

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

ANÁLISE DA TENACIDADE DE UMA JUNTA SOLDADA DE UM AÇO  
RESISTENTE À ABRASÃO DA SÉRIE 450 HB

**Vagner Machado Costa**

Dissertação para Obtenção do Título de Mestre  
em Engenharia

Porto Alegre  
2014

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

ANÁLISE DA TENACIDADE DE UMA JUNTA SOLDADA DE UM AÇO  
RESISTENTE À ABRASÃO DA SÉRIE 450 HB

VAGNER MACHADO COSTA  
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre  
2014

### CIP - Catalogação na Publicação

Machado Costa, Vagner  
ANÁLISE DA TENACIDADE DE UMA JUNTA SOLDADA DE UM  
AÇO RESISTENTE À ABRASÃO DA SÉRIE 450 HB / Vagner  
Machado Costa. -- 2014.  
91 f.

Orientador: Telmo Roberto Strohaecker.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do  
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de  
Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de  
Materiais, Porto Alegre, BR-RS, 2014.

1. aço resistente à abrasão. 2. soldagem FCAW. 3.  
tenacidade. 4. transição dúctil-frágil. 5. CTOD. I.  
Roberto Strohaecker, Telmo , orient. II. Título.

Elaborada pelo Sistema de Geração Automática de Ficha Catalográfica da UFRGS com os  
dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

Prof.Dr.Luiz Carlos Pereira, COPPE/UFRJ

Prof.Dr. Afonso Reguly, PPGE3M/UFRGS

Dr. Toni Roger Schifelhain De Lima, FAURGS/UFRGS

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker  
Coordenador do PPGE3M

Dedico esta dissertação a minha mãe Zenilda Machado Costa, ao meu pai Valdemar da Silva Costa, minha irmã Bruna Machado Costa e a minha namorada Paula Tassoni.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço principalmente a minha família por todo o apoio e incentivo durante a realização deste trabalho.

Agradeço aos colegas do grupo GEM (Grupo de Ensaio Mecânicos) Bill Paiva, Diego Vieira, Agnes Fróes, João Herrmann, Lucas Ranzi, Daniel Fabrício e Jefferson Haag por me ajudarem direta ou indiretamente na realização deste trabalho.

Agradeço aos colegas do grupo GAF (Grupo de Análise de Falhas) Cristian Pohl Meinhardt, Lucas Mendonça e Henrique Schwendler pela ajuda fornecida.

Agradeço ao Eng. Metalúrgico Jarinson Rorigues pela doação do material para realização deste trabalho e pela troca de conhecimentos técnicos.

Agradeço ao Eng. Metalúrgico Felipe Wu pela ajuda na usinagem dos corpos de prova.

Agradeço ao Professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker pela orientação e por todas as oportunidades oferecidas;

Agradeço ao LAMEF (Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS) por fornecer os recursos necessários para realização dos testes.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	VIII
LISTA DE TABELAS .....	XI
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS .....	XII
RESUMO .....	XIV
ABSTRACT .....	XV
1.0 INTRODUÇÃO.....	16
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	18
2.1 Soldagem ao arco elétrico com arame tubular ( <i>Flux-cored arc welding- FCAW</i> )	18
2.1.1 Arame Tubular.....	21
2.1.2 Vantagens e Desvantagens do Arame Tubular.....	22
2.2 Mecânica da Fratura.....	24
2.2.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE).....	25
2.2.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) .....	25
2.3 Ensaio de impacto .....	32
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	39
3.1 Material Analisado.....	39
3.2 Processo de Soldagem .....	40
3.3 Preparação dos Corpos de Prova .....	41
3.4 Ensaio de Tração.....	45
3.5 Ensaio de CTOD.....	47
3.6 Ensaio de Charpy-V .....	49
3.7 Metalografia e Microdureza.....	51
3.7.1 Macrografia .....	51
3.7.2 Micrografia.....	52
3.8 Medição de Dureza .....	52
3.9 Análise Química .....	53
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	54
4.1 Análise Química .....	54
4.2 Macrografia.....	56

4.3	Micrografia .....	57
4.4	Dureza .....	59
4.5	Ensaio de Tração.....	62
4.6	Ensaio de Charpy .....	64
4.7	Ensaio de CTOD.....	69
5.0	CONCLUSÕES .....	78
6.0	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	79
7.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	80
8.0	APÊNDICE .....	85
8.1	Resultados dos ensaios de tração .....	85
8.2	Resultados do ensaio de Charpy-V .....	86
8.3	Resultados dos ensaios de CTOD.....	88

