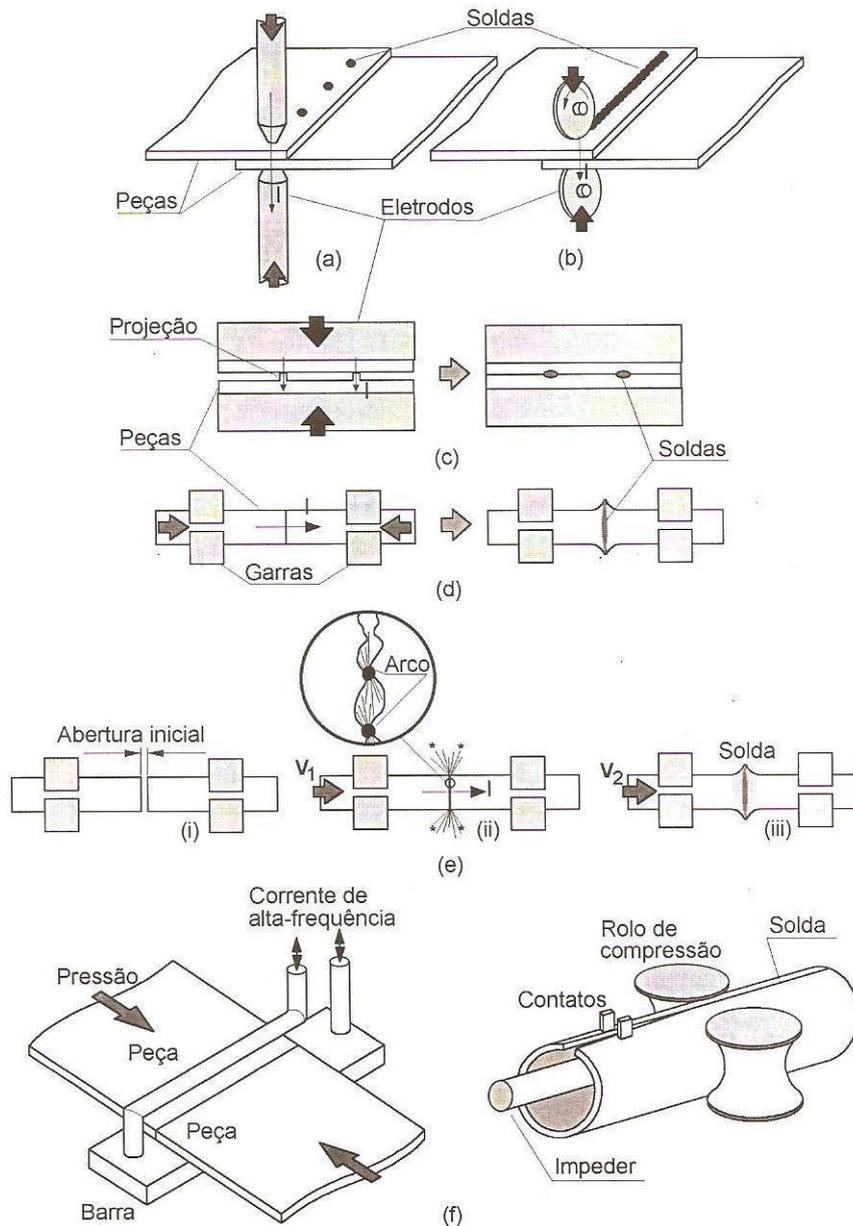


Figura 2.1 – Alguns processos de soldagem por resistência (esquemáticos). Soldagem por (a) pontos, (b) costura, (c) projeção, (d) topo a topo por resistência, (e) topo a topo por centelhamento e (f) alta frequência.^[4]

Na soldagem por pontos, a solda é obtida na região das peças colocadas entre um par de eletrodos e várias soldas podem ser obtidas simultaneamente pela utilização de múltiplos pares de eletrodos. A soldagem é usada na fabricação de peças e conjuntos, a partir de chapas metálicas finas, com espessuras de até aproximadamente 3 mm, quando o projeto permite o uso de juntas sobrepostas e não há necessidade de estanqueidade da junta. Este projeto é usado preferencialmente à parafusagem e à rebitagem, por exemplo, quando a desmontagem para manutenção não é necessária, uma vez que a fabricação se torna mais rápida.

Na soldagem por projeção, o processo é similar ao anterior, sendo que a soldagem ocorre em um local determinado por uma projeção ou saliência em uma das peças onde o fluxo de corrente é concentrado nos pontos de contato preestabelecidos. Duas ou mais soldas podem ser obtidas com um único par de eletrodos. É usada principalmente para se unirem pequenas peças estampadas, forjadas ou usinadas, possuindo uma ou mais projeções ou saliências. Parafusos, pinos etc. podem ser facilmente soldados em uma chapa fina por este processo. A faixa de espessura na qual é utilizada a soldagem por projeção é de 0,5 a 3 mm, em aços carbono, aços inoxidáveis e algumas ligas de níquel.

Na soldagem por costura, uma série de pontos de solda consecutivos é feita de modo a produzir uma solda contínua, por sobreposição parcial dos diversos pontos. Normalmente, um ou ambos os eletrodos são discos ou rodas, que giram enquanto as peças a serem unidas passam entre eles. É usada principalmente para juntas contínuas impermeáveis a gases e líquidos em aplicações como tanques de combustível para automóveis, extintores de incêndios, fabricação de tubos etc., na mesma faixa de espessuras citadas para soldagem de pontos. Entretanto, a soldagem por costura exige correntes muito maiores que a soldagem por pontos, já que no primeiro processo uma parcela maior da corrente elétrica circula pela região já soldada.

Na soldagem topo a topo por resistência, a corrente elétrica passa através das faces das peças, que são pressionadas frente a frente. As peças são prensadas uma contra a outra, por meio de um dispositivo de compressão sendo em seguida submetidas à passagem de uma corrente de soldagem adequada. Podem ser soldados com este processo materiais com seção quadrada, redonda, sextavada etc.

Na soldagem topo a topo por centelhamento, ao contrário da solda topo a topo por resistência, em geral não é necessária nenhuma preparação das superfícies de contato. Nesse processo, as peças são energizadas antes de entrarem em contato e suas faces são aproximadas até que o contato ocorra em pontos discretos da superfície da junta, gerando o centelhamento. Como o início do contato é provocado por irregularidades nas superfícies dos materiais, o processo de fusão se inicia pelos diversos arcos formados pelas irregularidades da superfície entre as peças. Este sistema acelera-se e acaba por estender-se progressivamente em toda a superfície. Tanto neste processo quanto no anterior, existe um estágio final, quando as faces suficientemente aquecidas são fortemente pressionadas uma contra a outra, sofrendo uma considerável deformação plástica, que consolida a união. A soldagem de topo por resistência é utilizada para unir arames, tubos, anéis e tiras de mesma seção transversal. Um bom contato superficial entre peças é imprescindível para a obtenção de uma solda isenta de descontinuidades e, devido a isso, o processo não é utilizado para peças de seção grande ou com formato complicado ou irregular, como, por exemplo, tubos para oleodutos e gasodutos e trilhos. Estas peças geralmente são soldadas por centelhamento.

Na soldagem por alta frequência, a solda é obtida pelo calor gerado pela resistência à passagem de uma corrente elétrica alternada de alta frequência (10 a 500 kHz) e pela aplicação rápida de pressão. É utilizada principalmente para a realização de costuras em tubos e outros perfis.

Todos os processos de soldagem por resistência envolvem a aplicação coordenada de pressão mecânica e passagem de corrente elétrica, com intensidade e duração adequadas.

A passagem de corrente elétrica provoca o aquecimento das peças a serem unidas, e em alguns casos até a fusão de partes das mesmas. A aplicação de pressão garante a continuidade do circuito elétrico e permite a obtenção de soldas com baixo nível de contaminação, seja pela proteção física da região de solda ou pela expulsão de região contaminada para fora da junta. O resfriamento da junta se dá sobre pressão.

2.2.1 – TÉCNICA OPERATÓRIA^[4]

As principais variáveis da soldagem por resistência são a corrente elétrica, a resistência elétrica do circuito de soldagem, o tempo, a força nos eletrodos e a forma e a preparação destes.

Existem vários fatores que influenciam diretamente a qualidade da solda, dentre os quais se podem citar como os mais importantes:

- **Espaçamento entre os eletrodos:** deverá ser de aproximadamente o dobro da espessura das chapas a serem soldadas, ou seja, o ,mais próximo possível da peça;
- **Condições dos materiais:** é necessário fazer uma boa limpeza nas chapas, visando a eliminação de sujeiras, gorduras, pintura, óleo. Estes elementos funcionam como isolante elétrico, não contribuindo positivamente para a execução da soldagem;
- **Uniformidade dos pontos de solda:** para se obter soldas de boa qualidade e com resistência mecânica adequada, é necessário que haja uma uniformidade dos pontos de solda. Aqueles pontos que apresentam um tamanho maior, em geral possuem menor resistência mecânica;
- **Presença de rebarbas e ondulações:** as rebarbas e ondulações impedirão um perfeito contato entre as chapas, logo a solda resultante não terá resistência mecânica adequada;
- **Corrente:** é controlada na fonte de energia, em geral pela tensão do secundário, através de “taps”, influenciando diretamente no aquecimento a que as peças serão submetidas;
- **Tempos:** basicamente são controlados por temporizadores os tempos de centelhamento, soldagem, e retenção e resfriamento, quando usados; e
- **Pressão:** é ajustada por reguladores de pressão e depende quase que exclusivamente da espessura do material a ser soldado.

2.2.2 – VANTAGENS DA SOLDA POR RESISTÊNCIA^[5]

Quando a solda por resistência é executada corretamente, não há necessidade de acabamento final na união soldada, pois, este processo não produz escória, nem respingo.

Possui também outras vantagens como: maior fluxo na condutibilidade elétrica; vida mais longa, boa resistências ao trabalho em elevadas temperaturas e pressão; não deforma o material obtendo maior rendimento; maior resistência a ruptura e manutenção mais barata.

Uma das vantagens da soldagem por resistência é a economia da material, em função da não necessidade de consumíveis de soldagem ou de outros meios auxiliares de união, como parafusos, porcas etc., e de usinagem, como furação etc., além da possibilidade de montagem de peças complexas a partir de componentes simples, de baixo custo de produção.

A solda por resistência pode apresentar excelente qualidade, tanto do ponto de vista de propriedades mecânicas quanto de aparência, sendo muitas vezes virtualmente invisível, o que simplifica operações de acabamento e evita pontos para acumulação de poeiras, graxas etc.

2.2.3 – DESVANTAGENS DA SOLDA POR RESISTÊNCIA^[5]

Quase todas as espécies de aço são passíveis de serem soldados, como por exemplo: metais leves, aço, zinco, cobre e bronze. Metais de natureza diferente só podem ser soldados entre si quando forem suscetíveis a formar uma liga ou quando se introduz entre eles um material intermediário que pode ligar-se aos metais base.

2.2.4 – APLICAÇÕES INDUSTRIAIS^[4]

A soldagem por resistência encontra grande aplicação na indústria automobilística, eletro eletrônica, fabricação de eletrodomésticos, equipamento ferroviário, esportivo, tubulações etc.

A rapidez na soldagem, o metal de solda com elevados valores de tenacidade e uma solda fina, são algumas das características de se utilizar este tipo de soldagem em tubos utilizados na indústria do petróleo.

Atualmente, os equipamentos para soldagem por resistência vêm sendo melhorados, com a introdução de novos métodos de controle de parâmetros que levam a um melhor nível de controle de processo, automação de etapas etc., já que o número de aplicações vem aumentando continuamente.

2.3 – MECÂNICA DA FRATURA

2.3.1 – PERSPECTIVA HISTÓRICA^[6]

Conforme ilustrado na Figura 2.2, a evolução do projeto estrutural para incluir a Mecânica da Fratura prosseguiu através de uma série de estágios. Foi só no desenvolvimento dos conceitos de tensão e deformação e sua incorporação na teoria matemática da elasticidade durante o século XIX que os procedimentos de concepção quantitativa tornaram-se possível. A aplicação dos conceitos de elasticidade para determinar a resistência de um material é mostrada na segunda etapa na cronologia da Figura 2.2. Tão bem descrito por Gordon [7], a extensão lógica dessas idéias para o tratamento de concentração de tensões, no entanto, levou a um grave dilema – a existência de um comportamento singular e, portanto, uma tensão infinita – que só foi resolvida pelo desenvolvimento da Mecânica da Fratura [8].

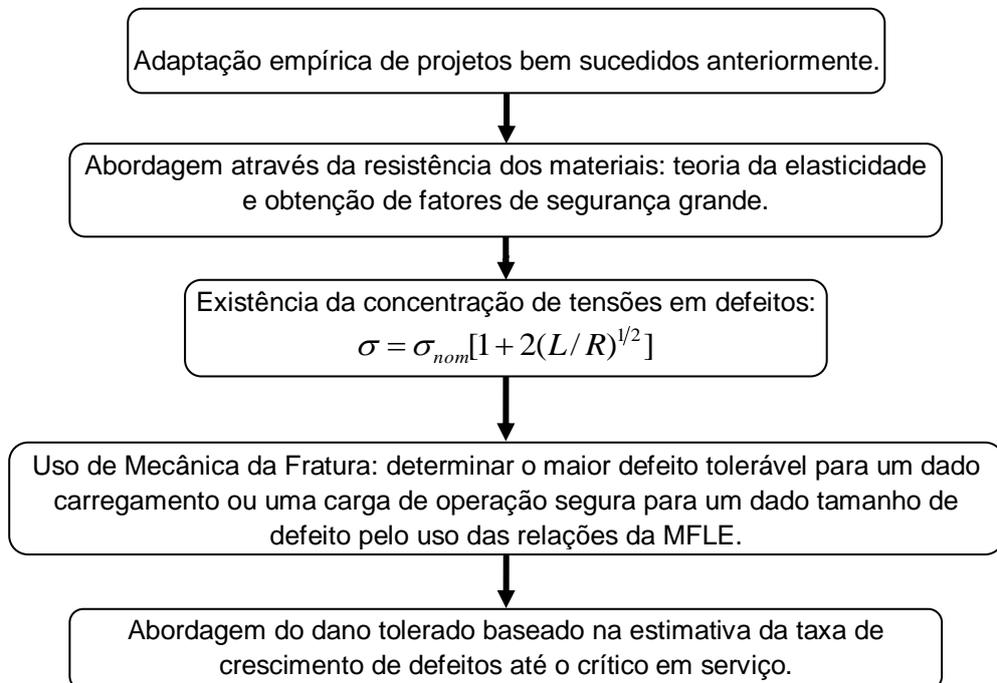


Figura 2.2 – Evolução do projeto estrutural.^[8]

Mostrado como o terceiro estágio na Figura 2.2 é o resultado obtido por Inglis [9], nos primeiros anos do século XX para a concentração de tensões na ponta de um orifício elíptico em uma placa em tensão. Este resultado refere-se a σ , a tensão atuando no ponto mais tensionado na ponta do orifício, à tensão nominal, σ_{nom} . Pode ser visto que essa relação depende da razão de L , a metade do comprimento do orifício, para R , o raio de curvatura no ponto de interesse. Note que para um orifício circular, onde $L = R$, $\sigma = 3\sigma_{nom}$. Mas, para $R = 0$, uma tensão infinita seria então o esperado [8].

O primeiro estudo aprofundado sobre a ruptura de materiais frágeis foi realizado por *Griffith* (1921). O problema da divergência das tensões no fundo da trinca foi contornado pela introdução de um raio de curvatura finito. A partir do desenvolvimento do campo de tensões em torno de um furo elíptico (*Inglis*, 1913), este pesquisador estabeleceu um critério energético de ruptura para materiais estritamente elásticos fundamentado na competição de duas formas de energia: energia a ser fornecida para a criação de superfícies ($\sim \gamma$, energia superficial) e energia de deformação elástica restituída (G , a força para a propagação da trinca), $G_C = 2\gamma_S$ no momento da ruptura.

Mais tarde, *Irwin* (1948) sugeriu que este critério poderia ser modificado para ser aplicado aos materiais dúcteis, simplesmente adicionando à energia de superfície um termo devido ao trabalho de deformação plástica, γ_P . A mesma conclusão foi obtida por *Orowan* (1948). Esta metodologia é extremamente limitada, pois o termo aditivo é quase inacessível e dependente da temperatura, da taxa de carregamento, etc. Em fim, estas condições energéticas são condições necessárias, mas não suficientes.

Os critérios anteriores são impotentes na prática para definir as condições de estabilidade de uma trinca de acuidade atômica. Um critério de ruptura local, logo, mecânico, faz-se necessário.

Westergaard (1939) chegou à solução elástica em torno de uma trinca de acuidade atômica contida num meio infinito. Ele mostrou o aparecimento de uma singularidade elástica cuja amplitude está relacionada ao carregamento através do intermédio de um parâmetro chamado fator de intensidade de tensão, K . Este parâmetro, externo, depende do carregamento e das características geométricas da peça. Assim, o material se fraturará quando K ultrapassa um valor intrínseco ao mesmo, K_C , chamado de tenacidade à fratura.

Williams (1952, 1957) precisou a forma geral do campo de tensões na ponta de uma trinca de acuidade atômica contida no meio infinito sem fazer a ligação entre o carregamento e K , mas definiu as bases matemáticas para a determinação deste último. A utilização do fator de intensidade de tensões no tratamento dos corpos contendo trincas é à base da Mecânica da Fratura Linear Elástica.

Irwin (1957) reconciliou as duas abordagens anteriores através da ligação quantitativa de um parâmetro macroscópico, isto é, da energia de deformação restituída (que é de difícil obtenção) ao fator de intensidade de tensão, K (de obtenção mais fácil).

A singularidade elástica resulta de um cálculo mecânico negligenciando: i) o raio de curvatura na ponta da trinca (\sim metade da distância inter-reticular) ii) o fato que os lábios da trinca não estão livres na vizinhança imediata, pois os átomos interagem, ainda, através da

superfície descontínua. O cômputo dessas forças é delicado e a solução de problemas deste tipo passa pela simulação atômica da fratura. *Barenblatt* (1962) postulou que a distribuição das forças coesivas é sempre a mesma para um dado material, sob condições específicas. *Goodier* (1968) sugere um segundo postulado: a singularidade de tensões devido às forças coesivas é tal que a mesma pode eliminar a singularidade devido à tensão aplicada.

A concentração de tensões na ponta da trinca produz, na maioria dos materiais utilizados em engenharia, uma zona plástica, isto é, uma deformação não linear, não reversível. Pode-se estender a validade da solução elástica precedente no caso de uma zona plástica confinada introduzindo uma correção do fator de intensidade de tensões (*Irwin, Kies e Smith*, 1958): $K = \sigma (\pi(a + r_p))^{1/2}$ num meio infinito (contínuo), onde σ é a tensão uniforme aplicada no infinito e r_p é o raio da zona plástica aproximadamente circular. r_p é função do limite de elasticidade do material e do fator intensidade de tensão aplicado. O tamanho mais realista da zona plástica foi determinado por *Dugdale* (1960), para o estado de tensão plana.

Utilizando o método de *Muskhelishvili* (1954), *Wells* (1963) propôs um conceito alternativo, aplicado quando se tem uma plasticidade intensa, fundado sobre a abertura plástica na ponta da trinca (crack tip opening displacement, CTOD), δ , que controla a propagação da trinca, onde $\delta \sim K^2 / E / \sigma_e$ (E é o módulo de elasticidade e σ_e é a tensão de escoamento). A equação apresentada por *Wells* é totalmente compatível com a mecânica da fratura. A noção de CTOD foi aprofundada ulteriormente (*Goodier e Field*, 1963, *Kanninen et alli*, 1969, *Burdekin e Stone*, 1966).

O primeiro modelo que descreveu a zona plástica em termos de discordâncias foi proposto por *Bilby, Cottrel e Swinden* (1963). Neste modelo, dito BCS, a trinca e as zonas plásticas são representadas por distribuições de discordâncias. A zona plástica é unidimensional e contida no plano da trinca. A resistência ao movimento dessas discordâncias é tomada igual a zero no empilhamento equivalente à trinca e, igual a σ_e , dentro da zona plástica.

2.3.2 – TEORIA DE GRIFFITH^[10]

Griffith propôs a primeira explicação para a discrepância observada entre a resistência de fratura dos cristais e a resistência coesiva teórica. A teoria de Griffith é aplicada, na sua forma original, apenas para um material frágil perfeito tal como o vidro. Entretanto, as suas idéias tiveram grande influência no estudo da fratura apesar de não poderem ser empregadas diretamente para os metais.

Griffith propôs que um material frágil tem uma população de trincas finas que produzem uma concentração de tensões em regiões localizadas de uma grandeza suficiente para atingir o valor teórico da resistência coesiva, mesmo sob a ação de uma tensão nominal bem inferior ao valor da tensão teórica. Quando uma das trincas se expande para uma fratura frágil ela produz um aumento da área superficial das faces da trinca, requerendo para tal uma energia

superior à força coesiva dos átomos, ou dizendo de outra forma, requer um aumento na energia superficial. A origem do aumento da energia superficial está na energia elástica de deformação que é liberada quando a trinca se propaga. Griffith estabeleceu o seguinte critério para a propagação de uma trinca: *uma trinca se propagará quando a diminuição da energia elástica de deformação for pelo menos igual à energia necessária para criar a nova superfície da trinca*. Esse critério pode ser usado para determinar o valor mínimo da tensão de tração que causará a propagação de uma trinca, de certo tamanho, como uma fratura frágil.