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1	Exemplos de aplicações dos aços resistentes à abrasão. Caixa de carga de um caminhão utilizado para transporte em mineração (a), caixa de carga de um implemento rodoviário (b) e calha para descarregamento de concreto (c). ...	17
Figura 2.1	Soldagem com arame tubular com gás de proteção (a) e sem gás de proteção – autoprottegido (b) (ESAB, 2013). .....	19
Figura 2.2	Soldagem com arame <i>metal cored</i> utilizando como gás de proteção: 75% Ar e 25% CO <sub>2</sub> (a) e 100% CO <sub>2</sub> (b) adaptado de STARLING, et al., 2011. ....	20
Figura 2.3	Fluxograma apresentando as variações da soldagem por arame tubular. ....	21
Figura 2.4	Processo de fabricação do arame tubular (ESAB, 2013). .....	22
Figura 2.5	Sistema de classificação para eletrodo tubular usado para soldagem de aço carbono. ....	22
Figura 2.6	Comparação da taxa de deposição entre diferentes processos de soldagem (ESAB, 2013) .....	23
Figura 2.7	Ilustração das diferentes abordagens para projeto mecânico (HAAG, 2012).	24
Figura 2.8	Representação da definição de CTOD (ANDERSON, 2005).....	27
Figura 2.9	Ilustração de um corpo de prova do tipo SE(B) a ser testado. ....	28
Figura 2.10	Possíveis gráficos que podem ser obtidos no ensaio de CTOD adaptado de BS 7448-1.....	28
Figura 2.11	Determinação de V <sub>p</sub> para o cálculo da componente plástica do CTOD (ANDERSON, 2005). ....	30
Figura 2.12	Representação das componentes para o cálculo do CTOD plástico de um corpo de prova tipo SE(B) (ANDERSON, 2005) .....	31
Figura 2.13	Corpos de prova para ensaio de impacto, conforme a norma ASTM E23 (a). Localização do corpo de prova no equipamento para ser ensaiado Charpy (b) e Izod (c) (GARCIA, et al., 2012).....	32
Figura 2. 14	Dispositivo utilizado para medição da expansão lateral (a). Representação das metades de um corpo de prova Charpy-V, ilustrando a medida de expansão lateral, dimensões A <sub>1</sub> , A <sub>2</sub> , A <sub>3</sub> , A <sub>4</sub> e a largura original, dimensão W.....	33

Figura 2. 15	Imagem apresentando as fraturas para análise comparativa da quantidade de fratura dúctil e frágil. Onde 100% representam uma fratura totalmente dúctil e 0% representa uma fratura totalmente frágil (ASTM E23, 2007).....	34
Figura 2. 16	Representação esquemática de um equipamento utilizado para ensaio de impacto (GARCIA, et al., 2012). .....	35
Figura 2. 17	Gráfico típico de um material que apresenta uma transição dúctil-frágil significativa (a). Gráfico apresentando o comportamento de diferentes materiais submetidos ao ensaio de impacto (b) (CIMM, 2014).....	36
Figura 2. 18	Representação dos critérios para temperatura de transição dúctil-frágil obtidos pelo ensaio Charpy (CIMM, 2014). .....	37
Figura 2. 19	Efeito da orientação do corpo de prova (a) e do teor de carbono (b) na curva de transição dúctil-frágil (GARCIA, et al., 2012).....	38
Figura 3. 1	Chapa soldada (a). Região da chapa após a usinagem do reforço de solda (b). .....	39
Figura 3. 2	Desenho da configuração da junta utilizada.....	40
Figura 3. 3	Disposição esquemática das amostras na chapa soldada. ....	42
Figura 3. 4	Fluxograma apresentando as etapas para confecção dos corpos de prova. ....	43
Figura 3. 5	Macrografia ilustrando o posicionamento para usinagem dos entalhes na região do metal de solda ( <b>A</b> ) e na região da ZAC ( <b>B</b> ).....	43
Figura 3. 6	Corpo de prova com o plano da trinca através da espessura ( <i>through thickness crack</i> ) (ANDERSON, 2005). .....	44
Figura 3. 7	Desenho dos corpos de prova para ensaio de CTOD da junta soldada (a) do metal base (b). .....	44
Figura 3. 8	Dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de impacto Charpy-V. ....	45
Figura 3. 9	Dimensões do corpo de prova de tamanho reduzido utilizado para ensaio de tração do metal base e da junta soldada. ....	46
Figura 3. 10	Máquina utilizada para os ensaios de tração (a). Corpo de prova preso na garra para realização do ensaio (b).....	46
Figura 3. 11	Montagem do equipamento para realização do ensaio de CTOD.....	48
Figura 3. 12	Montagem do equipamento utilizado para realizar os ensaios de impacto a baixa temperatura (a) e cuba utilizada para resfriar os corpos de prova (b). .	50
Figura 3. 13	Equipamento utilizado para realização do ensaio de impacto Charpy.....	51
Figura 3. 14	Posição em que foi realizado o perfil de microdureza. ....	53
Figura 3. 15	Amostra utilizada para análise química do metal de solda. ....	53

Figura 4. 1	Diagrama de Graville, adaptado de DATTA, et al., 2002.....	55
Figura 4. 2	Macrografia da junta soldada (a) e falta de fusão (b).....	56
Figura 4. 3	Microestrutura do metal base Hardox 450. (500X). Nital 2%. ....	57
Figura 4. 4	Microestrutura da ZAC, B – bainita, FS(NA) – ferrita de segunda fase não alinhada e FS(A) – ferrita de segunda fase alinhada.(500X). Nital 2%. ....	58
Figura 4. 5	Microestrutura do MS, FA – ferrita acicular e FP – ferrita poligonal (500X). Nital 2%.....	59
Figura 4. 6	Perfil de microdurezas <i>Vickers</i> superior (a) e inferior (b).....	60
Figura 4. 7	Perfil de microdureza <i>Vickers</i> no metal base-MB (a) e no metal de solda-MS (b). ....	62
Figura 4. 8	Amostra da JS fraturada após o ensaio de tração. ....	63
Figura 4. 9	Curva tensão-deformação de engenharia das amostras ensaiadas. MB linha contínua e JS (Junta Soldada) linha pontilhada.....	64
Figura 4. 10	Curva de transição dúctil-frágil para o MB (linha contínua), MS (linha pontilhada) e ZAC (linha tracejada).....	64
Figura 4. 11	Ilustração do ponto de realização de MEV nas amostras fraturadas no ensaio de Charpy-V. ....	65
Figura 4. 12	Corpos de prova fraturados após o ensaio de impacto Charpy-V.....	66
Figura 4. 13	Fractografia do MB (a) 25°C, (b) -20°C e (c) -100°C. ....	67
Figura 4. 14	Fractografia do MS (a) 25°C, (b) -20°C e (c) -100°C.....	67
Figura 4. 15	Fractografia da ZAC (a) 25°C, (b) -20°C e (c) -100°C.....	68
Figura 4. 16	Gráficos Força versus CMOD nas temperaturas ensaiadas. ....	69
Figura 4. 17	Gráfico CTOD versus Temperatura para MB (linha contínua), MS (linha pontilhada) e ZAC (linha tracejada).....	71
Figura 4. 18	Comparação múltipla das médias para relação RxT. ....	72
Figura 4. 19	Comparação múltipla das médias para relação TxR. ....	73
Figura 4. 20	Amostras fraturadas após o ensaio de CTOD. ....	74
Figura 4. 21	Fractografia da MB (a) 25°C, (b) 0°C e (c) -20°C.....	75
Figura 4. 22	Fractografia da MS (a) 25°C, (b) 0°C e (c) -20°C. ....	75
Figura 4. 23	Fractografia da ZAC (a) 25°C, (b) 0°C e (c) -20°C. ....	76
Figura 4. 24	Fractografia em MEV da amostra ZAC -04 a 25°C (a) 50X e (b) 200X para determinação do $\delta_c$ . ....	77

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Comparação de produtividade entre diferentes processos de soldagem (ESAB, 2013).....	23
Tabela 3. 1	Parâmetros utilizados para abertura da pré-trinca. ....	47
Tabela 3. 2	Relação dos corpos de prova utilizados no ensaio de CTOD. ....	47
Tabela 3. 3	Relação dos corpos de prova utilizados no ensaio de CTOD .....	49
Tabela 4. 1	Resultado da análise química do Hardox 450. ....	54
Tabela 4. 2	Resultado da análise química do arame tubular utilizado para soldagem.....	55
Tabela 4. 3	Dureza superficial do HARDOX 450 .....	59
Tabela 4. 4	Propriedades mecânicas do metal base e da junta soldada.....	63
Tabela 4. 5	Resultado do CTOD médio para cada região e respectiva temperatura.....	70
Tabela 8. 1	Ensaio de tração do metal base Hardox 450. ....	85
Tabela 8. 2	Ensaio de tração da junta soldada (JS). ....	85
Tabela 8. 3	Resultados para o MB .....	86
Tabela 8. 4	Resultados para o MS.....	87
Tabela 8. 5	Resultados para a ZAC.....	87
Tabela 8. 6	Resultados dos ensaios de CTOD para a região do MB nas temperaturas de 25°C, 0°C e -20°C. ....	88
Tabela 8. 7	Resultados dos ensaios de CTOD para a região do MS nas temperaturas de 25°C, 0°C e -20°C.....	89
Tabela 8. 8	Resultados dos ensaios de CTOD para a região do ZAC nas temperaturas de 25°C, 0°C e -20°C. ....	90

## LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

MB	Metal Base;
MS	Metal de Solda;
ZAC	Zona Afetada pelo Calor;
MIG	Metal Inert Gas;
MAG	Metal Active Gas;
FCAW	Flux Cored Arc Welding;
MMA	Manual Metal Arc;
SE(B)	single-edge notched bend;
C(T)	corpo de prova tensão compacto (compact tension);
V <sub>p</sub>	componente plástica da abertura da boca do entalhe;
S	span, distância entre os roletes;
HB	Dureza Brinell;
HV5	Dureza Vickers carga de 5 kgf;
HV10	Dureza Vickers carga de 10 kgf;
C <sub>eq</sub>	Carbono equivalente;
JS	junta soldada;
CMOD	Crack Mouth Opening Displacement;
ANOVA	Análise de variância;
CMM	Comparação Múltipla das Médias;

- P Carga aplicada;
- K Fator intensidade de tensões;
- LE Limite de escoamento;
- LR Limite de resistência à tração;
- $\Delta K$  Amplitude do fator intensidade de tensões;
- B Espessura do corpo de prova;
- W Largura do corpo de prova;
- a Tamanho de trinca;
- $\sigma$  Tensão aplicada;
- Y Fator de forma;
- $a/W$  Razão entre tamanho de trinca e largura do corpo de prova;

$f(a/W)$  é uma função adimensional do tamanho da trinca ( $a$ ) sobre a largura ( $W$ ).

- $\delta$  Deslocamento de abertura na ponta da trinca (CTOD);
- $\delta_c$  CTOD crítico no início da fratura instável ou *pop-in* com menos de 0,2mm de crescimento estável de trinca;
- $\delta_u$  CTOD crítico no início da fratura instável ou *pop-in* que possui mais de 0,2mm de crescimento estável de trinca;
- $\delta_m$  valor de CTOD no ponto de carga máxima, correspondendo a um comportamento totalmente plástico;
- $K_{IC}$  Valor crítico do fator de intensidade de tensões;
- $K_{m\acute{a}x\ final}$  Valor máximo do fator de intensidade de tensões no final da pré-trinca de fadiga;
- W-a Ligamento do corpo de prova;

## RESUMO

Aços resistentes à abrasão possuem uma dureza elevada, sendo amplamente utilizados em aplicações em que o componente ou estrutura é submetido a situações em que é exigida alta resistência mecânica e resistência ao desgaste. Este tipo de aço pode ser aplicado para fabricação de implementos rodoviários, implementos agrícolas, montagem de altos fornos e na indústria de mineração.

O presente trabalho visa analisar a influência da baixa temperatura na tenacidade de uma junta de aço resistente à abrasão da série 450HB soldado através do processo ao arco elétrico com arame tubular (*Flux-Cored Arc Welding- FCAW*). Para tanto foram realizados ensaios de tenacidade ao impacto (Charpy-V) no metal base, metal de solda e ZAC nas temperaturas de 25°C, 0°C, -20°C, -60°C, -80°C e -100°C com o objetivo de levantar a curva de transição dúctil-frágil para cada uma dessas regiões. Também foram realizados ensaios para medição da tenacidade à fratura pelo parâmetro CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) nas regiões do metal base, metal de solda e ZAC nas temperaturas 25°C, 0°C, -20°C. Adicionalmente foram realizados perfis de microdureza Vickers, dureza Brinell, análise química do metal de base e do metal de solda, caracterização metalográfica (macrografia e micrografias) e análises fractográficas a fim de complementar o estudo da junta soldada.

Os resultados mostram melhor desempenho do metal base em relação ao ensaio de impacto, entretanto, o metal de solda apresentou melhores resultados de tenacidade à fratura. A região da ZAC apresentou o pior desempenho entre as regiões em ambos os ensaios de tenacidade realizados.

Palavras-chave: aço resistente à abrasão; soldagem FCAW; tenacidade; transição dúctil-frágil; Charpy-V; CTOD.

## ABSTRACT

Abrasion resistant steels have a high hardness, being widely used in applications where the component or structure is subjected to situations where high strength and wear resistance is required. This type of steel can be applied to the production of road equipment, agricultural implements, mounting blast furnaces and in the mining industry.