Considerando o modelo de uma trinca mostrado na Figura 2.3. A espessura da placa é desprezível, de maneira que o problema pode ser tratado como sendo relativo a um estado plano de tensões. Considera-se que as trincas apresentam seção transversal elíptica. Para uma trinca no interior do material o comprimento é $2a$, enquanto que para uma trinca na borda é a . O efeito de ambos os tipos de trinca na fratura é o mesmo.

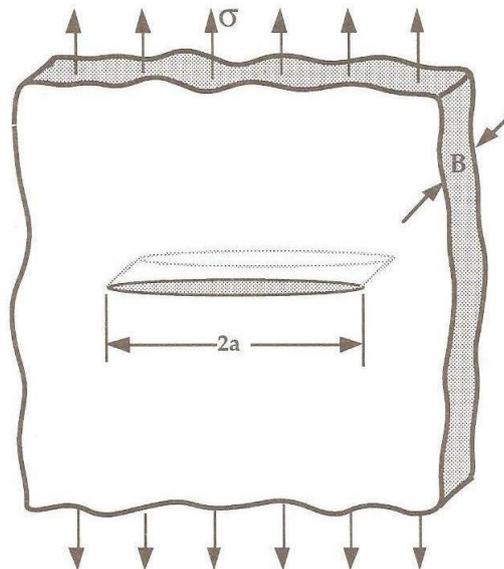


Figura 2.3 – Modelo da trinca de Griffith.^[11]

Inglis determinou a distribuição de tensões de uma trinca elíptica. A formação de uma trinca provoca uma diminuição da energia de deformação. A energia de deformação elástica por unidade de espessura da placa é igual a

$$U_E = -\frac{\pi\sigma^2 a^2}{E} \quad (2.1)$$

Onde σ é a tensão de tração normal à trinca de comprimento $2a$. A expressão tem um sinal negativo porque o crescimento da trinca libera energia elástica de deformação.

De acordo com o critério de Griffith, a trinca se propagará sob a ação de uma tensão aplicada constante σ se um aumento incremental do comprimento da trinca não produzir mudanças na energia total do sistema, isto é, o aumento da energia superficial é compensado por uma diminuição da energia elástica de deformação.

$$\sigma = \left(\frac{2E\gamma_s}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (2.2)$$

A Equação (2.2) dá a tensão necessária para a propagação de uma trinca num material frágil em função do tamanho da microtrinca. Nota-se que essa equação indica que a tensão de fratura é inversamente proporcional à raiz quadrada do comprimento da trinca, portanto um aumento do comprimento da trinca por um fator 4 reduz a tensão de fratura pela metade.

Está bem determinado que, mesmo os metais que fraturam de uma maneira completamente frágil, sofrem alguma deformação plástica antes da fratura. Portanto, a equação de Griffith para a fratura não se aplica para metais. Seria de se esperar que a deformação plástica nas extremidades da trinca diminuísse a agudez da ponta da trinca e aumentasse ρ , aumentando assim a tensão de fratura.

Orowan sugeriu que a equação de Griffith poderia ficar mais compatível com a fratura frágil em metais, através da adição de um termo γ_p , expressando o trabalho plástico necessário para aumentar as paredes da trinca.

$$\sigma_f = \left(\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a} \right)^{1/2} \approx \left(\frac{E\gamma_p}{a} \right)^{1/2} \quad (2.3)$$

O termo da energia superficial pode ser desprezado uma vez que estimativas do termo do trabalho plástico são de 10^5 a 10^6 erg/cm², comparadas com o valor γ_s de cerca de 1.000 a 2.000 erg/cm².

Uma aproximação similar feita por Irwin criou a fundamentação para a importante área da Mecânica da Fratura. Irwin propôs que a fratura ocorre a uma tensão de fratura correspondente a um valor crítico da força de expansão da trinca G , onde a Equação (2.3) é reescrita como

$$\sigma_f = \left(\frac{EG}{\pi a} \right)^{1/2} \quad (2.4)$$

Então,

$$G = \frac{\pi a \sigma^2}{E} \quad (2.5)$$

A força de expansão da trinca G tem unidades de (kgf-mm/mm²). G pode ser também considerada a taxa de energia de deformação, isto é, a taxa de perda de energia do campo de tensões elástica para o processo inelástico de propagação da taxa. Nota-se que a agudeza da trinca ρ/a não aparece na Equação (2.4). De fato, esta é parte do valor G que está associado com um material particular.

2.3.3 – ANÁLISE DE TENSÕES EM TRINCAS^[12]

Três variáveis devem ser consideradas em relação à possibilidade de fratura de algum componente estrutural, quais sejam: a tenacidade à fratura (K_{IC}) ou a tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}), a tensão imposta (σ) e o tamanho do defeito.

Existem três maneiras fundamentais, ou modos, segundo as quais a carga pode operar sobre uma trinca (Figura 2.4), e cada uma irá causar um deslocamento diferente da superfície da trinca. O modo I consiste em um carregamento em tração, deslocamento das superfícies da trinca perpendicularmente a si mesmas; o modo II cisalhamento puro, deslocamento das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas e perpendicularmente à frente de propagação e o modo III cisalhamento fora do plano, deslocamento das superfícies da trinca paralelamente a si mesmas. O modo I de carregamento é o mais encontrado em situações práticas, enquanto que os modos II e III são mais raros.

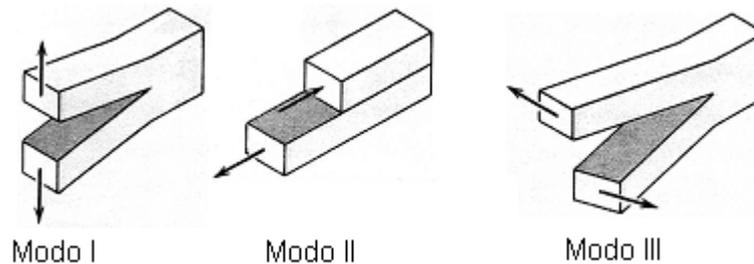


Figura 2.4 – Modos básicos de carregamento de trincas.^[12]

2.3.4 – MECÂNICA DA FRATURA LINEAR ELÁSTICA ^[12,13]

A Mecânica da Fratura Linear Elástica é o ramo da Mecânica da Fratura que se ocupa do comportamento de materiais rigorosamente elásticos ou que possuem uma plasticidade na ponta de defeitos reduzida. Exemplo de materiais que estão sob os preceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica: cerâmicos, semi-condutores, ferros fundidos, vidro etc.

É sabido que corpos reais submetidos a algum carregamento têm na extremidade de defeitos pré-existent uma severa amplificação de tensão (Figura 2.5).

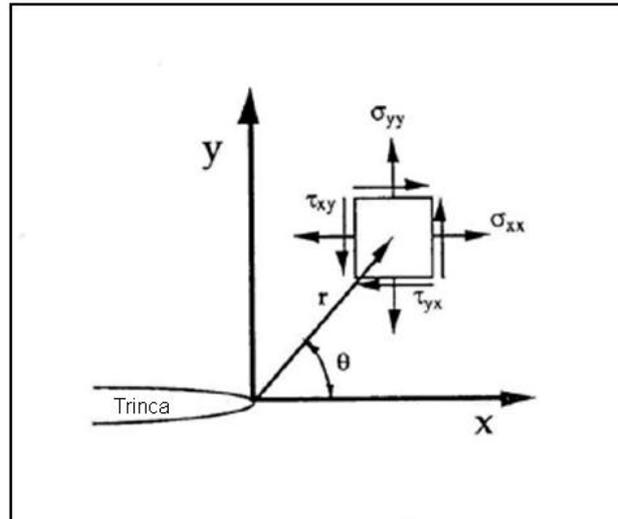


Figura 2.5 – Concentração de tensão na ponta da trinca.^[11]

Essas tensões são dadas pelas seguintes equações:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.6)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (2.7)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \quad (2.8)$$

Então, o campo de tensão pode ser mensurado por uma quantidade chamada fator intensidade tensão (K), que no modo I de abertura de trinca é o K_I . De acordo com as equações acima, conhecendo-se esta quantidade, conhece-se o campo de tensão. O fator de intensidade de tensões leva em consideração a tensão aplicada ao componente mecânico e o tamanho e geometria de trinca existente, segundo uma relação do tipo:

$$K_I = C_1 \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.9)$$

O K_{IC} é uma propriedade intrínseca ao material, onde ocorre a fratura do mesmo. A esse valor crítico chama-se de Tenacidade à Fratura do material. O K_{IC} é uma propriedade de materiais com comportamento elástico, onde o processo de fratura não é acompanhado de deformação plástica na ponta da trinca. É por isso que só conseguimos definir K_{IC} quando a espessura do corpo trincado for importante, isto é, quando estivermos no estado plano de deformação. Visto que o tamanho da zona plástica na ponta da trinca é maior em corpos de prova no estado plano de tensão do que no estado plano de deformação.

Estudos empíricos realizados com diversas ligas metálicas mostram que a espessura mínima do corpo de prova necessária para garantir um estado plano de deformação deve atender à condição:

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad (2.10)$$

onde K_{IC} – é o valor crítico de K_I em deformação plana

σ_{LE} – é o limite de escoamento do material

Quando se realiza um ensaio com um corpo de prova que atende ao requisito acima de espessura mínima, respeitadas também outras condições que constam na norma, obtém-se um valor crítico de K_I , K_{IC} , chamado de tenacidade à fratura em deformação plana do corpo de prova. Esse valor de K_{IC} é uma propriedade intrínseca desse material para a temperatura do ensaio e velocidade de carregamento do corpo de prova.

Enquanto que a força de propagação da trinca G tem um significado físico mais direto para o processo de fratura, o fator de intensidade de tensões K é preferido em trabalhos de mecânica da fratura devido ao fato de ser mais viável para uma determinação analítica. Pela combinação das Equações (2.5) e (2.9), vê-se que os dois parâmetros estão relacionados [10].

$$K^2 = GE \quad \text{estado plano de tensão} \quad (2.11)$$

$$K^2 = GE/(1-\nu^2) \quad \text{estado plano de deformação} \quad (2.12)$$

2.3.4.1 – Limitação da Mecânica da Fratura Linear Elástica ^[14]

A aplicação prática do conceito de intensidade de tensão K deve levar em conta as seguintes correções:

- a) Ocorrência de plasticidade;
- b) Efeitos de escala;
- c) Diferentes geometrias da trinca.

A seguir são discutidos os dois primeiros aspectos.

- a) **Plasticidade:** as soluções da MFLE para a ponta da trinca prevêm tensões infinitas para $\rho \rightarrow 0$ e, assim, um material frágil dotado de uma trinca não poderia suportar força alguma. Entretanto, materiais reais deformam sob

tensões finitas antes da fratura, o que implica a existência de uma região de deformação plástica junto à ponta da trinca (Figura 2.6). Uma boa estimativa para o raio da zona plástica, r_p , deve-se aos trabalhos de *Irwin* e é dada pelas expressões:

$$r_p = \left(\frac{1}{2\pi} \right) \left(\frac{K}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad \text{estado plano de tensão} \quad (2.13)$$

$$r_p = \left(\frac{1}{6\pi} \right) \left(\frac{K}{\sigma_{LE}} \right)^2 \quad \text{estado plano de deformação} \quad (2.14)$$

em que σ_{LE} é o limite de escoamento do material.

Rigorosamente falando, as soluções da MFLE são aplicáveis apenas se o raio da região de deformação plástica, r_p , for muito pequeno em relação aos tamanhos da trinca e da amostra.

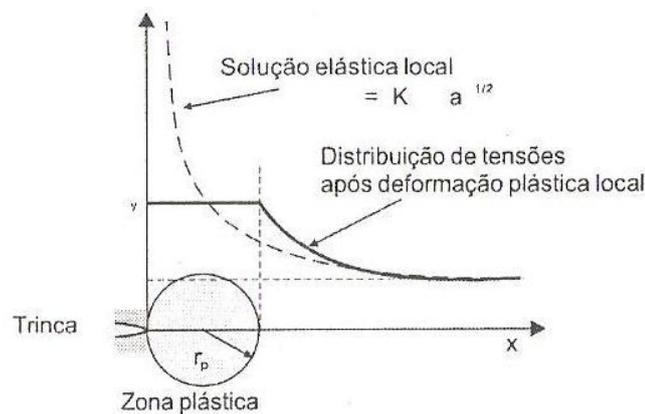


Figura 2.6 – Distribuição de tensões nas vizinhanças da trinca de um material elastoplástico. Tensão plana.^[14]

- b) **Espessura do material:** esta variável afeta os valores de K_{IC} pela alteração dos efeitos da plasticidade. A Figura 2.7 mostra esquematicamente a variação típica dos valores de tenacidade de um material em função da espessura da amostra. Para pequenas espessuras, a superfície da fratura faz ângulo de 45° com a superfície, correspondendo a uma fratura dúctil em cisalhamento. A deformação no sentido da espessura ocorre livremente e deformação plástica considerável acompanha o processo de fratura. Aumentando a espessura, a deformação no sentido desta é gradualmente suprimida, a região de cisalhamento torna-se cada vez menor e a zona de fratura correspondente a um estado triaxial de tensões que se aproxima da condição de deformação plana. Nessa condição, o valor de K_C é constante, assumindo, assim, o nome de tenacidade à fratura em deformação plana, K_{IC} .

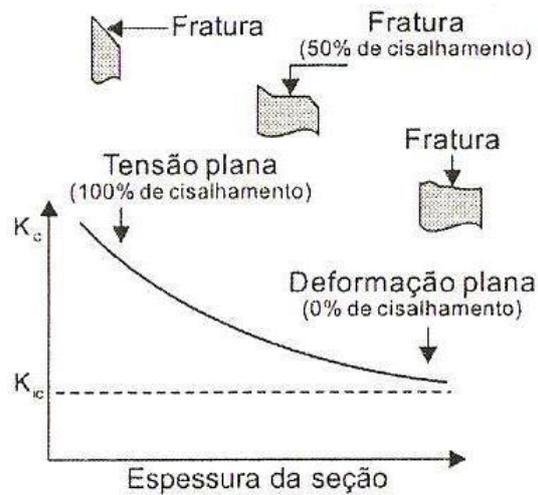


Figura 2.7 – Modos de fratura e valores correspondentes da tenacidade em função da espessura da amostra.^[14]

2.3.5 – MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA ^[13]

A mecânica da fratura elasto-plástica é uma extensão natural da linear elástica, sendo a condição em que provavelmente ocorre a maioria das rupturas de componentes mecânicos e estruturais. Isso porque os mesmos normalmente são fabricados com ligas metálicas de baixa e média resistência mecânica e elevada tenacidade à fratura, como é o caso, por exemplo, dos aços estruturais de baixo carbono, de grande utilização na construção de tubulações, vasos de pressão, pontes, viadutos, navios, etc.

Com o abaixamento da resistência mecânica e aumento da tenacidade, há um substancial aumento no tamanho da zona plástica e afastamento das condições de utilização da mecânica da fratura linear elástica. Por outro lado, nesses casos, apesar da ocorrência de deformação plástica na ponta de defeitos presentes, o comportamento carregado no regime elástico pode, ainda, apresentar risco de fratura catastrófica.

2.3.5.1 – Método da Abertura Crítica de Trinca (“Crack Opening Displacement” – COD)^[13]

Na mesma época que Irwin e seus colaboradores estavam desenvolvendo o fator de intensidade de tensões para zonas plásticas maiores para ampliar a aplicabilidade da abordagem linear elástica, Wells [15] desenvolveu um conceito alternativo na esperança de

que seria aplicável mesmo além das condições gerais de escoamento. Esse conceito emprega o deslocamento de abertura de trinca (COD) como o parâmetro que rege a extensão da trinca, Wells avaliou este parâmetro usando a estimativa da zona plástica de Irwin e as equações para uma trinca no centro de um corpo infinito elástico [8], tendo

$$\delta = \alpha \frac{K^2}{E\sigma_y} \quad (2.15)$$

Sendo, α um fator numérico que no trabalho de Wells foi igual a $4/\pi$.

Este método baseia-se na hipótese que quando ocorre plasticidade significativa, o processo de fratura é controlado primeiramente pela intensa deformação adjacente à ponta da trinca e que a separação das superfícies da trinca, na ponta da mesma, ou abertura na ponta da trinca, é uma medida desta deformação. A propagação da trinca inicia-se, assim, em um valor crítico dessa abertura na ponta da trinca.

O δ_c é a abertura crítica (máxima permitida) na ponta da trinca, representada na Figura 2.8, se constituindo numa propriedade do material, levantada por ensaio específico (ensaio de COD). O tamanho máximo de trinca vazante é dado por:

$$\bar{a}_m = \frac{\delta_c}{2\pi\varepsilon_{LE}\phi} \quad (2.16)$$

Sendo:

\bar{a}_m = tamanho crítico de trinca vazante

δ_c = COD crítico do material

ε_{LE} = deformação no limite de escoamento

ϕ = COD adimensional, dado por:

$$\phi = \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{LE}} \right)^2 \quad \text{para } \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{LE}} \leq 0,5 \quad (2.17)$$

$$\phi = \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{LE}} - 0,25 \quad \text{para } \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{LE}} > 0,5 \quad (2.18)$$

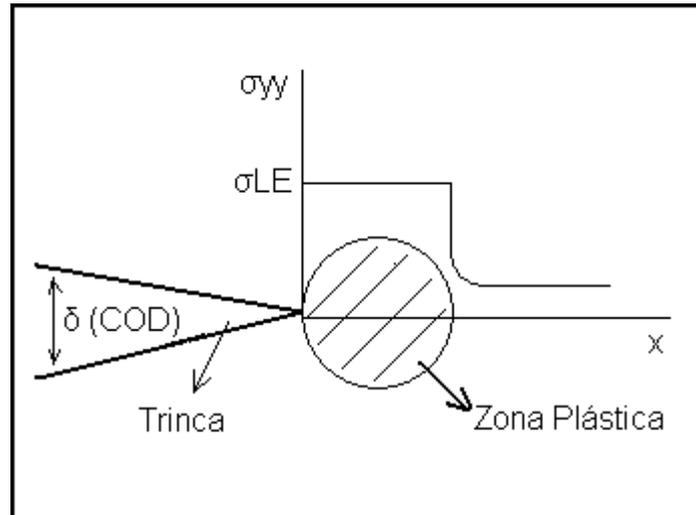


Figura 2.8 – Abertura na ponta da trinca.

2.3.5.1.1 – Valores Críticos de Abertura de Trinca (δ_c)^[13]

Os corpos de prova submetidos aos ensaios de COD poderão apresentar dois estágios que podem ser considerados críticos sob o ponto de vista de fratura, no ensaio. Num primeiro estágio, ao qual corresponde o que se chama de δ de iniciação, δ_i , tem-se início de propagação da trinca, sem que haja colapso do corpo de prova. Posteriormente, após certa propagação da trinca, tem-se o colapso do corpo de prova. Em função disso, cinco tipos de curvas podem resultar dos ensaios de COD. A norma apresenta e analisa essas cinco curvas e as maneiras de determinar os valores críticos de COD, δ_c , a partir delas.

Os valores de COD de iniciação normalmente não são utilizados como os valores críticos, δ_c , para a determinação dos tamanhos máximos de defeitos toleráveis na estrutura. Isso porque esses valores calculados seriam excessivamente conservadores, apresentando tamanhos muito inferiores aos tamanhos críticos reais que levam a estrutura à ruptura. Dessa maneira, os outros valores de COD, determinados segundo os procedimentos recomendados pela norma, são utilizados como, δ_c .

2.3.5.1.2 – Curvas de Projeto ^[13]

A primeira curva de projeto foi desenvolvida por Wells, que foi o primeiro modelo de aceitação internacional, e estabeleceu a sistemática da curva de projeto de δ , que é a forma de utilização de δ no projeto, até o presente. A curva de projeto de Wells foi pioneira, tendo-se seguido por outras, como as de Burdekin e Dawes, que permitem avaliações mais realistas.

Estudos realizados no Instituto da Solda mostram que o primeiro trecho da curva de projeto de Burdekin e Dawes, levava à determinação de tamanhos de defeitos pouco conservadores, o que apresentava certo risco. A partir de resultados experimentais, com o intuito de aumentar a segurança da curva de projeto, Dawes propôs uma nova curva, descrita pelas Equações (2.17) e (2.18).

A teoria do COD crítico é sobretudo aplicável aos aços estruturais de baixo carbono e outras matérias onde a zona plástica se torna não desprezível, tornando possível que haja abertura das faces da trinca sem aumento no seu comprimento. Esta teoria prolonga o campo de aplicação da mecânica da fratura linear elástica, pois esta tolera apenas um grau mínimo de deformação plástica, permanecendo, pois, de emprego limitado aos aços ou matérias de altíssima resistência mecânica.

O conceito de COD crítico aplica-se também em situações de carregamento plástico ($\sigma > \sigma_{LE}$), onde as relações entre δ , σ e a devem ser obtidas a partir da curva de projeto ou utilizando a expressão que deu origem à curva de projeto (no trecho onde $\sigma > \sigma_{LE}$).

A incidência de fraturas frágeis catastróficas foi reduzida substancialmente nos últimos anos chegando a ser uma ocorrência rara. O aumento da segurança está diretamente relacionado com o melhor entendimento dos mecanismos de fratura.

Dentro da MFEP a técnica CTOD é uma das abordagens mais utilizadas, pois, através da utilização da curva de projeto de origem semi-empírica, possibilita calcular o tamanho de defeitos admissíveis para o nível de tensões a ser imposto à estrutura na prática. Existe a possibilidade, inclusive, de se considerar o efeito de tensões residuais e de concentradores de tensões.

A curva de projeto permite definir um tamanho de defeito permissível e não o crítico, ficando associado a um fator de segurança em torno de dois.

2.3.6 – INTEGRAL J^[8]

O conceito de Integral J, proposto inicialmente por Rice, tem um tratamento essencialmente mecânico, apoiado em uma forte base matemática, desconsiderando aspectos microestruturais da fratura.

O método definido por Rice para a integral J é bom para desenvolvimentos analíticos e métodos numéricos, porém foi desenvolvido um método experimental para determinar o valor de J a partir de uma definição alternativa de J proposta por Rice, baseada em um balanço de energia de Griffith.

O primeiro termo das equações que definem J representa o trabalho realizado pelas forças externas para a extensão da trinca e o segundo termo representa o aumento na energia elástica devido ao trabalho realizado pelas forças externas. Assim, J é a variação de energia armazenada no material quando a trinca cresce.

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \quad (2.19)$$

Onde Γ é o contorno de orientação anti-horária, T é o vetor normal a Γ orientado para fora, u é o deslocamento na direção x, W é a energia de deformação por unidade de volume e o y é a direção normal a linha da trinca.

Os conceitos acima, aplicados ao contexto da elasticidade linear ou não linear levam ao conceito de integral J como uma taxa de liberação de energia. No entanto, a aplicação do princípio do trabalho virtual à teoria de plasticidade leva à interpretação da integral J como uma taxa de dissipação de trabalho.

Vários corpos de prova equivalentes são carregados até diferentes deslocamentos, construindo-se uma curva de resistência (curva R) em um gráfico J versus extensão da trinca. Através de uma manipulação adequada dos dados, é obtido o valor de J_{lc} .

Existe uma correlação entre a equação da linha de embotamento e a relação entre J e CTOD. Na verdade, a relação entre J e CTOD, para um material perfeitamente plástico, é

$$J = \delta \sigma_{LE} \quad (2.20)$$

Mas, para materiais reais que sofrem encruamento, o termo σ_{LE} deve ser substituído pelo termo σ_Y , que é considerado como uma tensão de escoamento média.

2.3.7 – CURVA R [11]

A extensão da trinca ocorre quando $G = 2w_f$, mas o crescimento da trinca pode ser estável ou instável, dependendo de como G e w_f (energia para fratura), variam com o tamanho da trinca. Para ilustrar o comportamento estável e instável, é conveniente substituir $2w_f$, por R , a resistência do material a propagação da trinca. Um gráfico de R versus extensão da trinca é chamado de curva de resistência ou curva R. O correspondente do gráfico de G versus a extensão da trinca é a curva de força motriz.

Considerando uma placa larga (infinita) com uma trinca passante de comprimento inicial $2a_0$ (Figura 2.3). A uma tensão aplicada remotamente, σ , a taxa de liberação de energia varia linearmente com o tamanho da trinca (Equação (2.5)). A Figura 2.9 apresenta um diagrama/figura esquemático de força motriz/curva R para dois tipos de comportamento de materiais.

O primeiro caso, Figura 2.9a, apresenta uma curva R de grande raio (tendendo a uma reta), onde a resistência do material é constante com o crescimento da trinca. Quando a tensão = σ_1 , a trinca é estável. A fratura ocorre quando alcança à tensão σ_2 , a propagação da trinca é instável por causa do aumento da força motriz com o crescimento da trinca, mas a resistência do material permanece constante.

A Figura 2.9b ilustra um material com uma curva R crescente. A trinca cresce uma pequena quantidade quando alcança a tensão σ_2 , mas a trinca não crescerá a menos que aumente a tensão. Quando a tensão é fixada em σ_2 , a força motriz aumenta a uma taxa mais lenta que R . A estabilidade no crescimento da trinca continua com o aumento de tensão de σ_3 . Finalmente, quando alcança a tensão σ_4 , a curva da força motriz é tangenciada pela curva R. A placa é instável com o crescimento da trinca posteriores porque a taxa de variação da força motriz excede a inclinação da curva R.

A condição para a estabilidade do crescimento da trinca pode ser expressa como segue:

$$R = G \quad (2.21a)$$

e

$$\frac{dG}{da} \leq \frac{dR}{da} \quad (2.21b)$$

O crescimento da trinca instável ocorre quando

$$\frac{dG}{da} > \frac{dR}{da} \quad (2.22)$$

Quando a curva de resistência é linear, como a Figura 2.9a, pode se definir um valor crítico para a taxa de liberação de energia, G_c , de maneira inequivocamente. Um material com uma curva R crescente, contudo, não pode ser caracterizada unicamente com um único valor de tenacidade. Conforme para Equação (2.22) uma estrutura com defeito falha quando a curva da força motriz é tangente a curva R, mas este ponto de tangencia depende da forma da curva de força motriz, o qual depende da configuração da estrutura. A curva de força motriz para a configuração de uma trinca passante é linear, mas G num corpo de prova DCB (double cantilever beam) varia com a^2 ; estas duas configurações têm valor diferente de G_c para uma dada curva R.

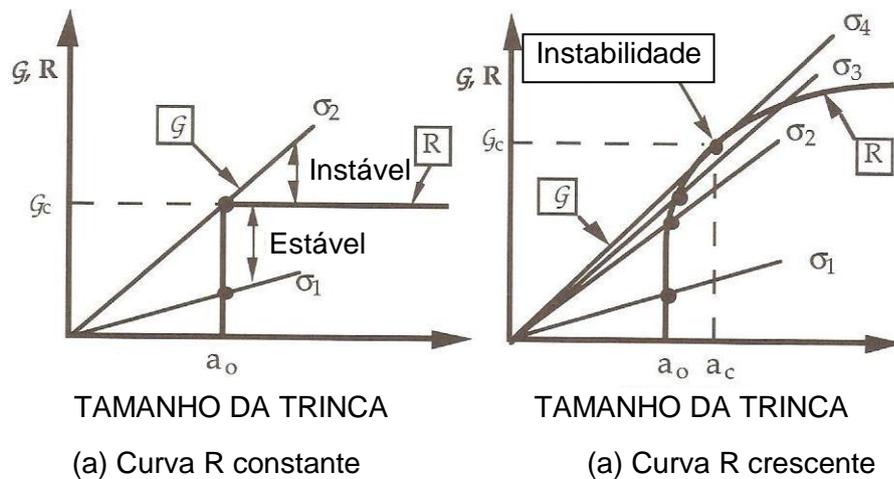


Figura 2.9 – Diagramas esquemáticos de força motriz/curva R.^[11]

Materiais com curva R crescente podem ser caracterizados pelo valor de G na iniciação do crescimento da trinca. Embora a tenacidade inicial não seja normalmente sensível a geometria estrutural, há outros problemas com esta medida. É virtualmente impossível determinar o momento preciso do início da trinca na maioria dos materiais; uma definição de engenharia para iniciação, analogamente ao 0,2 por cento adotados na determinação do limite de escoamento em teste de ruptura por tração, é normalmente requerida. Outra limitação da tenacidade inicial é que caracteriza só no início do crescimento da trinca; não prevê nenhuma informação sobre a forma da curva R.

2.3.7.1 – Razões para a Forma da Curva R^[11]

Alguns materiais exibem uma curva R crescente, enquanto a curva R para outros materiais é linear. A forma da curva R depende mais do comportamento do material, do que da configuração da estrutura da trinca.

A curva R para um material frágil ideal é linear porque a energia de superfície é uma propriedade invariante do material. Quando o comportamento do material não linear acompanha a fratura, enquanto, a curva R pode tomar uma variedade de formas. Por exemplo, fratura dúctil em metais o resultado é normalmente uma curva R crescente; uma zona plástica na ponta da trinca aumenta em tamanho quando a trinca cresce. A força motriz deve aumentar nestes materiais para manter o crescimento da trinca. Se o corpo trincado é infinito (ou seja, a zona plástica é pequena comparada às dimensões do corpo) o tamanho da zona plástica e eventual R alcança um valor estacionário, e a curva R se torna linear com posteriores crescimentos.

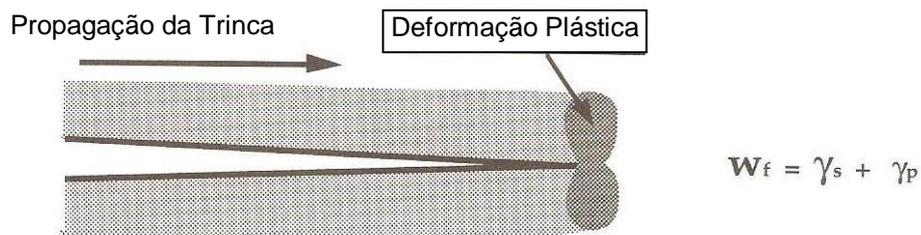


Figura 2.10 – Material elasto-plástico com deformação plástica na ponta da trinca.^[11]

Alguns materiais podem exibir uma queda na curva R . Quando um metal falha por clivagem, por exemplo, a resistência do material é fornecida pela energia de superfície e dissipação da energia plástica local, como ilustrado na Figura 2.10. A curva R seria relativamente linear se o crescimento da trinca fosse estável. Enquanto, a propagação de trinca por clivagem é normalmente instável; o material próximo da ponta da trinca crescente é sujeita a altas taxas de deformação, o qual suprime deformações plásticas. Assim a resistência de uma trinca por clivagem que cresce rapidamente é menor que a resistência inicial no início da fratura.

O tamanho e geometria da estrutura trincada pode exercer alguma influência na forma da curva R . Uma trinca numa folha fina tende a produzir uma curva R mas íngreme que uma trinca em uma placa grossa porque a folha fina é predominantemente carregada sob tensões planas, enquanto o material próximo à ponta da trinca na placa grossa pode está em deformação plana. A curva R também pode ser afetada se a trinca que está se propagando atingir uma superfície livre na estrutura. Assim uma placa larga (infinita) pode exibir alguma diferença no comportamento da resistência no crescimento da trinca que uma placa estreita do mesmo material.

Idealmente, a curva R , assim como outros métodos de medir a tenacidade à fratura, seria uma propriedade somente do material e não depende do tamanho ou forma do corpo trincado. No conceito da mecânica da fratura é assumido que a tenacidade à fratura é uma propriedade do material. Efeitos de configuração podem ocorrer, entretanto; uma metodologia de mecânica da fratura deve atender estes efeitos e a sua influencia potencial na precisão de uma análise.

3 – METODOLOGIA

3.1 – MÉTODOS UTILIZADOS

O corpo de prova empregado neste trabalho (Figura 3.2) foi confeccionado de acordo com a norma ASTM E 1820 – 01 (Figura 3.1).

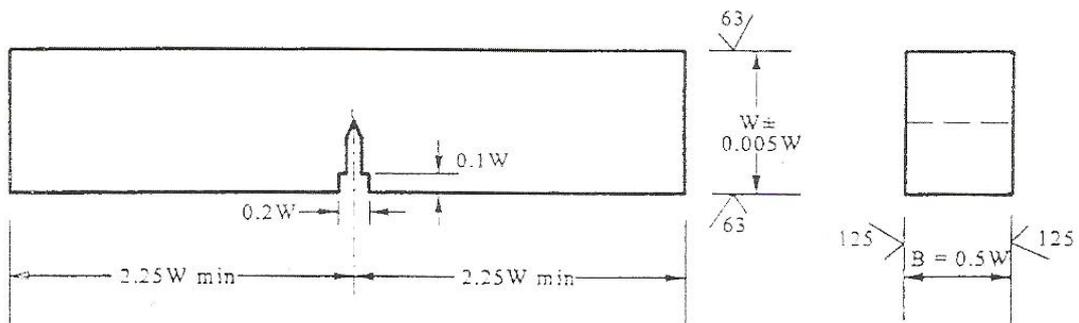


Figura 3.1 – Medidas recomendadas pela norma ASTM para o corpo de prova. ^[16]

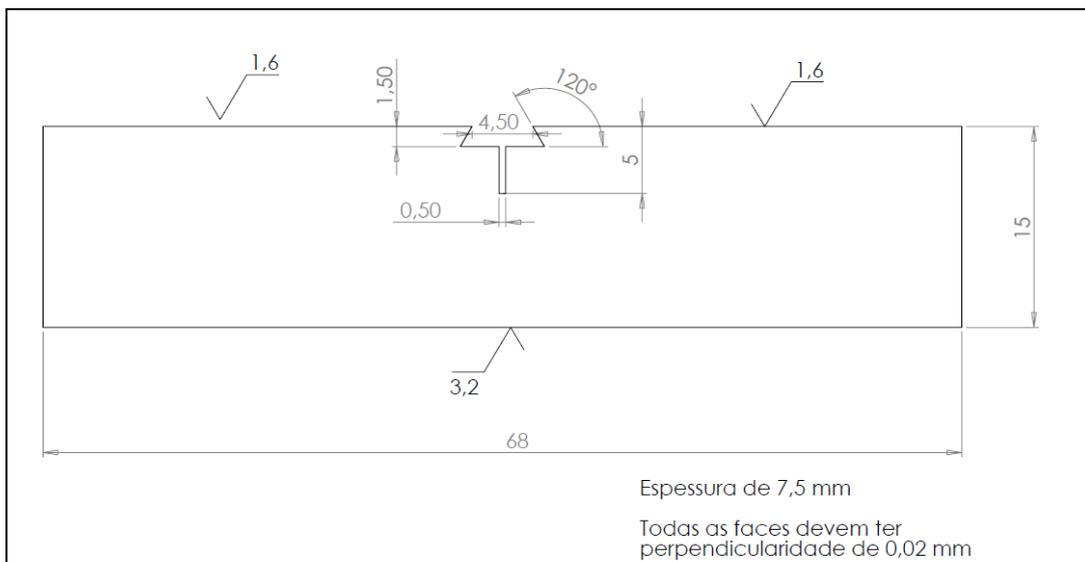


Figura 3.2 – Medidas do corpo de prova.

A Figura 3.3 mostra uma fotografia de alguns corpos de prova usinados, apresentando os entalhes, faltando, ainda, o devido polimento previsto em norma. Utilizou-se este modelo de corpos de prova, devido à facilidade na execução dos ensaios de Mecânica da Fratura, além da compatibilidade do modelo com o tubo, onde foram retirados os corpos de prova.

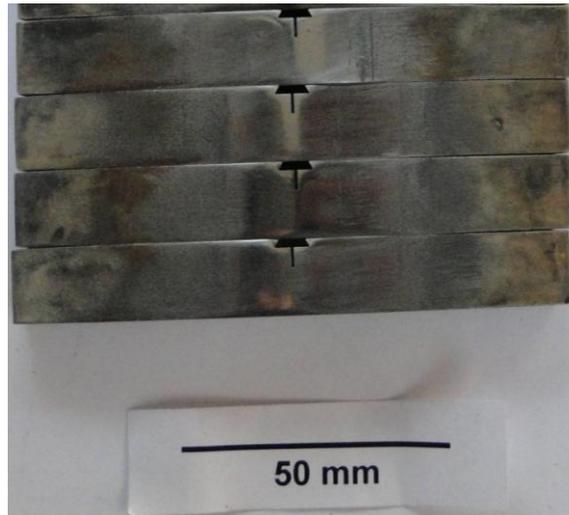


Figura 3.3 – Corpo de prova.

Os ensaios dos corpos de prova foram realizados em máquina de tração servo-hidráulica MTS modelo 810 com capacidade de 10 e 100 kN, na Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF).

A ranhura realizada na extremidade externa do entalhe, por eletro-erosão, Figura 3.4, cujo objetivo é fixar o dispositivo que mede a abertura de trinca (Clip-in Displacement Gage). Abriu-se em cada corpo de prova uma pré-trinca de fadiga, de forma a obter um raio de curvatura na extremidade da trinca tendendo a zero (muito pequeno), proporcionando o caso mais crítico para realizarem-se os ensaios. Após a abertura da pré-trinca, o ensaio foi realizado por flexão a três pontos aplicando uma carga de flexão pela máquina (Figura 3.5).

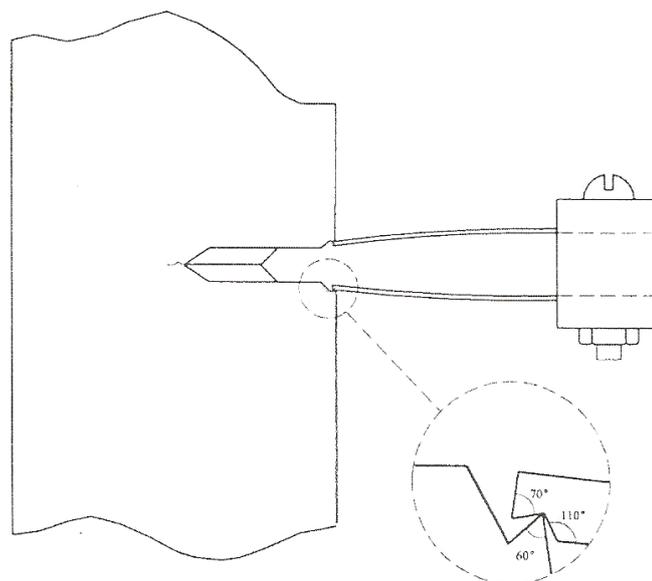


Figura 3.4 – Dispositivo Clip-in Displacement Gage que mede a abertura de trinca.^[16]

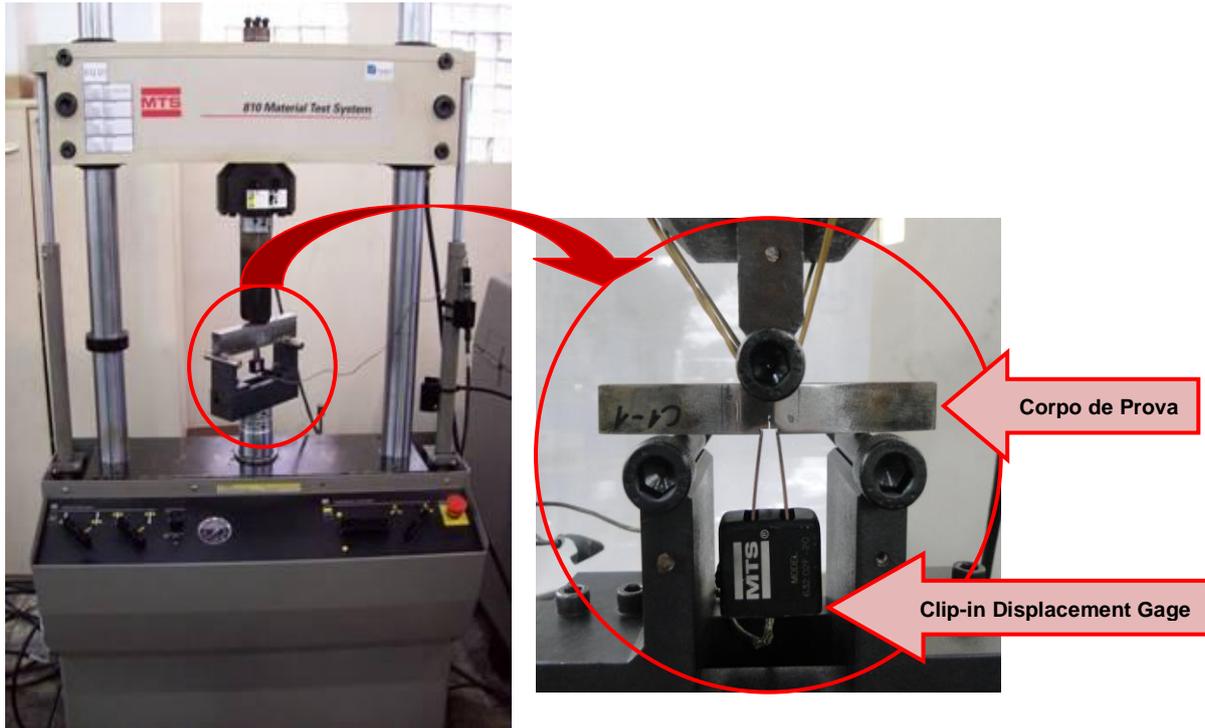


Figura 3.5 – Ensaio sendo realizado a três pontos.

Ao término do ensaio, retira-se o Clip-in Displacement Gage, (Figura 3.6), e posteriormente, o pós-fissuramento em fadiga é empregado para permitir medir o Δa .

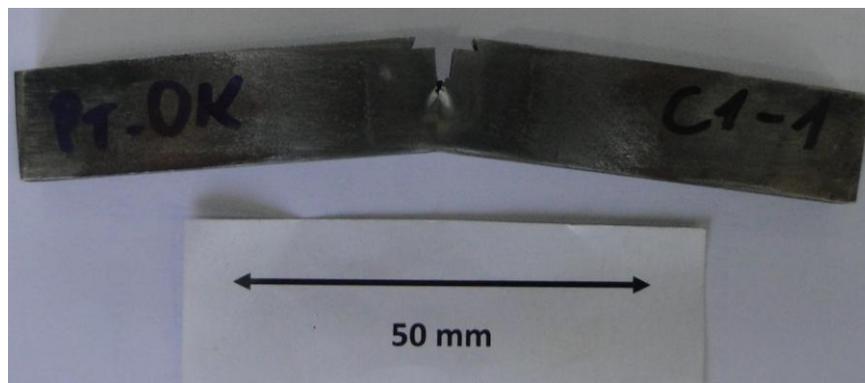


Figura 3.6 – Corpo de prova antes da ruptura total.

Após o rompimento do corpo de prova (Figura 3.7), utilizou-se um Projetor de Perfis (Figura 3.8) para medir a trinca inicial, Figura 3.9, (entalhe mais pré-trinca) e a trinca final (trinca gerada antes de começar a fraturar o corpo de prova).