The present work analyzes the influence of low temperature on the toughness of an abrasion resistant steel joint of 450HB series welded through the FCAW (Flux Cored Arc Welding-FCAW) process. It was performed tests of impact toughness (Charpy-V) in the base metal, weld metal and HAZ in the temperatures of 25°C, 0°C, -20°C, -60°C, -80°C e -100°C with the objective to raise the ductile-fragile transition curve for each one of these regions. Tests for measurement of fracture toughness by CTOD (Crack Tip Opening Displacement) parameter in the regions of the base metal, weld metal and HAZ in the temperatures of 25 ° C, 0 ° C, -20 ° C were also performed. In addition, Vickers microhardness profile, Brinell hardness, chemical analysis of the base metal and weld metal, metallographic characterization (macrograph and micrographs) and fractography analysis were performed to complement the study of the welded joint.

The results show better performance of the base metal in relation to the impact test, however, the weld metal showed a better fracture toughness. The region of the HAZ showed the worst performance among regions in both toughness tests performed.

Key words: abrasion resistant steel; FCAW; toughness; ductile-fragile transition; Charpy-V; CTOD.

## 1.0 INTRODUÇÃO

Nos dias atuais, as indústrias voltadas à área de fabricação de componentes e equipamentos sujeitos a intenso desgaste por abrasão, principalmente na área de mineração, estão em constante evolução para melhoria dos produtos desenvolvidos. Este fato leva o setor de engenharia das empresas a buscar cada vez mais materiais de alta qualidade que supram as suas necessidades. Logo, uma nova geração de aços modernos, categorizados como aços de baixa liga temperados e revenidos resistentes à abrasão ou aços martensíticos de baixa liga estão sendo extensivamente utilizados para atender esta demanda.

Estes aços são produzidos por laminação a quente e processados por tratamento térmico de têmpera e revenido. Estes aços apresentam microestrutura martensítica de elevada dureza ao longo de toda espessura da chapa, devido à combinação entre o carbono e os elementos de liga adicionados a estes aços (Níquel, Cromo, Molibdênio e o Boro) (Guimarães, et al., 2011). Sendo este material muito utilizado em aplicações em que são exigidos elevados níveis de resistência mecânica (possui resistência à tração superior a 1200 MPa) e resistência à abrasão, conciliando boa tenacidade e soldabilidade.

Esse tipo de aço resistente ao desgaste é produzido por várias usinas siderúrgicas, sendo normalmente identificado pelo nome da marca seguido da dureza do aço, que é medido em Brinell. Quanto maior for a dureza requerida para o aço, mais difícil será para produzi-lo e soldá-lo. Por esta razão, as chapas com dureza de cerca de 400-450 Brinell, são as mais amplamente utilizadas. No entanto, para condições abrasivas mais severas, as chapas estão disponíveis em níveis de 500-600 Brinell de dureza.

As aplicações usuais destes aços são na indústria de mineração (transportadores, britadores, revestimento de calhas, etc.), caminhões fora de estrada, implementos rodoviários, implementos agrícolas, construção civil, montagem de altos fornos entre outros. Na Figura 1.1, são apresentados alguns exemplos de aplicação deste tipo de aço.



Figura 1.1 Exemplos de aplicações dos aços resistentes à abrasão. Caixa de carga de um caminhão utilizado para transporte em mineração (a), caixa de carga de um implemento rodoviário (b) e calha para descarregamento de concreto (c).

Tendo em vista a crescente utilização deste tipo de aço, este trabalho visa avaliar a tenacidade de uma junta soldada de um aço resistente à abrasão da série 450HB quando submetido a temperaturas inferiores a temperatura ambiente.

## 2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Soldagem ao arco elétrico com arame tubular (*Flux-cored arc welding- FCAW*)

Neste processo, o calor necessário para a fusão localizada é fornecido pelo arco elétrico formado pelo arame continuamente alimentado e o material que está sendo soldado. Este processo de soldagem é similar ao processo MIG/MAG. Porém, existe a necessidade de uma adequação no sistema de alimentação do arame. Se faz necessária a substituição das roldanas lisas utilizadas com arames sólidos, por roldanas recartilhadas, especialmente desenvolvidas para alimentação de arames tubulares (ESAB, 2013). Essa troca da roldana está relacionada ao fato de o arame tubular ser mais flexível do que o arame sólido, necessitando, assim, de uma menor pressão para o tracionamento. Desta forma, a utilização da roldana recartilhada garante uma alimentação adequada do arame sem necessitar do emprego de uma alta pressão de aperto.