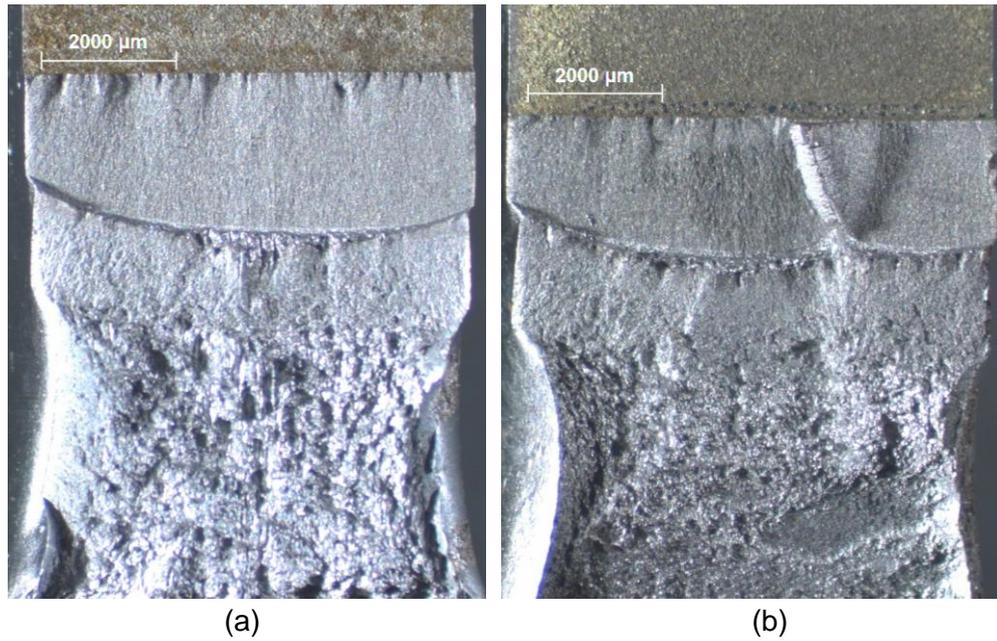


Figura 3.7 – Imagens obtidas em microscópio estereoscópico de corpos de prova fraturados com aumento de 12x: (a) MB-6 e (b) MS-8.



Figura 3.8 – Projetor de Perfis.

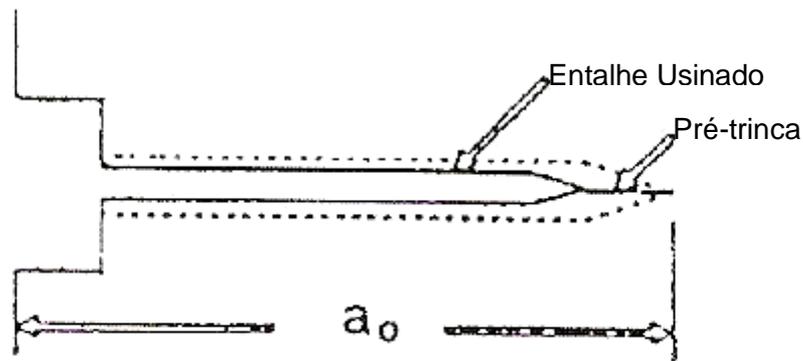


Figura 3.9 – Tamanho de a_o .^[16]

Para obtenção dos valores de COD, primeiramente, foram obtidas as curvas de COD x Força (Carga). A carga aplicada no ensaio é tirada do gráfico de COD x Força, que são os dados gerados pela máquina. Onde a carga aplicada no ensaio (P_Q) é encontrada a partir do primeiro encontro da reta azul com a curva do gráfico e a carga máxima suportada pelo corpo de prova (P_m) é dada pelo ponto de encontro da reta verde com a curva do gráfico. No ANEXO A na Tabela A.5, tem-se os valores de P_Q e P_m para cada corpo de prova.

Com os valores gerados no ensaio, calcularam-se o fator de intensidade de tensão e o tamanho de abertura da trinca. Esses valores foram obtidos através das expressões descritas na norma ASTM E 1820 – 01. Para o cálculo de K , utilizou-se a Equação (3.1), e para o cálculo de δ , utilizou-se a Equação (3.3). Todos os valores encontram-se no ANEXO A.

$$K = \left[\frac{P_m S}{BW^{3/2}} \right] \cdot f(a_o/W) \quad (3.1)$$

Sendo o valor de $f(a_o/W)$:

$$f(a_o/W) = \frac{3(a_o/W)^{1/2} [1.99 - (a_o/W)(1 - a_o/W) \times (2.15 - 3.93(a_o/W) + 2.7(a_o/W)^2)]}{2(1 + 2a_o/W)(1 - a_o/W)^{3/2}} \quad (3.2)$$

onde: P_m - carga máxima suportada pelo material

B – espessura do corpo de prova

W – largura do corpo de prova

a_o - comprimento da trinca original

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_{YS}E} + \frac{[r_p(W-a_o)]v_{pl}}{[r_p(W-a_o) + a_o + z]} \quad (3.3)$$

onde: a_o - comprimento da trinca original

K – fator de intensidade de tensões como definido na Equação (3.1).

ν - Coeficiente de Poisson

σ_{YS} - tensão de escoamento

E – módulo de elasticidade à temperatura de teste.

v_{pl} - componente plástica de deslocamento medida em clip gage no ponto de determinação da curva de deslocamento, v_c , v_u ou v_m .

z – altura do suporte de fixação do Clip-in Displacement Gage.

r_p - raio da zona plástica

Com os valores de abertura máxima da trinca (δ) e tamanhos de extensão de trinca (a), construiu-se a curva de resistência, Figura 3.10, (Curva R).

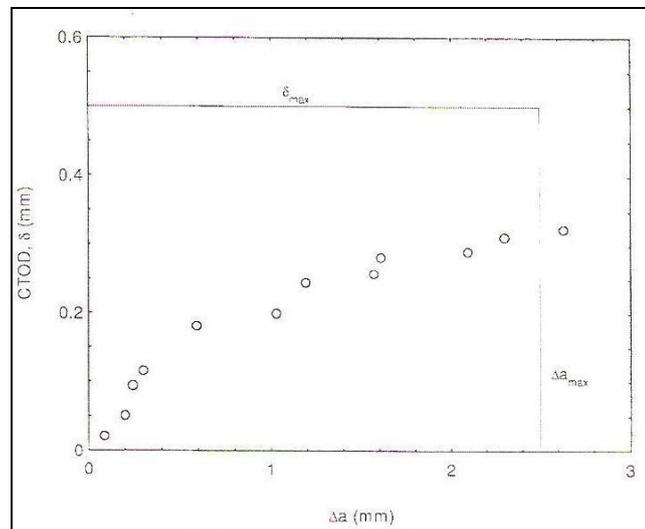


Figura 3.10 – Curva R.^[16]

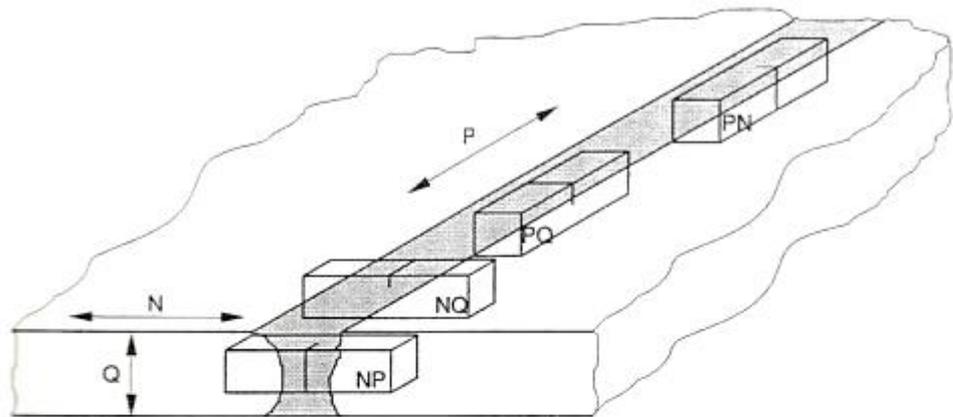
3.2 – MATERIAL UTILIZADO

O material do corpo de prova é o aço carbono API X65, que é utilizado em construções de tubos para a indústria do petróleo, cuja composição química está apresentada na Tabela 3.1. Nota-se o baixo carbono e silício, que geram um baixo carbono equivalente (aumento da soldabilidade). A seção dos corpos de prova é 7x14 mm, sendo que as amostras têm a curvatura do próprio tubo (a norma BS 7448-2 permite isso). Os corpos de prova foram retirados de um tubo de 20 polegadas de diâmetro, com espessura de 6,8 mm.

Tabela 3.1 – Composição química do aço API X65, % em massa.

C	0,112
Si	0,226
Mn	1,54
P	0,0227
S	0,00320
Cr	0,0177
Mo	<0,00500
Ni	0,0119
Al	0,0350
Co	<0,0100
Cu	0,0105
Nb	0,0390
Ti	0,0107
V	0,0390
W	<0,0100
Pb	<0,00200
Sn	<0,00100
B	<0,00010
Fe	97,9

Utilizaram-se duas condições diferentes, sendo elas: “metal base” (MB) e “metal soldado” (MS) pelo processo de soldagem Electric Resistance Welding (ERW) e entalhe na ZTA, com a solda no corpo de prova na posição/direção NP (Figura 3.11). Os parâmetros de soldagem utilizados não são divulgados pelo fabricante. Mas para ilustração, pode-se mencionar o trabalho de Chung e colaboradores [17] onde o aporte térmico durante a soldagem foi de 0,73 kJ/mm. Na soldagem por resistência por alta frequência (HFRW), os parâmetros de soldagem selecionados são os constantes: corrente de soldagem 46 A, potencial da solda 340 V e taxa de solda 20 m/min [18]. Neste trabalho, para cada condição utilizaram-se nove e oito corpos de prova, respectivamente. Sendo que no “metal soldado”, a amostra MS-5 foi descartada, pois o programa não havia registrado os valores de abertura de trinca, pelo dispositivo Clip-in Displacement Gage.



Posicionamento dos corpos de prova

N = Direção normal à direção de soldagem

P = Direção paralela à direção da soldagem

Q = Direção da espessura de soldagem

Primeira letra: a direção normal ao plano da trinca.

Segunda letra: a direção esperada da propagação da trinca.

Figura 3.11 – Direção do corpo de prova e posicionamento do entalhe em relação à solda^[13].

Fez-se um ataque químico no aço, com nital a 5% para realizar a microscopia óptica, no microscópio óptico Nikon Eclipse MA200 (TRICORRMAT/UFES). O tamanho médio de grão foi medido utilizando-se o programa GSA, desenvolvido na UFES. Logo após, realizou-se a Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) (modelo ZEISS EVO 40) (LCSM/UFES) e a curva de microdureza dureza Vickers com uma carga e tempo de penetração de 100 g e 20 segundos a cada 0,5 mm, no microdurômetro (modelo HXD – 1000TM) no material (TRICORRMAT/UFES). O MEV e o microscópio estereoscópico (modelo ZEISS Discovery V12) foram utilizados para analisar a superfície de fratura.

4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 – PROPRIEDADES MECÂNICAS

Na Figura 4.1 tem-se o perfil de microdureza Vickers (HV) da amostra de aço API X65. A microdureza foi medida do meio da solda em diante a cada 0,5 mm, na Figura 4.2 tem-se o diagrama das posições das regiões. Pode-se notar que a dureza varia entre 180 a 215 HV, vê-se que tem uma pequena variação. Chung e colaboradores [17] encontraram um valor de dureza Vickers de aproximadamente 199 HV para o aço API X65 o qual está de acordo com os resultados obtidos neste trabalho (aproximadamente 196 HV para o metal base).

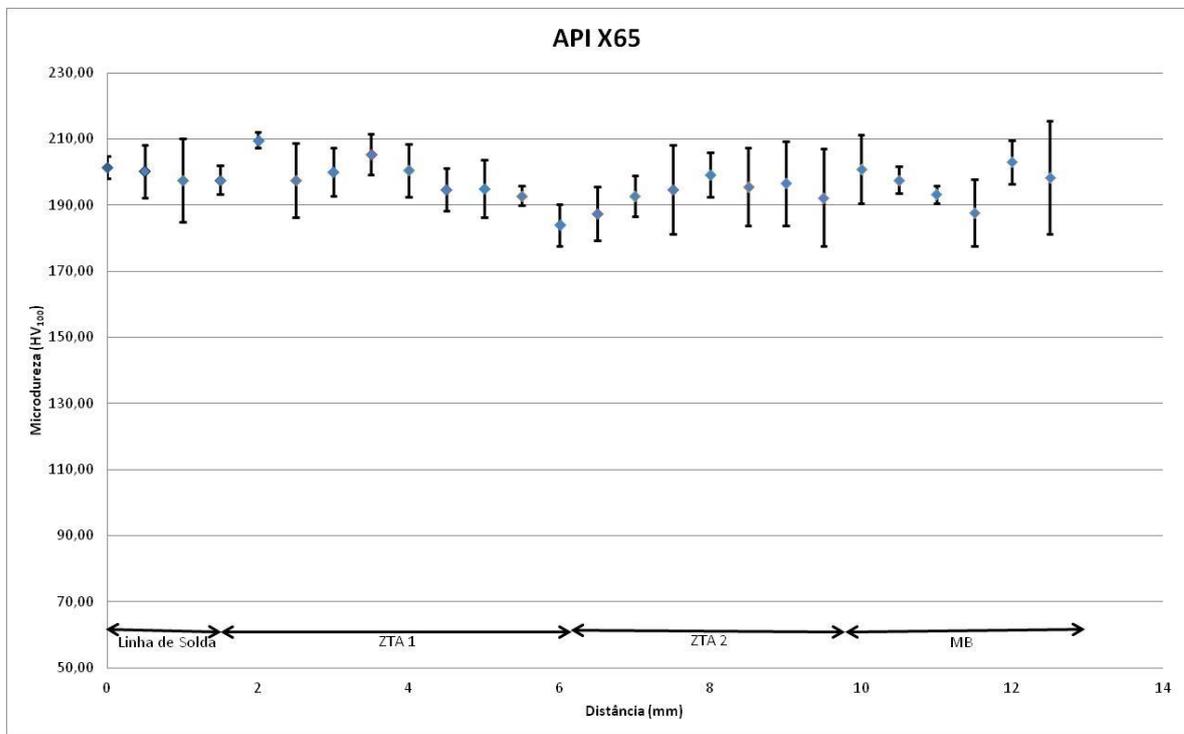


Figura 4.1 – Perfil de microdureza Vickers (HV₁₀₀) do aço API X65.

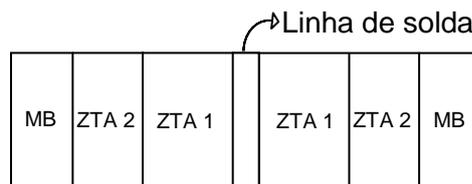


Figura 4.2 – Diagrama das posições das regiões.

A Figura 4.3 apresenta o gráfico de COD x Força (Carga) do metal base, e a Figura 4.4 do metal soldado (os gráficos de COD x Força de cada corpo de prova encontram-se no ANEXO B). Pelos gráficos pode-se notar que a carga atinge um máximo e depois decresce, isso se deve ao fato de o material começar a perder a resistência devido à trinca. Nos dois casos a carga máxima ocorre a uma abertura de trinca próxima a 1,0 mm.

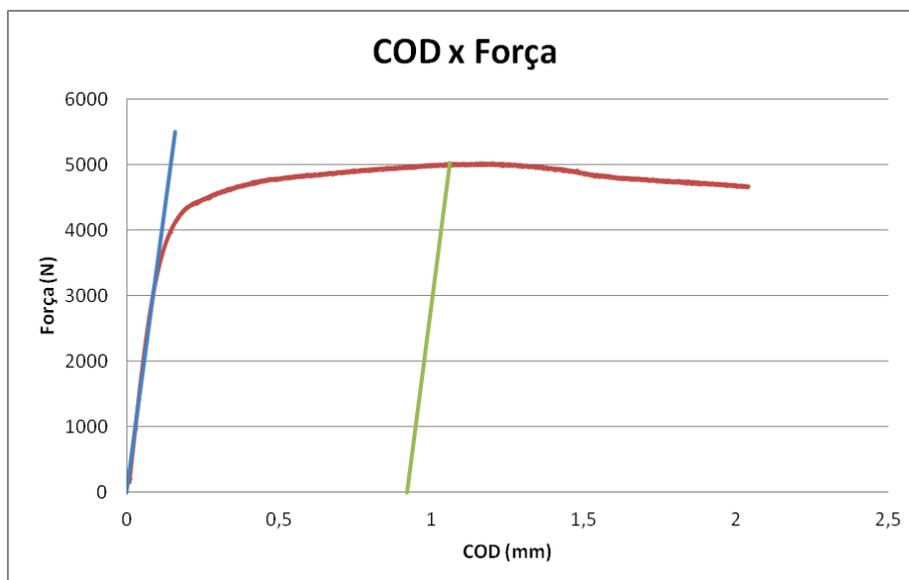


Figura 4.3 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-1.

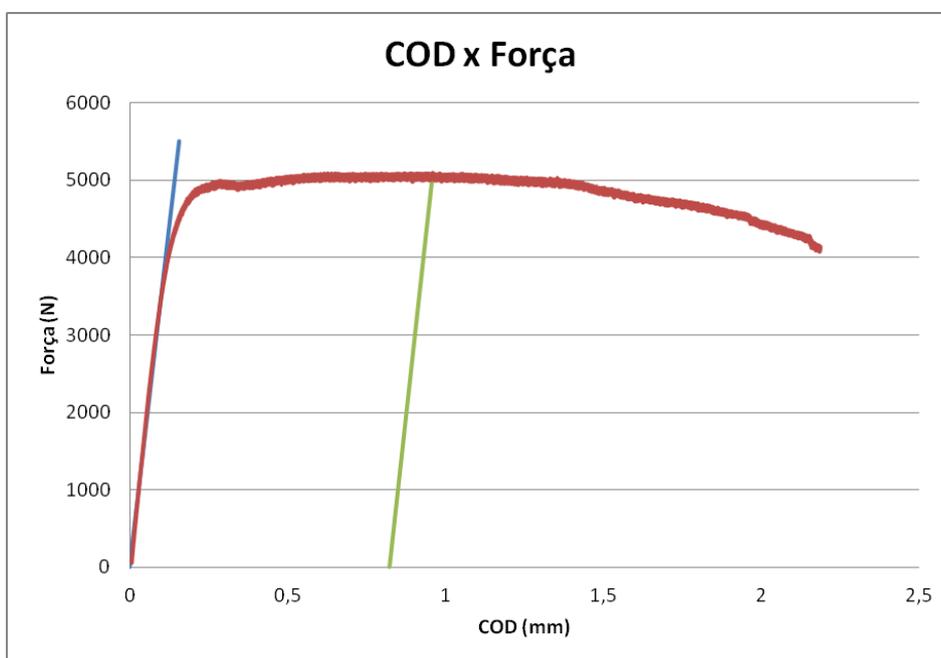


Figura 4.4 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MS-1.

Fazendo os cálculos nas Equações (3.1) e (3.3), obtiveram-se os valores de δ apresentados na Tabela 4.1 para o “metal base” e na Tabela 4.2 para o “metal soldado”. Para a média dos valores de δ , utiliza-se os ensaios que atingiram a carga máxima, sendo assim, pela

observação dos gráficos no ANEXO B, para o metal base, os corpos de provas MB-2, MB-3, MB-6 e MB-9 não atingiram a carga máxima. O mesmo ocorre para o corpo de prova MS-8, do metal soldado.

Tabela 4.1 – Valores de COD para “metal base”.

CP	δ (mm)
MB-1	0,30
MB-2	0,16
MB-3	0,25
MB-4	0,38
MB-6	0,26
MB-7	0,41
MB-8	0,33
MB-9	0,29

Tabela 4.2 – Valores de COD para “metal soldado”.

CP	δ (mm)
MS-1	0,27
MS-4	0,25
MS-6	0,29
MS-7	0,23
MS-8	0,33

Para o metal base e o metal soldado, tem-se uma média de abertura máxima da trinca (δ_m) de 0,36 mm e 0,30 mm respectivamente. Sendo que a variação da trinca máxima (Δa) para o metal base é de 0,83 mm com um desvio padrão de 37,34%, enquanto para o metal soldado é de 0,90 mm com um desvio padrão de 55,14%. Ju e colaboradores [19] observaram a influência da direção em que o corpo de prova foi retirado. Tais autores obtiveram valores de CTOD, para um aço API X65 a temperatura ambiente, de 1,33 mm para corpos de prova com direção acicular e espessura da amostra de 14 mm e 0,58 mm à direção longitudinal com espessura de 12 mm, a diferença de espessura é devido à curvatura existente no tubo a partir da qual as amostras foram tiradas. Santos e colaboradores [20] para o aço API X80, no metal base, o CTOD foi de 0,43 para um corpo de prova com espessura de 12 mm.

A Tenacidade à Fratura do material é apresentada na Figura 4.5. Observando a Figura 4.5, verifica-se que a tenacidade à fratura do aço API X65 nas condições MB e MS são iguais. Com isso é possível verificar que o aço na condição MB quanto na condição MS possui mesma resistência à propagação de trinca. Já para o aço API X70, Shin e colaboradores [21] utilizam o ensaio Charpy V onde encontraram uma tenacidade à fratura de 100 MPa.m^{1/2}.