O arame tubular apresenta um fluxo interno com função similar ao fluxo utilizado nos eletrodos revestidos. Este fluxo é composto de pós de materiais inorgânicos e/ou metálicos, que têm como principais funções: desoxidar o metal de solda (MS), estabilizar o arco, aumentar a taxa de deposição através do pó de ferro, formar gás de proteção pela decomposição de alguns dos seus elementos e estabelecer conveniente geometria do cordão de solda (RODRIGUES, 2010). A composição química do fluxo utilizado no arame tubular também tem influência significativa nas propriedades do metal depositado.

O processo de soldagem com arame tubular pode se apresentar de duas formas (Figura 2.1): com gás de proteção ou sem gás de proteção (também conhecido como autoprottegido).

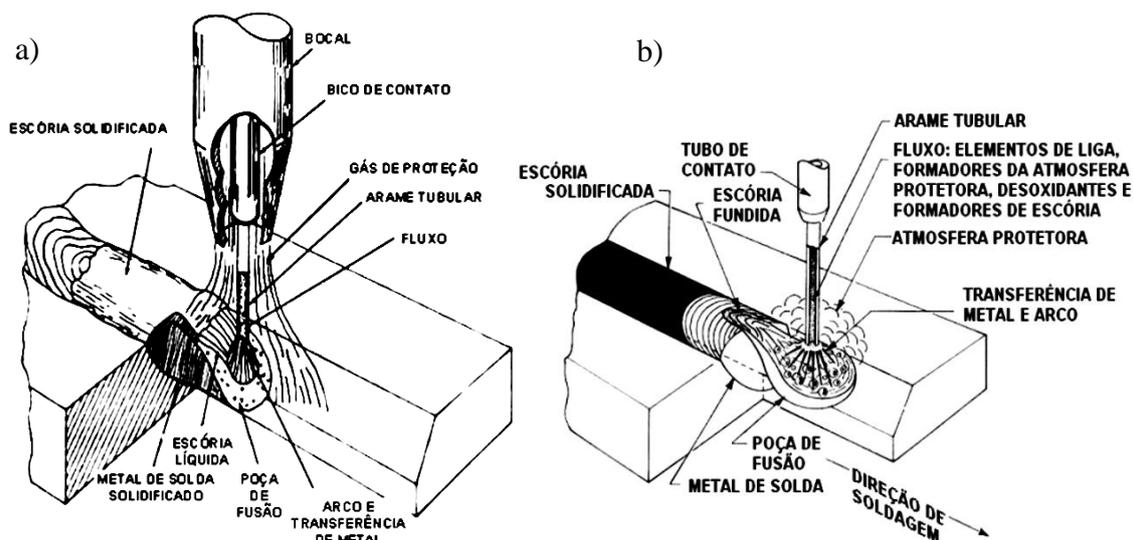


Figura 2.1 Soldagem com arame tubular com gás de proteção (a) e sem gás de proteção – autoprotetido (b) (ESAB, 2013).

O fluxo utilizado nos arames tubulares com gás de proteção pode ser dividido em *Metal Cored* ou *Flux Cored*, com as seguintes características:

***Metal Cored***: Este tipo de arame tubular caracteriza-se por possuir um fluxo interno composto por pós metálicos, o que proporciona alta eficiência de deposição (cerca de 95%). Este tipo de arame também possui baixa formação de respingos, baixa quantidade de formação de fumos (melhor ambiente de trabalho) e baixo índice de hidrogênio difusível.

***Flux Cored***: Este arame possui um fluxo interno composto por pós não metálicos, o que proporciona maior produtividade através de maiores velocidades de soldagem. A soldagem com este tipo de arame tubular proporciona a formação de escória, que além de proteger a poça de fusão, contribui para um melhor desempenho na soldagem fora de posição. É largamente utilizado nas indústrias de construção naval, *offshore* e em soldagem de dutos. Podem ser do tipo rufílico ou básico, sendo o rufílico mais comum e indicado para aplicações gerais, e o básico para aplicações que requerem altíssima tenacidade (ESAB, 2013).

Normalmente, utiliza-se como gás de proteção  $\text{CO}_2$  puro ou uma mistura de gases, sendo a mais comum composta por 75% Argônio e 25%  $\text{CO}_2$ . Entretanto, a mudança de um gás de proteção para outro influencia no nível de respingos, nas características geométricas do cordão, no tipo de transferência, na estabilidade do arco, entre outras (RODRIGUES, et al., 2008). Para ilustrar uma dessas alterações provocadas pela mudança

do gás, a Figura 2.2, apresenta uma comparação de dois cordões de solda em que os autores alteraram o gás de proteção e mantiveram os mesmos parâmetros de soldagem (STARLING, et al., 2011).