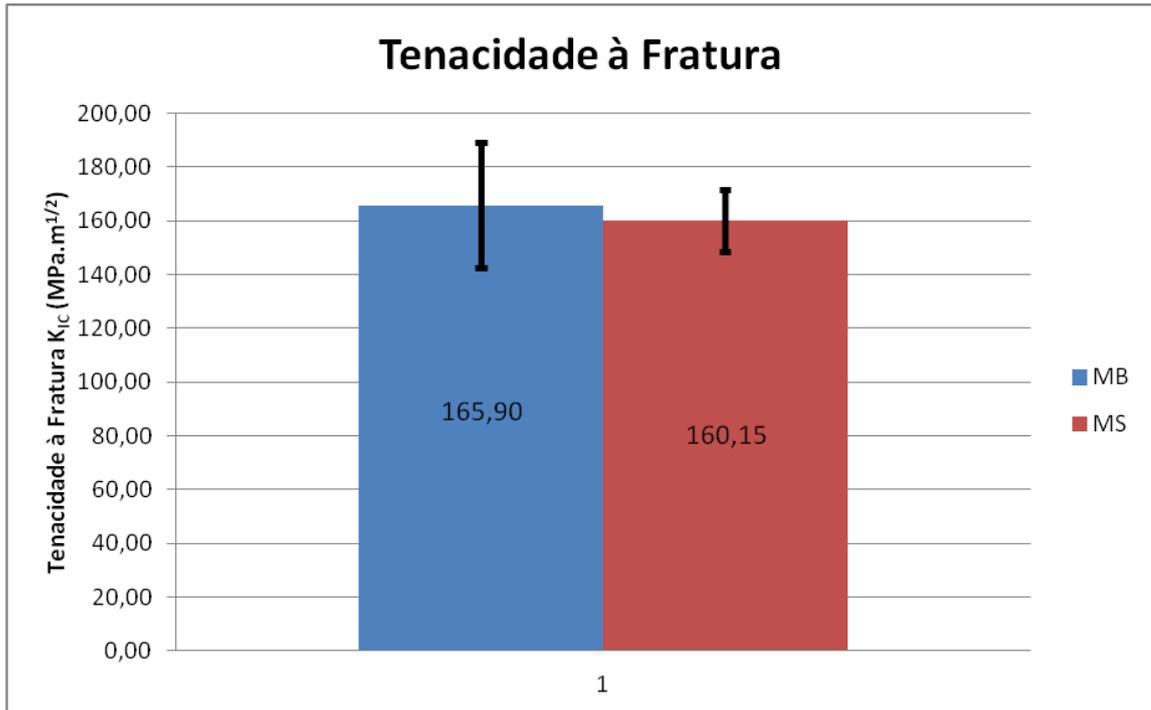


Figura 4.5 – Gráfico da Tenacidade à Fratura do metal base e metal soldado.

As curvas de resistência do metal base e metal soldado estão mostradas nas Figuras 4.6 e 4.7, respectivamente. No metal de base dos nove corpos prova, restaram oito, sendo que a amostra MB-5 foi descartada devido à linha de exclusão do gráfico da Curva R. Enquanto no metal de solda dos oito corpos de prova restaram apenas cinco, devido, também, a linha de exclusão descrita na norma E 1820 – 01. Sendo descartadas as amostras MS-2 e MS-3.

Como exposto no item 2.3.7 as curvas R nas Figuras 4.6 e 4.7 apresentam um grande raio (tendendo a uma reta), com isso nota-se, que a resistência do material é constante com o crescimento da trinca. Apesar de ser um material dúctil (deveria apresentar uma curva R crescente), devido ao confinamento da zona plástica (deformação plana) na ponta da trinca, a curva R se torna linear.

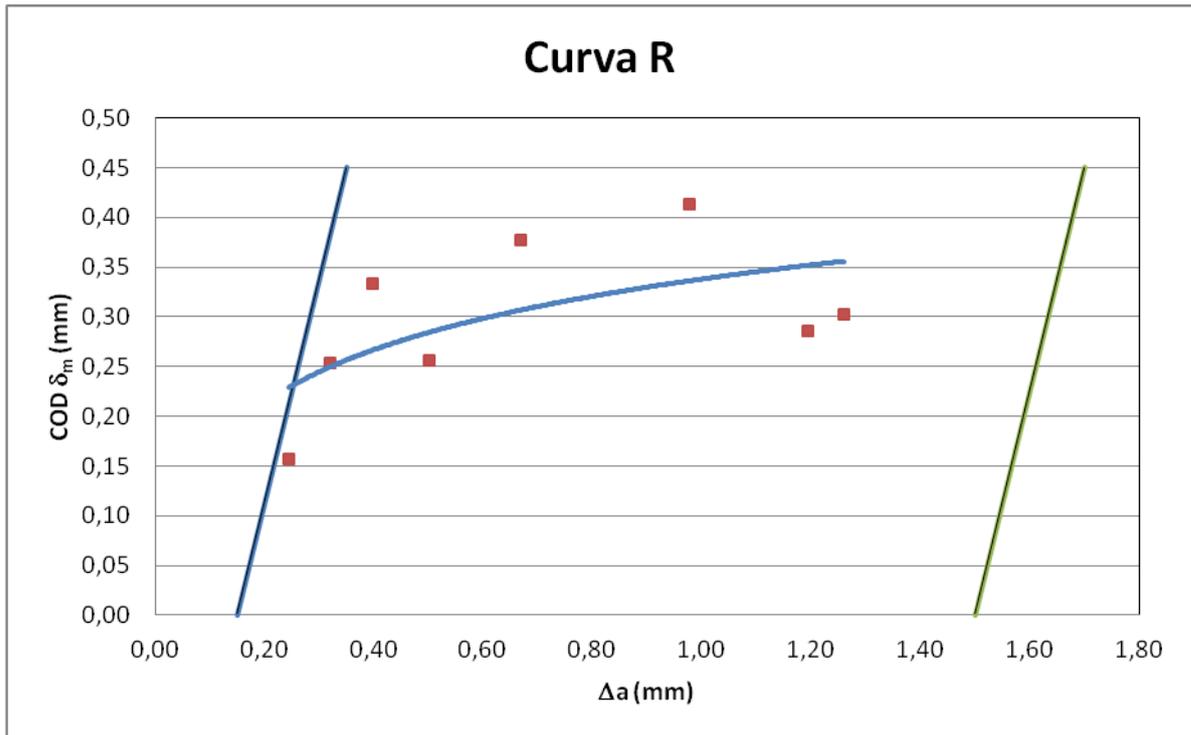


Figura 4.6 – Curva-R do metal base.

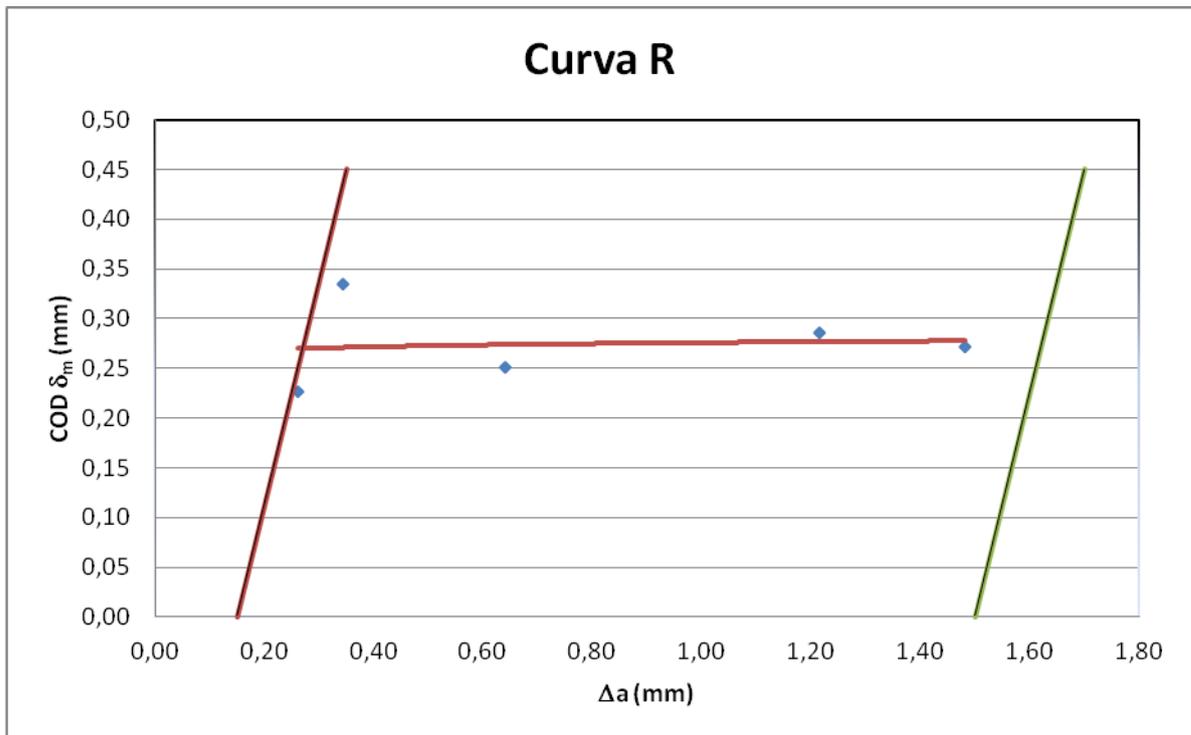


Figura 4.7 – Curva-R do metal soldado.

4.2 – ASPECTOS MICROESTRUTURAIS DA FRATURA

Pela análise através do microscópio óptico, na Figura 4.8 tem-se a metalografia da solda elétrica. Nota-se que a solda é muito fina, devido a isso, o corpo de prova do metal soldado havia apenas uma posição/direção, como comentado no item 3.2.

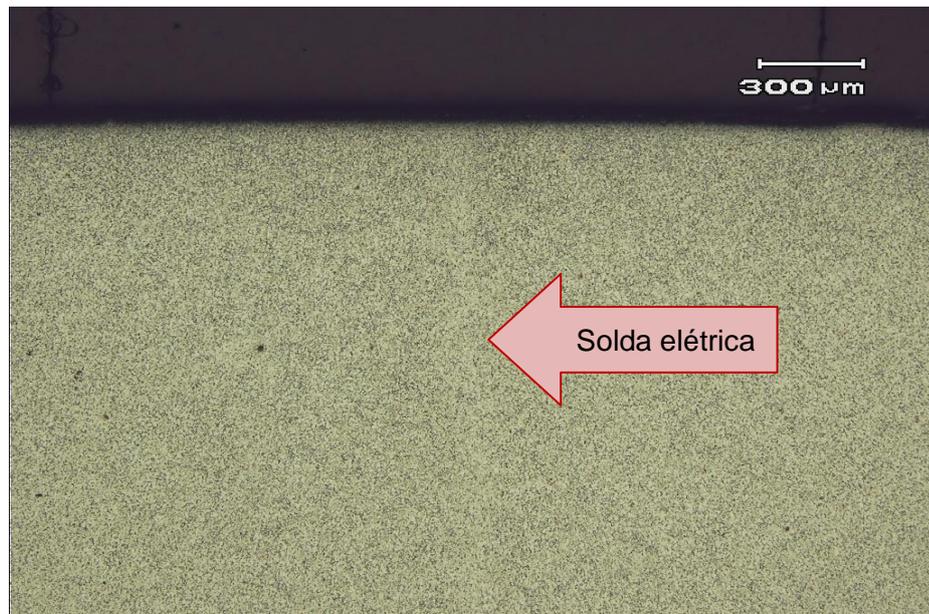


Figura 4.8 – Metalografia da solda elétrica do aço tubo API X65.

A Figura 4.9 apresenta a micrografia obtida por microscópio óptico do aço API X65 com ataque químico de 5% de nital. A Figura 4.9(a) mostra a micrografia na região de MB. O material apresenta uma microestrutura constituída por perlita e ferrita. O microconstituente perlita está claramente alinhado na direção de laminação. Por sua vez a fase ferrítica apresenta pouco bandejamento e existe uma predominância de ferrita poligonal fina. O tamanho médio de grão do material base medido foi de $2,6 \mu\text{m}$ ($\pm 0,7$). Uma estrutura de grão fino em aços de baixo carbono fornece uma tenacidade à fratura melhor [17]. Nas Figuras 4.9(b) e (c) é visualizada a ZTA, onde se verifica que o processo de soldagem não alterou o tamanho dos grãos cujo valor médio medido é $2,5 \mu\text{m}$ ($\pm 1,7$). Porém, a estrutura da ZTA próxima a zona fundida Figura 4.9(c) é mais poligonal não apresentando sinais da textura de laminação, a qual ainda está presente na ZTA mais afastada da zona fundida, Figura 4.9(b). Na 4.9(d), pode ser vista a região da linha de solda, onde os grãos são ligeiramente maiores $2,9 \mu\text{m}$ ($\pm 1,5$) e duas morfologias de ferrita estão presentes, poligonal e acicular, esta última em menor quantidade. No metal soldado a trinca encontra-se na região da linha de solda, as micrografias que comprovam esta afirmação, encontram-se no ANEXO C.

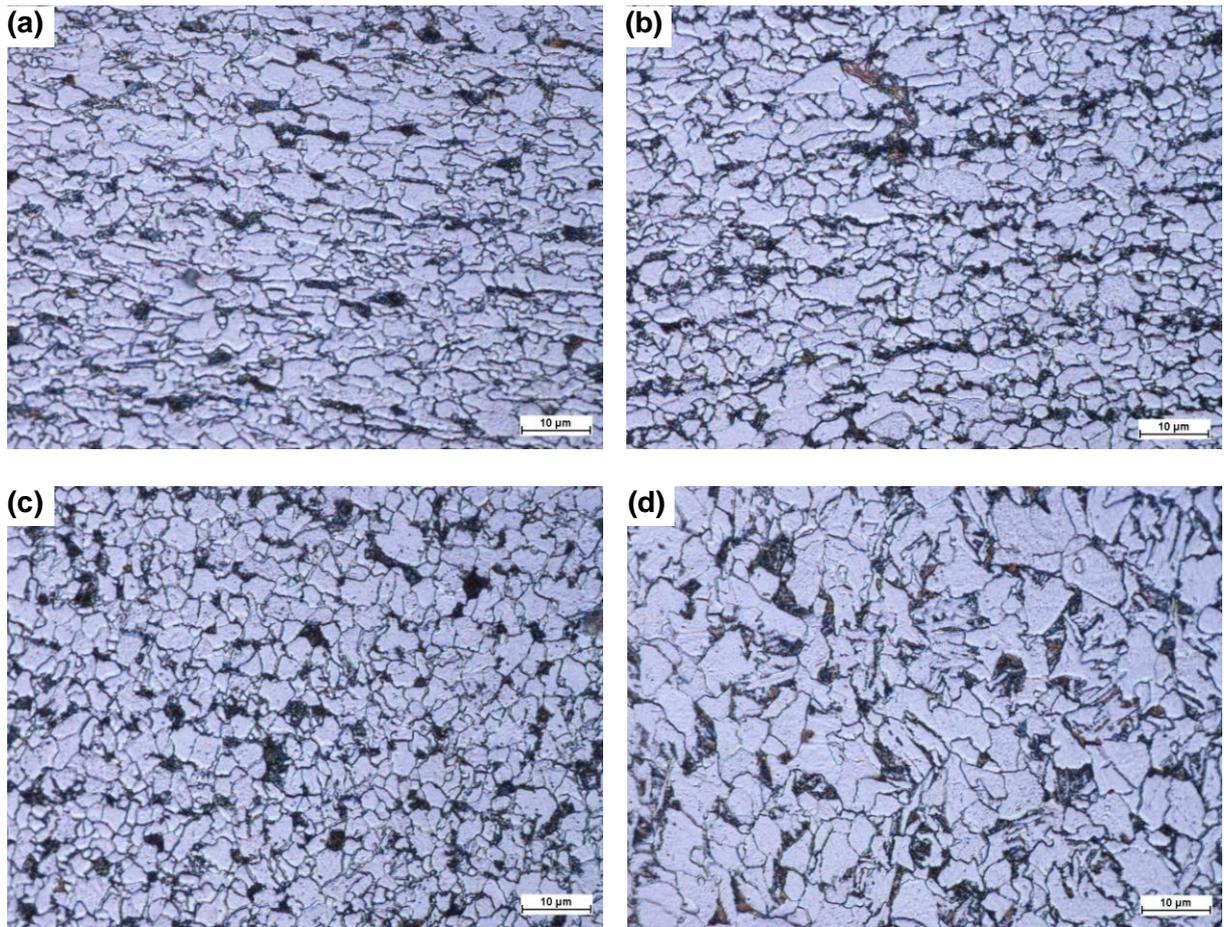


Figura 4.9 – Micrografia óptica do aço API X65 aumento de 1000x: (a) metal base, (b) zona termicamente afetada (ZTA) mais próxima do metal base, (c) zona termicamente afetada mais próxima da zona fundida e (d) linha de solda.

A Figura 4.10 apresenta micrografias realizadas com microscópio eletrônico de varredura na região MB (Figura 4.10(a)) e MS (Figura 4.10(b)). Pode-se notar que na região MB os grãos possuem um alinhamento (textura de laminação), já na região MS parece não ocorrer isso, os grãos parecem equiaxiais.

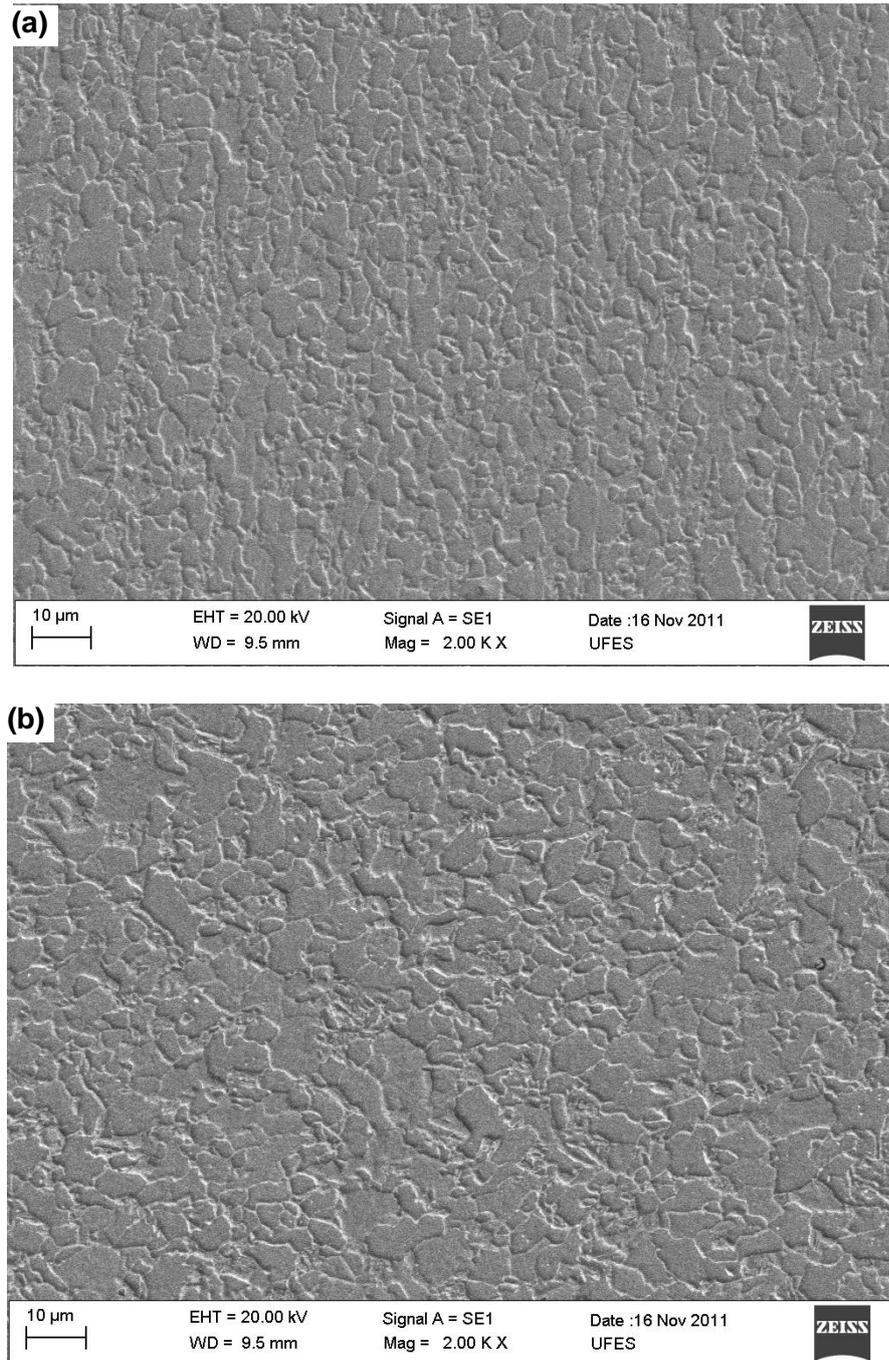


Figura 4.10 – Micrografia via MEV da microestrutura do aço: (a) metal base e (b) metal soldado.

A Figura 4.11 apresenta o MEV da região de fratura da amostra MB-6. Esta figura, pode-se notar a pré-trinca de fadiga que, como relatada anteriormente, proporciona o caso mais crítico para realizarem-se os ensaios. Na região de propagação subcrítica da trinca, observa-se que a fratura ocorrida é dúctil conferindo, assim, uma maior resistência ao material.