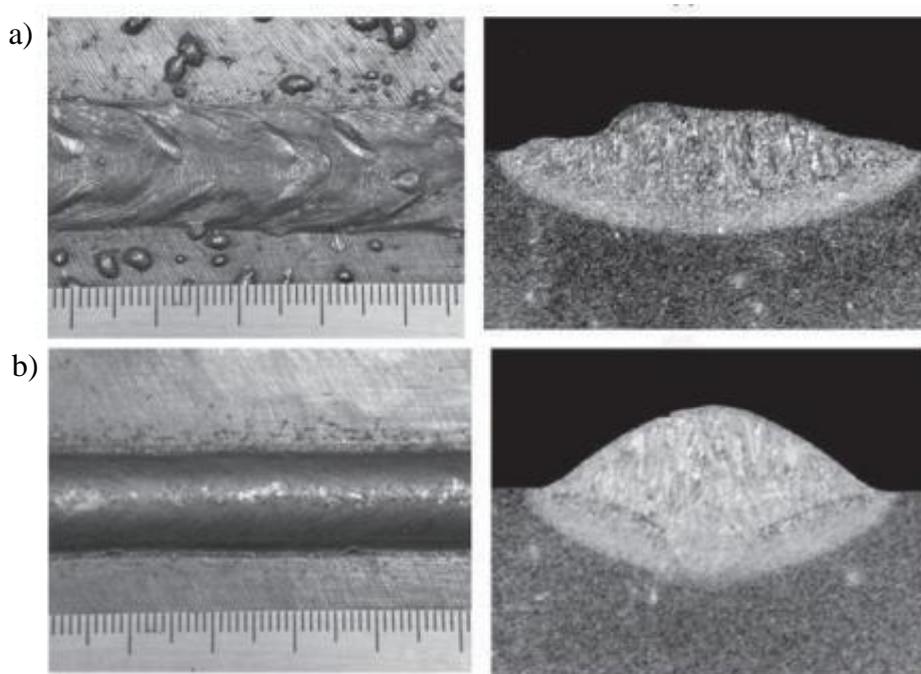


Figura 2.2 Soldagem com arame *metal cored* utilizando como gás de proteção: 75% Ar e 25% CO<sub>2</sub> (a) e 100% CO<sub>2</sub> (b) adaptado de STARLING, et al., 2011.

No processo de soldagem com arame autoprottegido, o próprio fluxo interno do arame é capaz de gerar os gases necessários para fornecer a atmosfera que irá proteger a poça de fusão e o arco elétrico, sem precisar de uma fonte extra de proteção. Esse processo apresenta alta produtividade e, por isso, surge como ótima alternativa para substituição do eletrodo revestido para soldagem em campo.



Figura 2.3 Fluxograma apresentando as variações da soldagem por arame tubular.

### 2.1.1 Arame Tubular

O arame tubular é fabricado a partir de uma fita de aço de baixo carbono conformada em forma de U. Posteriormente, a fita conformada é fechada até uma seção circular em torno do fluxo, formando as seções transversais típicas e, finalmente, a forma tubular passa por feiras de trefilação, que diminuem seu diâmetro sucessivamente até o valor final (RODRIGUES, 2010). O processo de fabricação do arame é apresentado na Figura 2.4.

O processo de fabricação do arame tubular requer rigoroso controle de qualidade, principalmente com relação à composição química do fluxo e da fita metálica. Ambos devem ser cuidadosamente inspecionados, uma vez que serão adicionados à poça de fusão. Também deve-se assegurar que não haja áreas no interior do arame sem preenchimento de fluxo (ESAB, 2013).

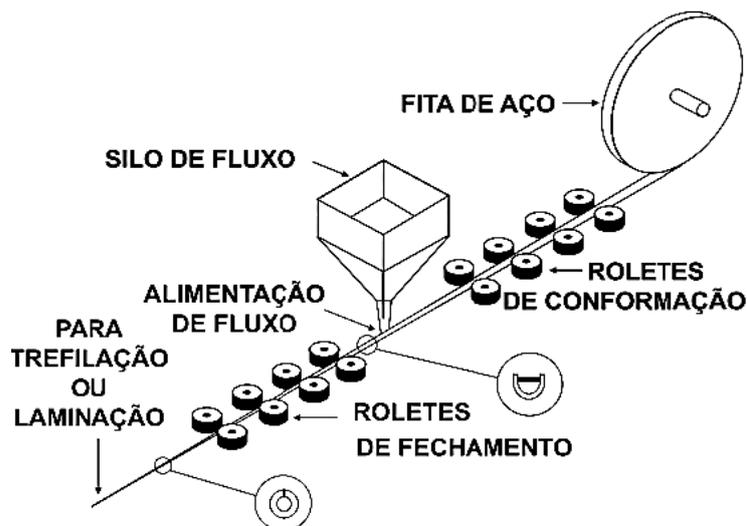


Figura 2.4 Processo de fabricação do arame tubular (ESAB, 2013).