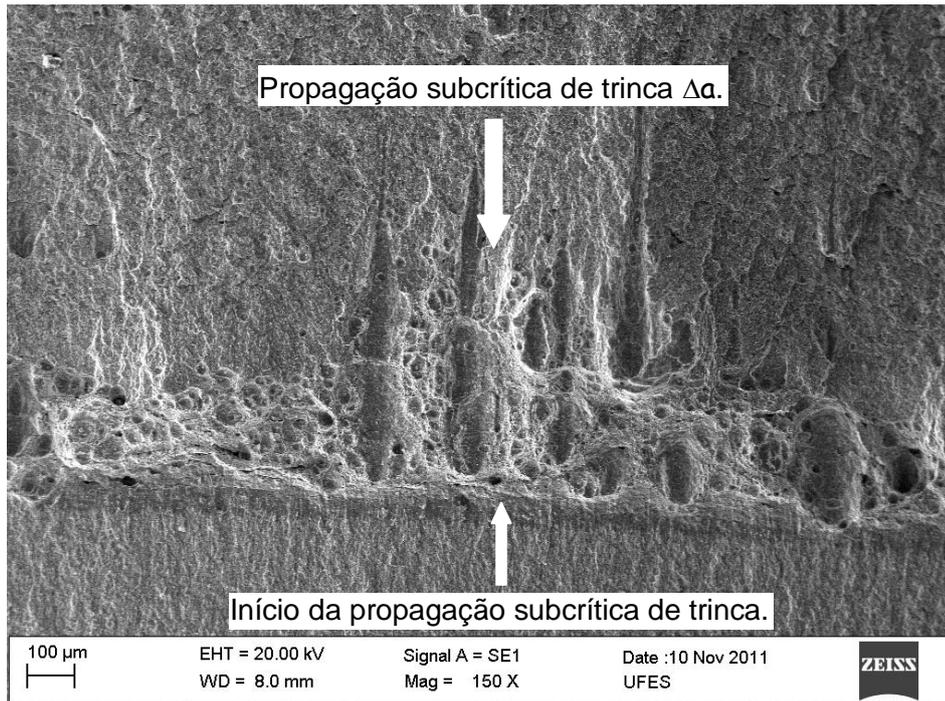


Figura 4.11 – Fotomicrografia via MEV da região de fratura do corpo de prova MB-6.

As Figuras 4.12 e 4.13 mostram a fractografia dos corpos de prova do ensaio de tração. É evidente a presença de uma fratura típica dúctil com a presença de microcavidades (dimples) e inclusões. Na Figura 4.12, tem-se a fractografia do MB sendo em (a) a amostra com maior tenacidade à fratura e em (b) a amostra com menor tenacidade à fratura obtida nos ensaios. Nota-se a presença maior de microcavidades e inclusões na amostra MB-6, devido a isso a ocorrência de menor tenacidade à fratura. Na Figura 4.13 tem-se a fractografia do MS sendo em (a) a amostra com maior tenacidade à fratura e em (b) a amostra com menor tenacidade à fratura obtida nos ensaios. Também, neste caso observa-se a presença maior de microcavidades e inclusões na amostra MS-1. Quanto à comparação da fratura em relação ao MB e MS, tem-se que são parecidas, podendo atestar o valor encontrado de tenacidade à fratura nos dois casos, que são iguais.

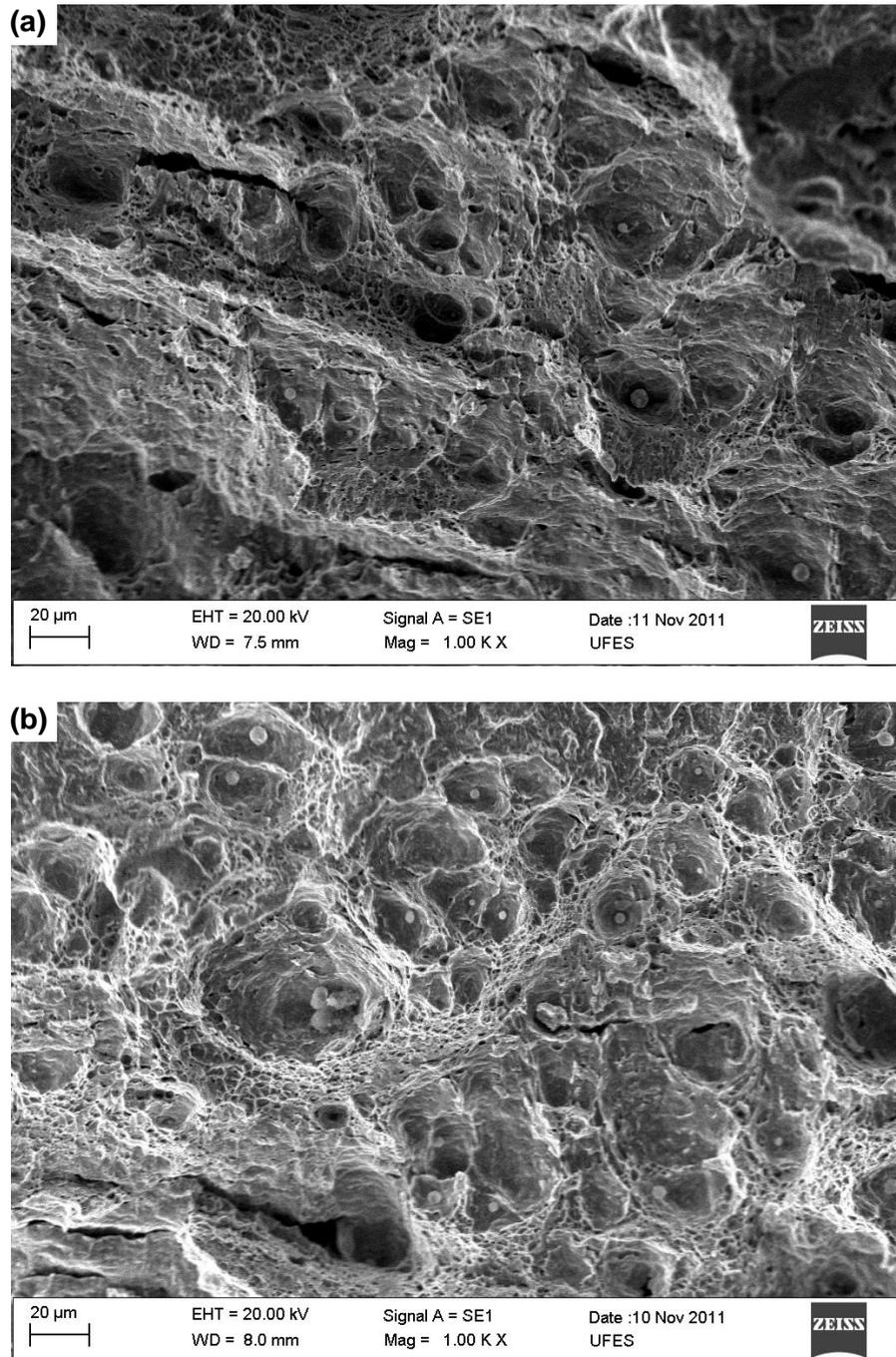


Figura 4.12 – Micrografia via MEV na região de fratura do corpo de prova (a) MB-4 mais tenaz e (b) MB-6 menos tenaz.

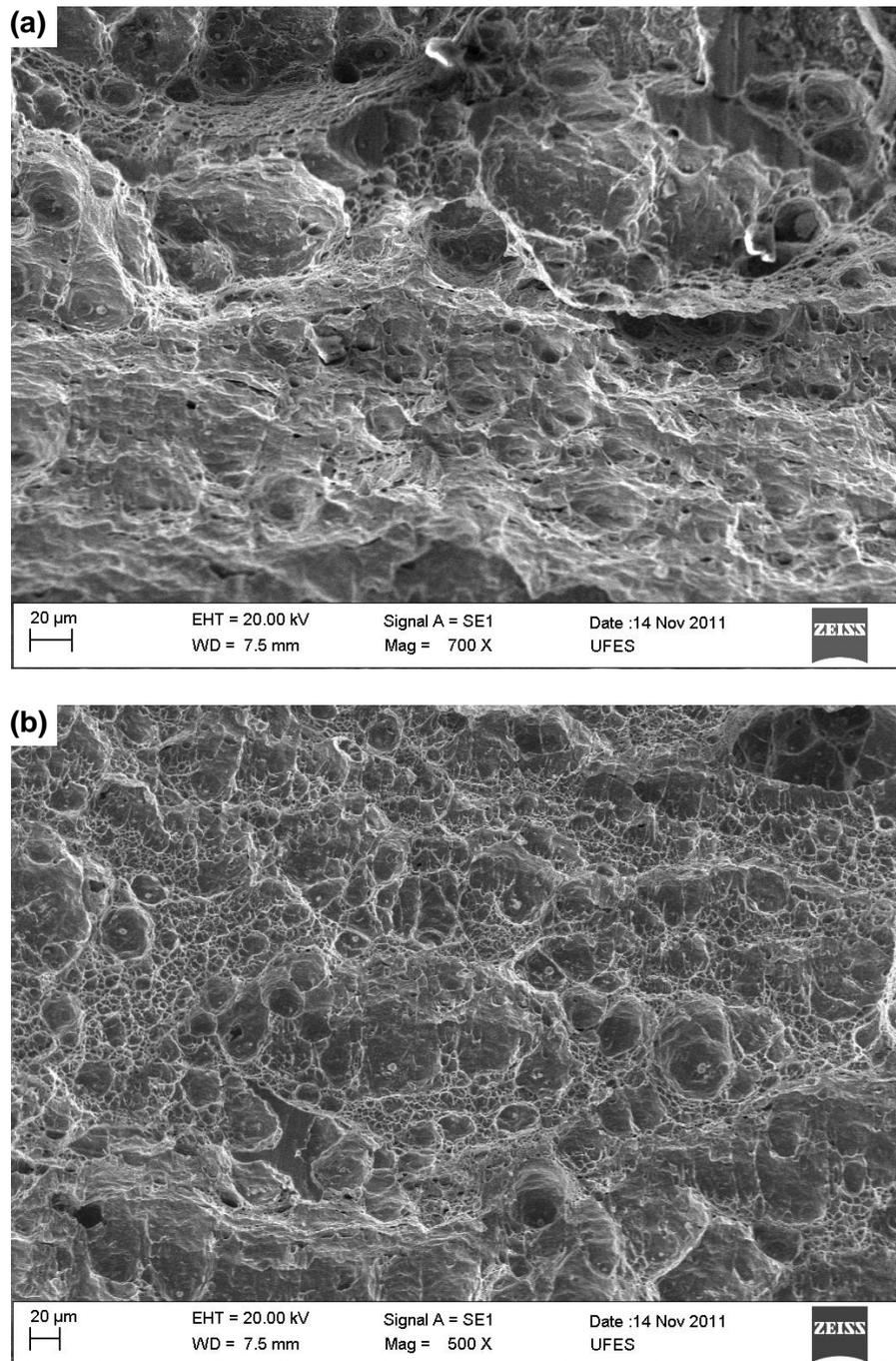


Figura 4.13 – Fotomicrografia via MEV na região de fratura do corpo de prova (a) MS-8 mais tenaz e (b) MS-1 menos tenaz.

5 – CONCLUSÕES

Como o objetivo deste trabalho é atestar a confiabilidade de juntas soldadas de tubos, neste caso o aço API X65, utilizados na indústria do petróleo, através da tenacidade à fratura, pode-se considerar que o resultado foi satisfatório, visto que os valores tanto para o MB quanto para o MS são iguais. Apesar dos parâmetros de soldagem ser tratados como segredo industrial, com os resultados obtidos pode-se garantir a integridade da solda.

A microestrutura do metal base é constituída por ferrita e perlita. O tamanho de grão é fino.

A ZTA apresenta duas regiões, uma onde a textura de laminação desaparece e os grãos são finos e uma segunda mais afastada da zona fundida, cuja microestrutura é mais parecida com a do metal base.

A soldagem produziu uma zona fundida com predominância de ferrita poligonal, mas alguma quantidade de ferrita acicular pode ser percebida.

Os valores de dureza são iguais comparando-se metal base e zona fundida e ZTA.

A análise fratógrfica dos materiais ensaiados mostrou a presença de microcavidades (dimples) confirmando a ductilidade e tenacidade tanto do material base quanto da junta soldada.

6 - SUGESTÕES

Estudar o efeito do mesmo procedimento de soldagem na Tenacidade à Fratura de aços de maior resistência X70, X80 e X100.

Avaliar o comportamento destes aços com relação à fragilização por hidrogênio e/ou corrosão sob tensão por sulfetos.

7 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SILVA, Maurício de Carvalho. **Determinação Experimental da Tenacidade à Fratura da Zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L X80**. Tese de Doutorado – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.
- [2] OGATA, P. H.; RAMÍREZ, M. G.; GOLDENSTEIN, H.; GORNI, A. A.; LANDGRAF, F. J. G. **Caracterização Microestrutural de Aço API 5L X65, Austenitizado e Resfriado a Diferentes Taxas de Resfriamento**. 18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência de Materiais, 2008.
- [3] G ANANTA NAGU, AMARNATH; T K G NAMBOODHIRI. **Effect of heat treatments on the hydrogen embrittlement susceptibility of API X-65 grade line-pipe steel**. Indian Academy of Sciences, 2003.
- [4] UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2005.
- [5] UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS. Escola de Engenharia. **Processo de Soldagem por Resistência**. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/new_site/getFile.php?t=d&i=134>. Acesso em: 14 nov. 2011.
- [6] SCANDIAN, Cherlio. **Tese de Doutorado**. França, 2000.
- [7] GORDON, J.E.. **The New Science of Strong Materials**. New York, 1976.
- [8] KANNINEN, Melvin F.; POPELAR, Carl H.. **Advanced Fracture Mechanics**. 1985.
- [9] INGLIS, C. E.. **Stress in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners**. Transactions of the Institute of Naval Architects, 55, page 219-241, 1913.
- [10] DIETER, George E.. **Metalurgia Mecânica**. Editora Guanabara Dois, segunda edição, Rio de Janeiro, 1981.
- [11] ANDERSON, T. L.. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. Editora CRC Press, second edition, 1995.
- [12] CALLISTER JR William D.. **Ciência e Engenharia de Materiais**. Editora LTC, quinta edição, 2002.
- [13] BASTIAN, Fernando Luiz; CAMINHA JR., Herick Marques; MORAIS, Marcelo Melo. **Mecânica da Fratura**. Novembro/1987.
- [14] FERRANTE, Maurizio. **Seleção de Materiais**, Editora Edufscar, segunda edição, 2002.
- [15] WELLS, A. A.. **Application of Fracture Mechanics at and Beyond General Yielding**. British Welding Journal, 10, page 19-41, 1963.

- [16] ASTM International. **E 1820 – 01**: Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. Estados Unidos, 2001.
- [17] CHUNG, P.C.; HAM, Yoonjin; KIM, Sanghoon; LIM, Jeongho; LEE, Changhee. **Effects of post-weld heat treatment cycles on microstructure and mechanical properties of electric resistance welded pipe welds**. Materials and Design, Page 685–690, 2011.
- [18] ÇÖL, M.; YILMAZ, M.. **The determination of heat treatment parameters of X52 microalloyed steel after high frequency induction welding**. Materials and Design, Page 507–512, 2005.
- [19] JU, Jang-Bog; LEE, Jung-Suk; JANG, Jae-il. **Fracture toughness anisotropy in a API steel line-pipe**. Materials Letters, Page 5178–5180, 2007.
- [20] SANTOS, T.F.A.; HERMENEGILDO, T.F.C.; AFONSO, C.R.M.; MARINHO, R.R.; PAES, M.T.P.; RAMIREZ, A.J.. **Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds**. Engineering Fracture Mechanics, Page 2937–2945, 2010.
- [21] SHIN, Sang Yong; HAWANG, Byoungchul Hwang; KIM, Sangho; LEE, Sunghak. **Fracture toughness analysis in transition temperature region of API X70 pipeline steels**. Materials Science and Engineering, Page 196-204, 2006.
- [22] HERTZBERG, Richard W.. **Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials**. Editora John Wiley & Sons, third edition, 1989.
- [23] BSI BRITISH STANDARD. **BS7448: Part 2**: Fracture mechanics toughness tests – Part 2. Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials. Londres, 1997.

ANEXO A – Dados dos Ensaio

Foram medidas para cada corpo de prova nove medidas de a_0 (trinca inicial) para obter a média, como demonstrado na Tabela A.1 para o “metal base” e Tabela A.2 para o “metal soldado”.

Tabela A.1 – Medidas de a_0 do “metal base”.

CP	1ª a_0 mm	2ª a_0 mm	3ª a_0 mm	4ª a_0 mm	5ª a_0 mm	6ª a_0 mm	7ª a_0 mm	8ª a_0 mm	9ª a_0 mm	Média mm
MB-1	6,6115	6,7375	6,8465	7,0015	7,039	7,1245	7,158	7,126	7,0755	6,98
MB-2	7,0755	7,23	7,3915	7,442	7,4735	7,5	7,489	7,4325	7,3905	7,40
MB-3	6,923	7,062	7,156	7,221	7,235	7,177	7,167	7,1185	7,04	7,14
MB-4	7,027	7,215	7,4195	7,522	7,557	7,5215	7,508	7,455	7,3775	7,43
MB-6	6,985	7,071	7,0975	7,1155	7,079	7,027	6,9235	6,809	6,687	6,99
MB-7	7,16	7,2625	7,3315	7,3825	7,3495	7,371	7,314	7,2485	7,059	7,30
MB-8	7,0455	7,2055	7,288	7,2785	7,2495	7,2485	7,125	7,0665	7,0095	7,19
MB-9	6,738	6,9775	7,0465	7,142	7,262	7,2565	7,2055	7,2505	7,1845	7,14

Tabela A.2 – Medidas de a_0 do “metal soldado”.

CP	1ª a_0 mm	2ª a_0 mm	3ª a_0 mm	4ª a_0 mm	5ª a_0 mm	6ª a_0 mm	7ª a_0 mm	8ª a_0 mm	9ª a_0 mm	Média mm
MS-1	6,787	6,8185	6,9005	7,004	7,03	7,031	7	6,966	6,868	6,95
MS-4	6,166	6,2355	6,2615	6,243	6,273	6,22	6,191	6,027	5,792	6,18
MS-6	7,048	6,9275	6,849	6,804	6,8795	6,8775	6,9375	6,9555	6,885	6,90
MS-7	7,5485	7,483	7,315	7,128	6,916	6,9935	6,9535	6,86	6,7155	7,10
MS-8	6,689	6,895	7,015	7,033	7,06	6,934	6,7225	6,866	6,8725	6,91

Também foram medidas para cada corpo de prova cinco medidas de a (trinca final) para obter a média, como demonstrado na Tabela A.3 para o “metal base” e Tabela A.4 para o “metal soldado”.

Tabela A.3 – Medidas de a do “metal base”.

CP	1ª a mm	2ª a mm	3ª a mm	4ª a mm	5ª a mm	Média mm
MB-1	7,747	8,107	8,5685	8,339	8,1755	8,24
MB-2	7,564	7,604	7,7005	7,662	7,659	7,64
MB-3	7,3845	7,4445	7,5375	7,447	7,432	7,46
MB-4	7,859	7,999	8,273	8,2085	7,9375	8,09
MB-6	7,3567	7,4035	7,721	7,5035	7,35	7,50
MB-7	8,0395	8,2125	8,5865	8,261	8,033	8,27
MB-8	7,5405	7,5645	7,7265	7,5565	7,439	7,58
MB-9	7,5705	7,7545	7,966	9,9245	7,7985	8,33

Tabela A.4 – Medidas de a do “metal soldado”.

CP	1ª a mm	2ª a mm	3ª a mm	4ª a mm	5ª a mm	6ª a mm	7ª a mm	8ª a mm	9ª a mm	Média mm
MS-1	7,6455	7,958	8,231	8,7	9,06	8,83	8,63	8,34	7,72	8,43
MS-4	-	-	6,469	6,857	7,005	6,877	6,601	-	-	6,82
MS-6	-	-	7,7955	8,284	8,2505	8,1	7,8485	-	-	8,11
MS-7	-	7,733	7,6085	7,452	7,336	7,262	7,169	7,0545	-	7,36
MS-8			7,17239	7,239	7,316	7,2835	7,2145			7,26

Com esses valores calculou-se o Δa (variação máxima da trinca). Na Tabela A.5, tem-se os valores de P_Q e P_m para cada corpo de prova.

Tabela A.5 – Cargas aplicadas nos ensaios.

CP	P_Q N	P_m N	P_m/P_Q
MB-1	3127	5031	1,61
MB-2	3130	4807	1,54
MB-3	3268	5173	1,58
MB-4	3233	5180	1,60
MB-6	3270	4992	1,53
MB-7	2869	4903	1,71
MB-8	2933	5070	1,73
MB-9	2864	5101	1,78
MS-1	3408	5094	1,49
MS-4	4044	6555	1,62
MS-6	3850	6186	1,61
MS-7	4101	5351	1,30
MS-8	4095	6528	1,59

Os dados obtidos nos ensaios são apresentados na Tabela A.6.

Tabela A.6 – Dados obtidos nos ensaios.

CP	v_{pl} (mm)	B (mm)	W (mm)	S (mm)	z (mm)	E (MPa)	ν	r_p (mm)	σ_{ys} (MPa)
MB-1	0,92	6,86	13,54	54,54	0,00	210000	0,3	0,462	448
MB-2	0,47	6,82	13,64	54,54	0,00	210000	0,3	0,458	448
MB-3	0,76	6,77	13,68	54,54	0,00	210000	0,3	0,461	448
MB-4	1,25	6,83	13,62	54,54	0,00	210000	0,3	0,458	448
MB-6	0,76	6,75	13,68	54,54	0,00	210000	0,3	0,463	448
MB-7	1,36	6,78	13,62	54,54	0,00	210000	0,3	0,459	448
MB-8	1,05	6,80	13,62	54,54	0,00	210000	0,3	0,460	448
MB-9	0,88	6,79	13,62	54,54	0,00	210000	0,3	0,461	448
MS-1	0,82	7,31	13,50	53,69	0,00	210000	0,3	0,463	448
MS-4	0,63	7,34	13,50	53,69	0,00	210000	0,3	0,472	448
MS-6	0,83	7,28	13,59	53,69	0,00	210000	0,3	0,464	448
MS-7	0,68	7,22	13,46	53,69	0,00	210000	0,3	0,460	448
MS-8	0,98	7,33	13,57	53,69	0,00	210000	0,3	0,463	448

Com esses valores calculou-se o fator de intensidade de tensão e o tamanho de abertura da trinca. Esses valores foram calculados através das equações descritas na norma ASTM E 1820 – 01, que foram apresentadas no item 3.1. Para o cálculo de K , utilizou-se a Equação (3.1), e para o cálculo de δ , utilizou-se a Equação (3.3).

Fazendo os cálculos nas Equações (3.1) e (3.3), obtiveram-se os valores apresentados na Tabela A.7 para o “metal base” e na Tabela A.8 para o “metal soldado”.

Tabela A.7 – Valores obtidos dos cálculos para “metal base”.

CP	K_Q (MPa.m ^{1/2})	K_m (MPa.m ^{1/2})	δ (mm)
MB-1	44,2	71,1	0,30
MB-2	48,1	73,9	0,16
MB-3	47,0	74,4	0,25
MB-4	50,2	80,4	0,38
MB-6	45,6	69,6	0,26
MB-7	43,4	74,2	0,41
MB-8	43,1	74,5	0,33
MB-9	41,7	74,2	0,29

Tabela A.8 – Valores obtidos dos cálculos para “metal soldado”.

CP	K_Q (MPa.m ^{1/2})	K_m (MPa.m ^{1/2})	δ (mm)
MS-1	44,5	66,6	0,27
MS-4	44,1	71,5	0,25
MS-6	48,9	78,6	0,29
MS-7	56,8	74,1	0,23
MS-8	52,1	83,0	0,33

Sendo K_m a Tenacidade à Fratura e K_Q o fator de intensidade de tensões.

A média da carga máxima suportada pelo corpo de prova é demonstrada na Figura A.1. Observando a figura, nota-se que o metal soldado suporta uma carga máxima maior que o metal base.

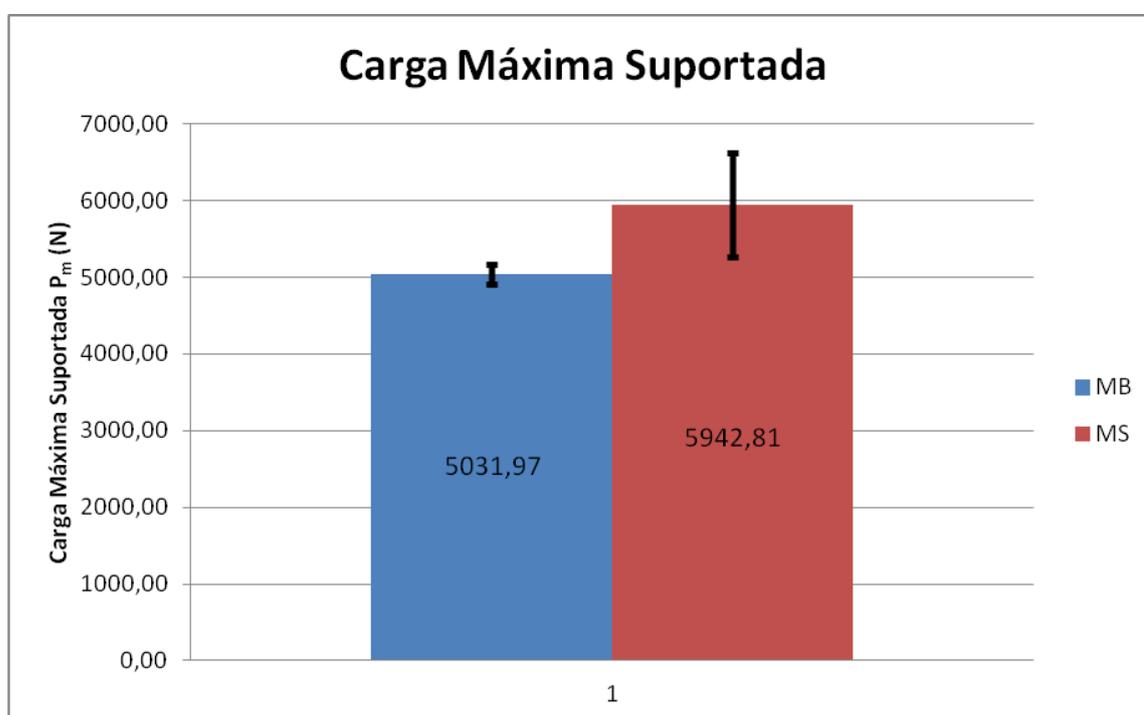


Figura A.1 – Gráfico da carga máxima suportada pelo corpo de prova.

Para calcular os valores de Tenacidade à Fratura utilizou-se a Equação (2.15) desenvolvida por Wells. Os resultados estão apresentados nas Tabelas A.9 e A.10 para o “metal base” e “metal soldado” respectivamente.

Tabela A.9 – Valores de Tenacidade à Fratura para “metal base”.

CP	δ (mm)	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})
MB-1	0,30	168,79
MB-2	0,16	121,71
MB-3	0,25	154,60
MB-4	0,38	188,39
MB-6	0,26	155,11
MB-7	0,41	197,33
MB-8	0,33	177,16
MB-9	0,29	164,09

Tabela A.10 – Valores de Tenacidade à Fratura para “metal soldado”.

CP	δ (mm)	K_{IC} (MPa.m ^{1/2})
MS-1	0,27	159,74
MS-4	0,25	153,59
MS-6	0,29	164,07
MS-7	0,23	146,00
MS-8	0,33	177,33

ANEXO B – Gráfico de COD x Força

Apresentação dos gráficos de COD x Força (Carga) de todos os corpos de prova.

Metal base:

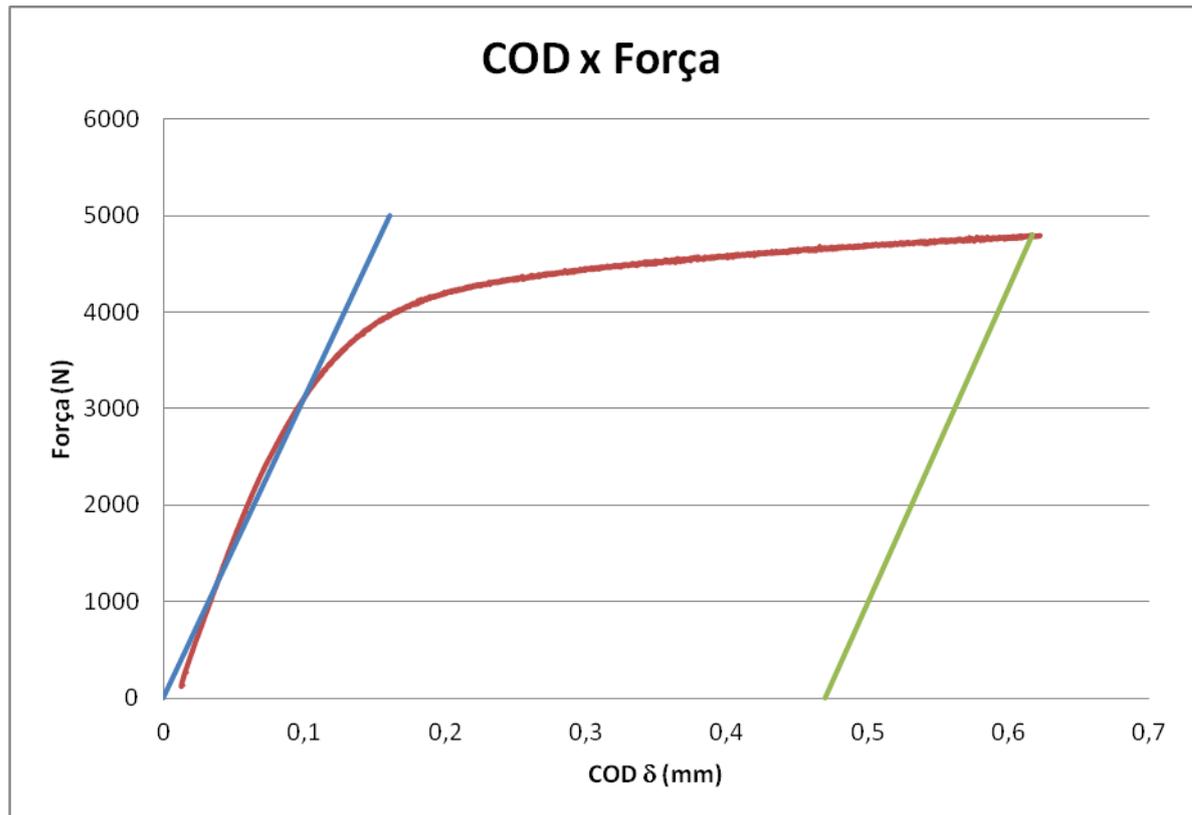


Figura B.1 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-2.

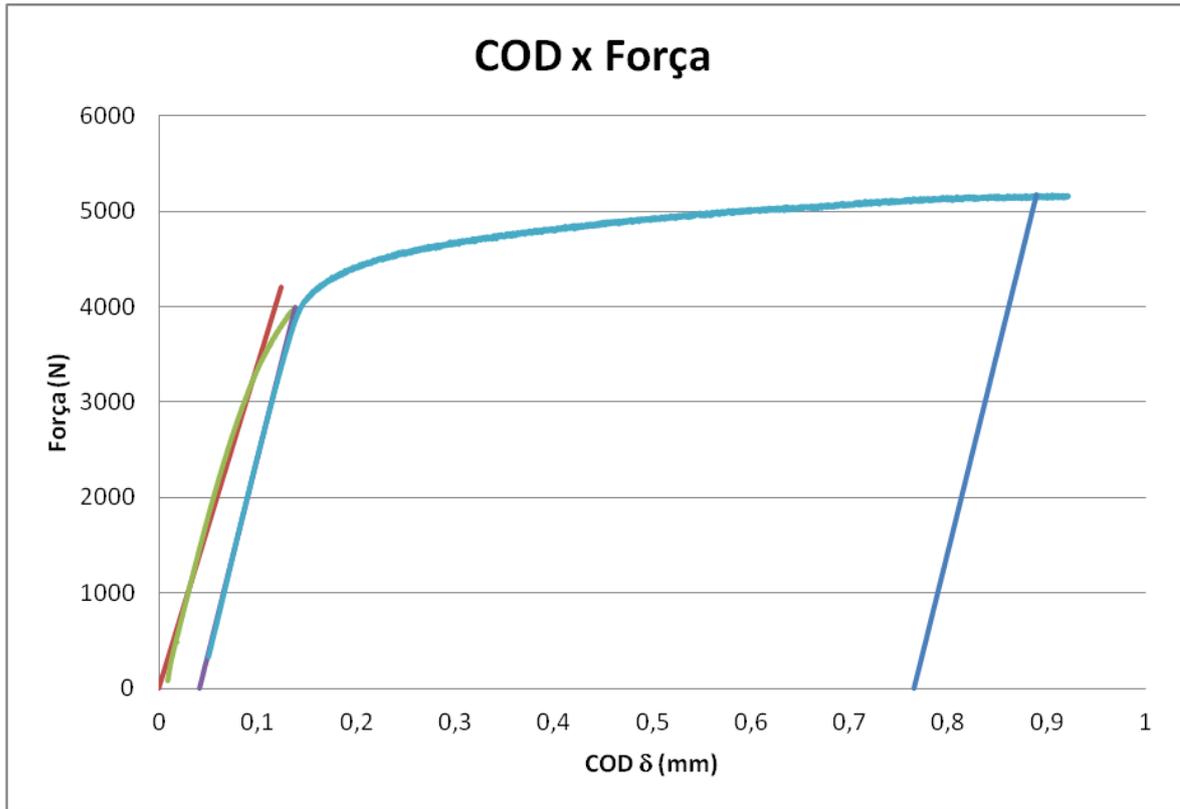


Figura B.2 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-3.

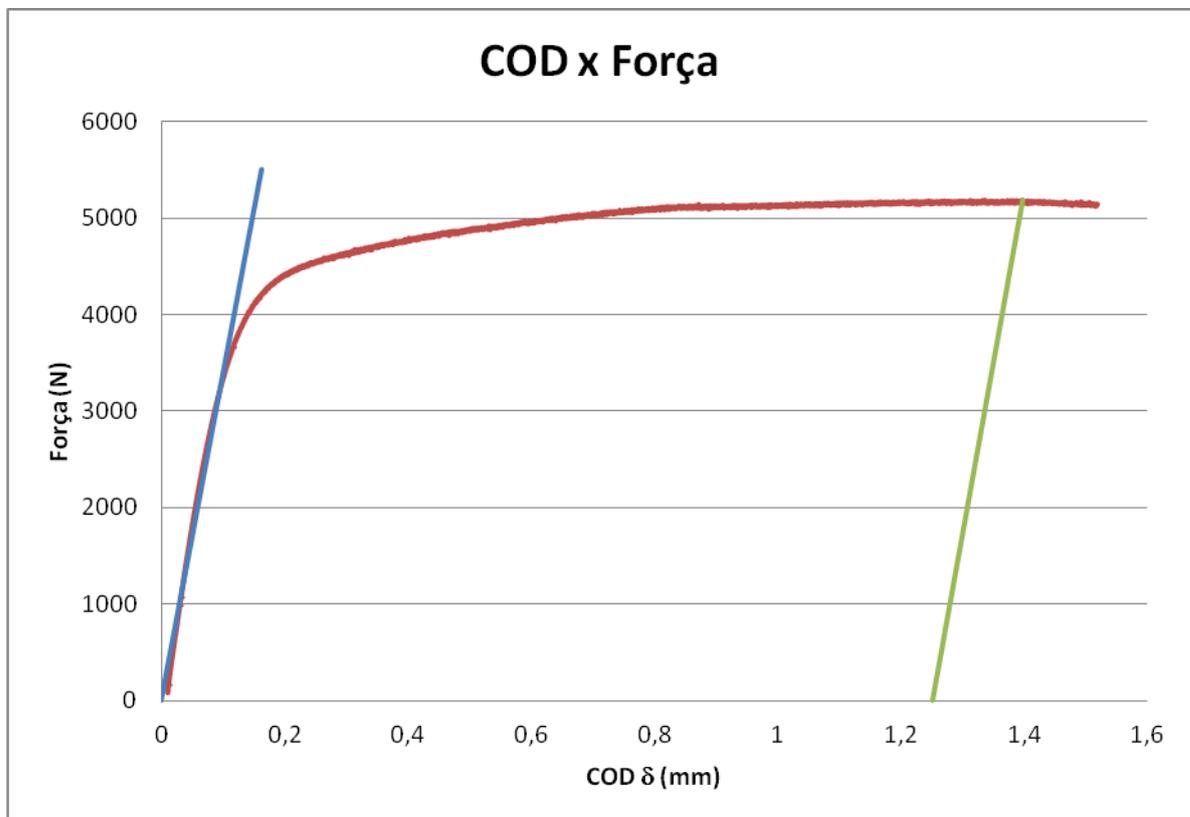


Figura B.3 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-4.

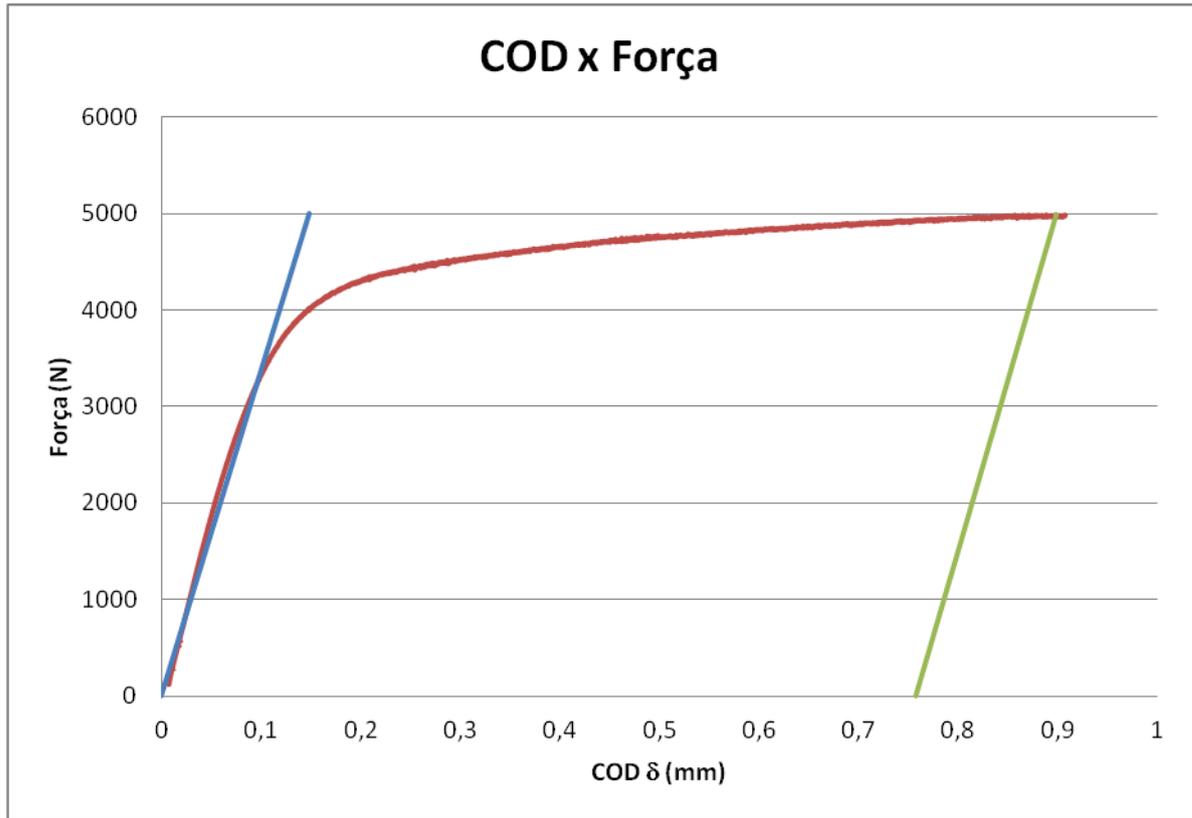


Figura B.4 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-6.

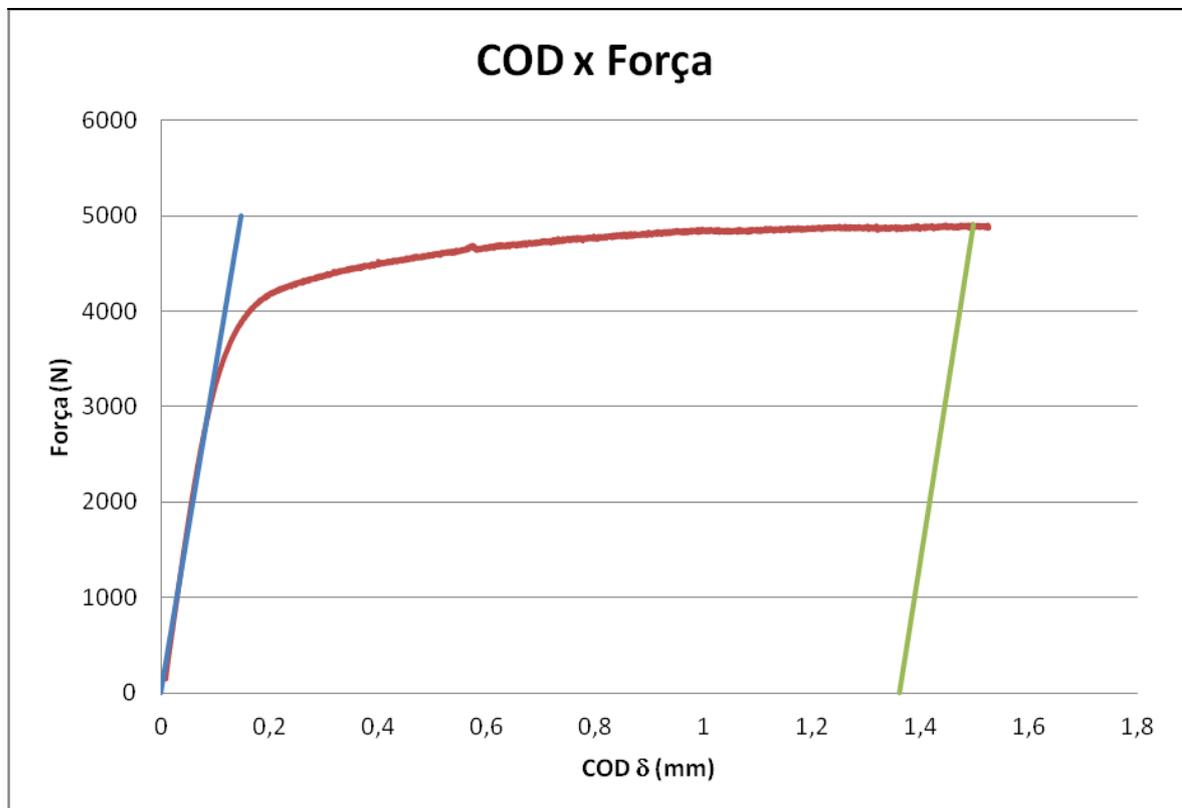


Figura B.5 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-7.

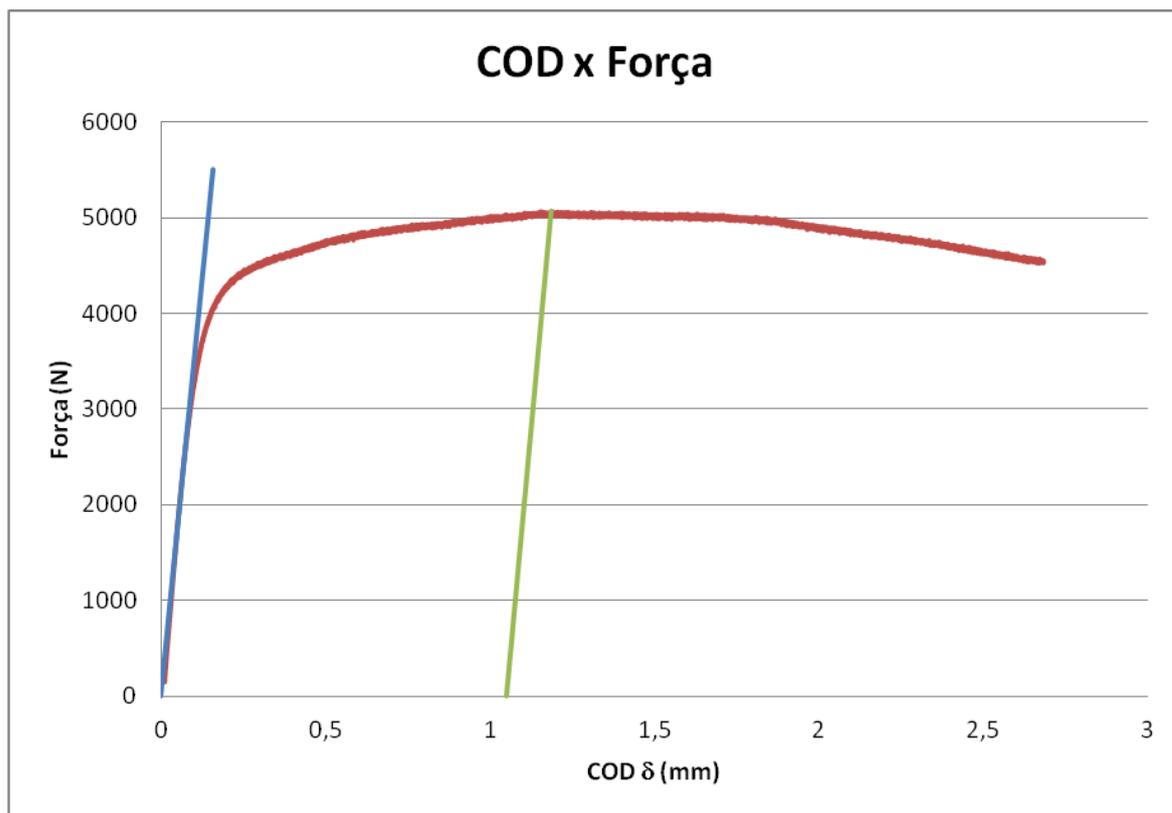


Figura B.6 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-8.

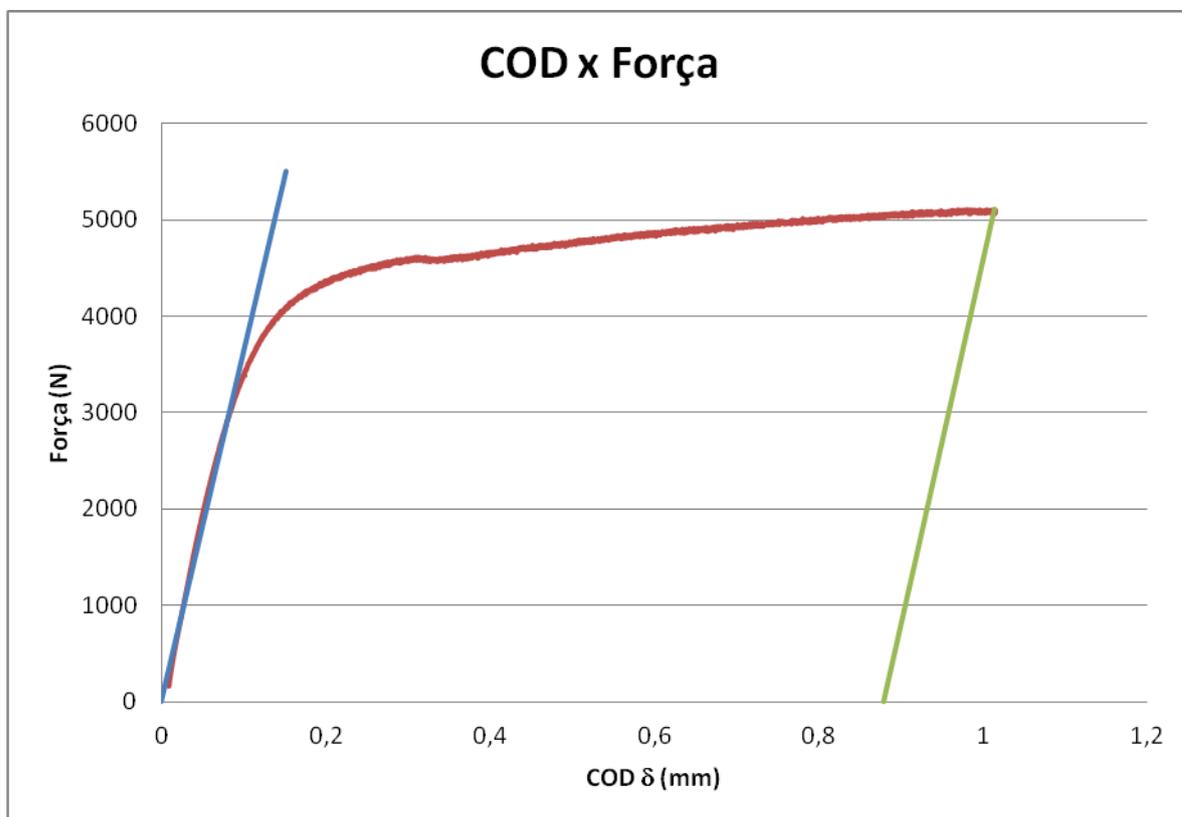


Figura B.7 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MB-9.

Metal soldado:

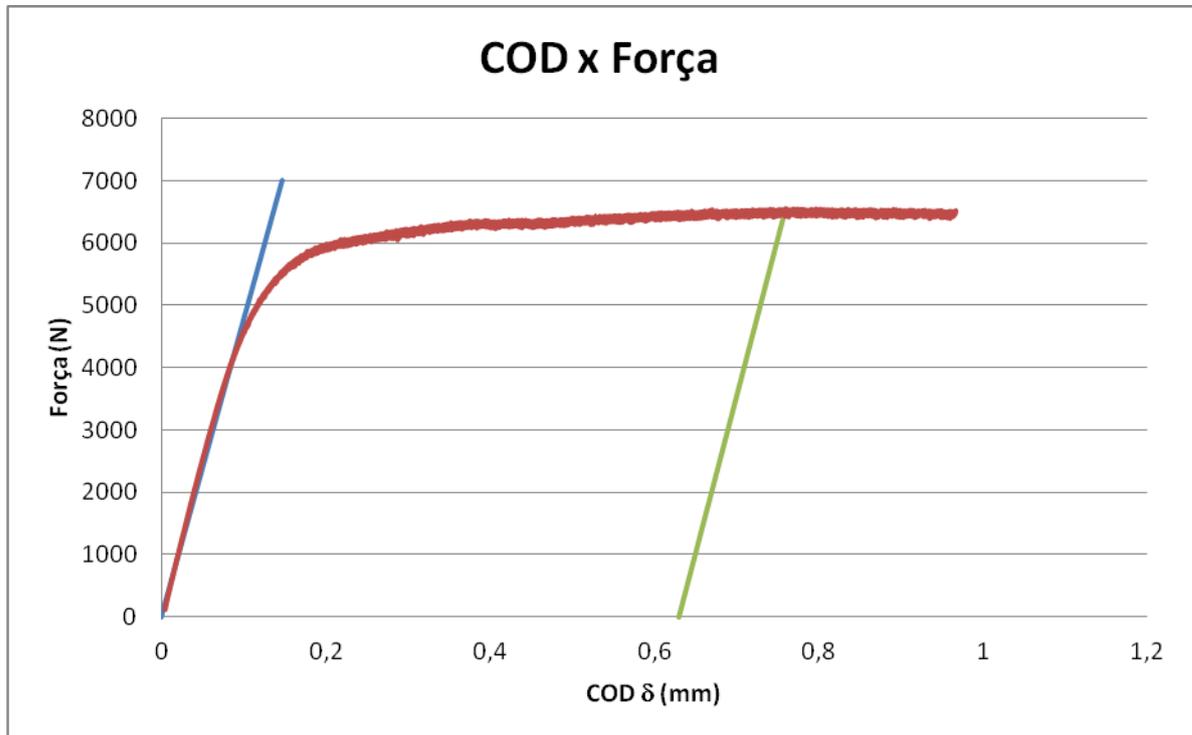


Figura B.8 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MS-4.

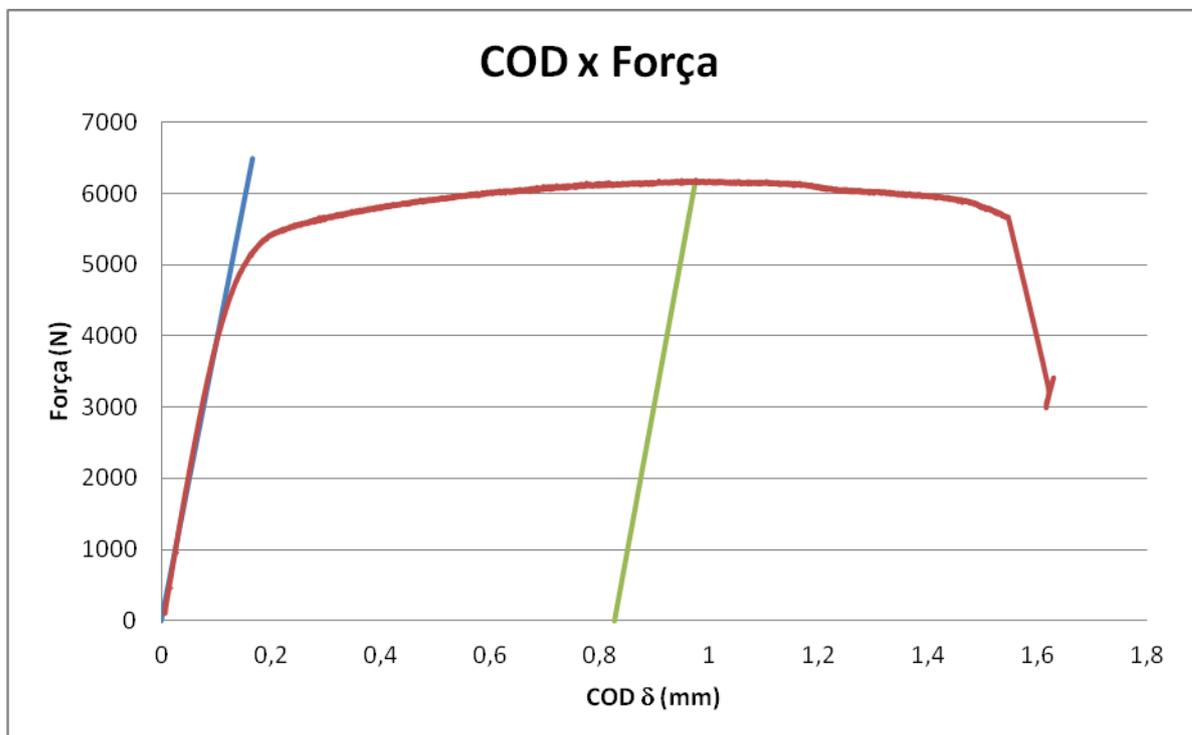


Figura B.9 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MS-6.

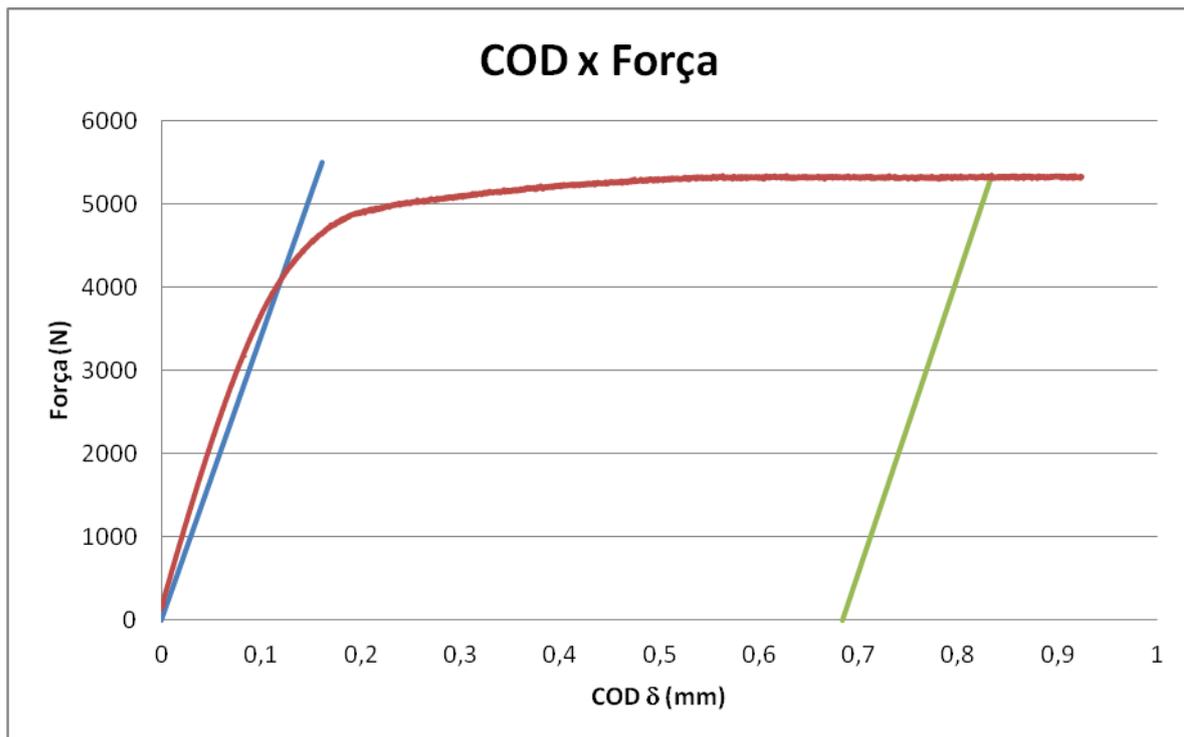


Figura B.10 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MS-7.

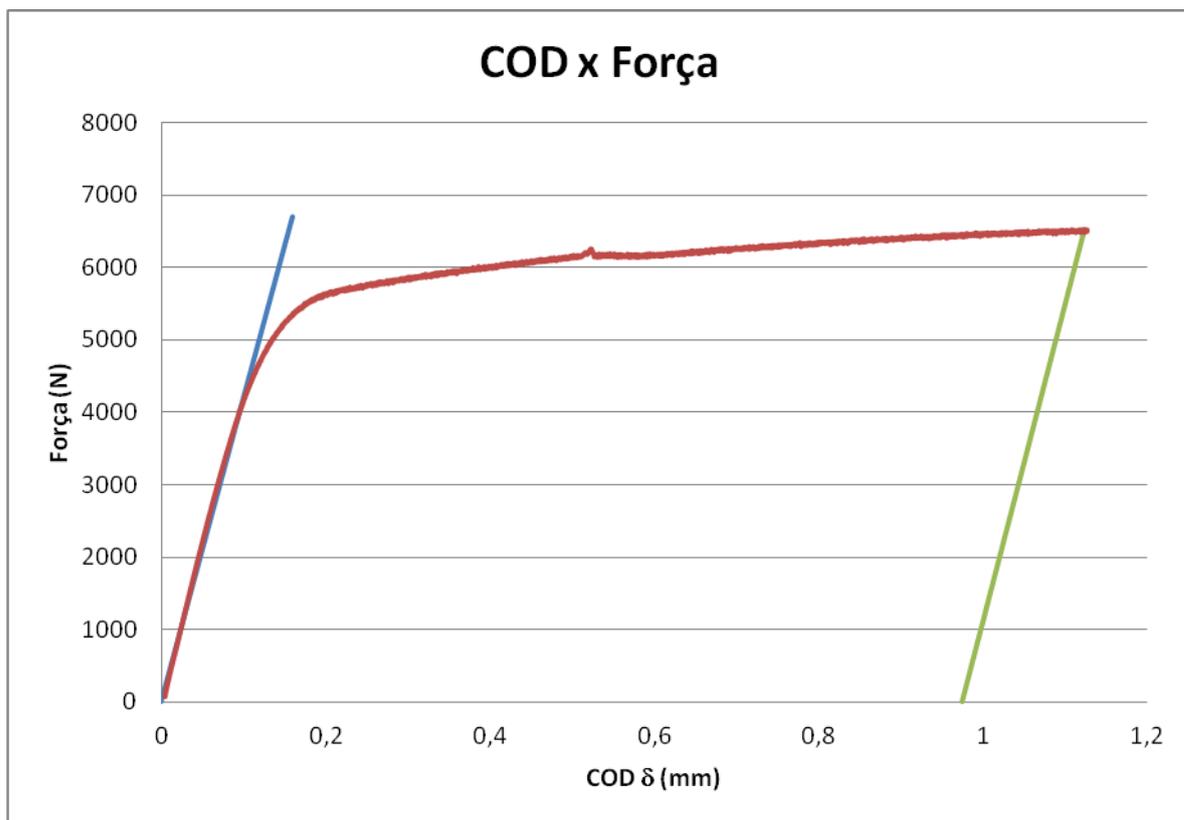


Figura B.11 – Gráfico de COD x Força do corpo de prova MS-8.

ANEXO C – Micrografia na Região da Trinca dos Corpos de Prova do Metal Soldado

Pelas micrografias apresentada na Figura C.1, pode-se verificar, comparando com a Figura 4.9(d) que a trinca encontra-se na região da linha de solda no metal soldado.

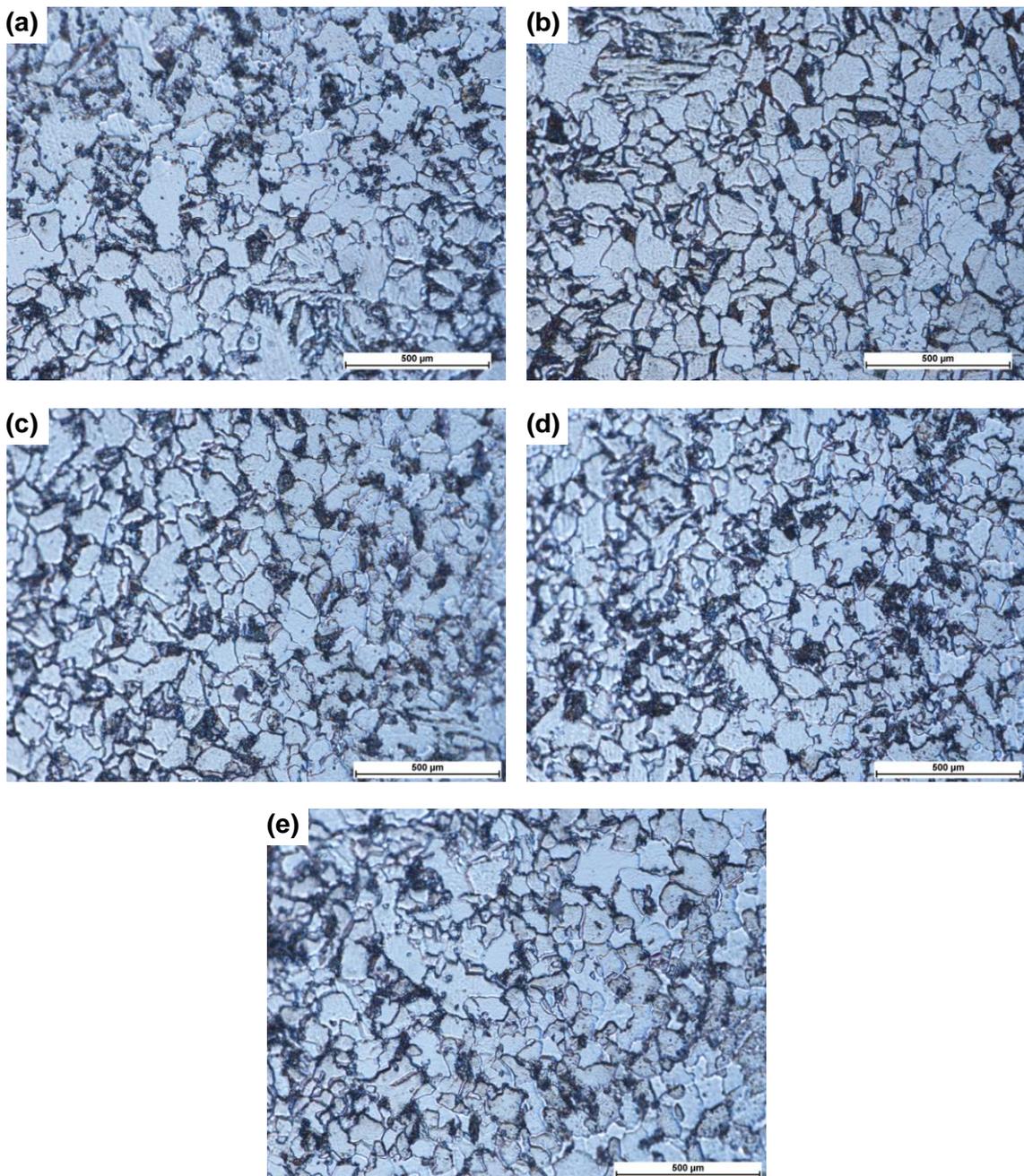


Figura C.1 – Micrografia óptica dos corpos de prova na região da trinca do metal soldado aumento de 1000x, nas amostras: (a) MS-1, (b) MS-4, (c) MS-6, (d) MS-7 e (e) MS-8.