Os arames tubulares utilizados para soldagem de aço ao carbono são classificados segundo a AWS A5.20. A estrutura utilizada para nomenclatura dos arames é apresentada na Figura 2.5.

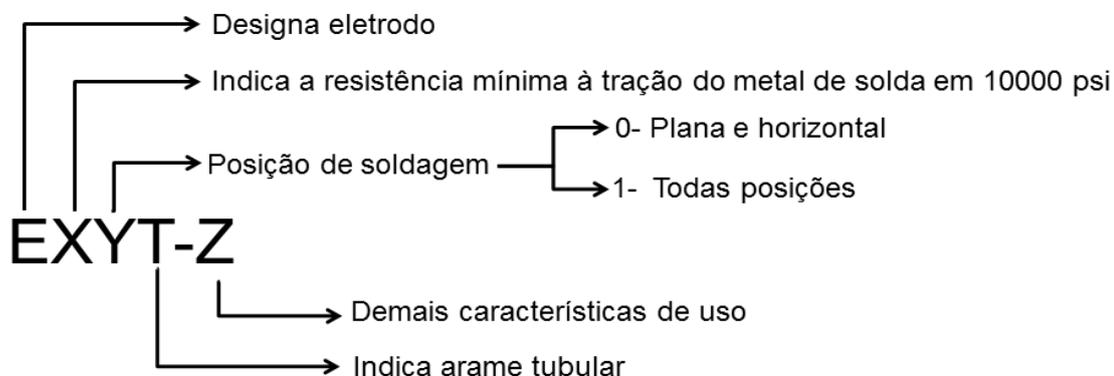


Figura 2.5 Sistema de classificação para eletrodo tubular usado para soldagem de aço carbono.

### 2.1.2 Vantagens e Desvantagens do Arame Tubular

O processo de soldagem com arame tubular apresenta maior taxa de deposição quando comparado aos processos convencionais de MIG/MAG e eletrodo revestido. Segundo MACHADO (1996), a eficiência de deposição se encontra entre 85-90% para arame tubular protegido com gás e 80-87% para arame tubular autoprottegido. A Figura 2.6

apresenta a comparação entre as taxas de deposição entre diferentes processos de soldagem.

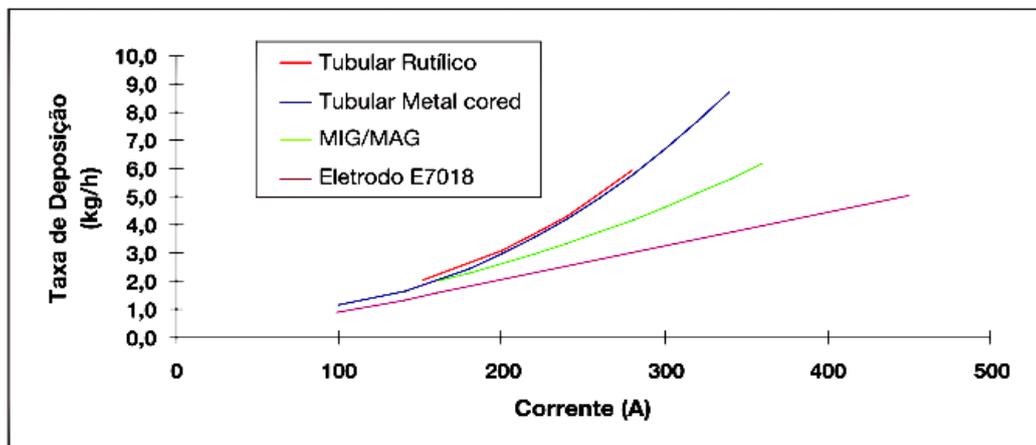


Figura 2.6 Comparação da taxa de deposição entre diferentes processos de soldagem (ESAB, 2013)

Este processo também requer menor habilidade por parte do soldador quando comparado com o processo MIG/MAG. É um processo mais simples e adaptável do que o processo por arco submerso, apresenta maior penetração do que o processo por eletrodo revestido e possui uma maior facilidade e produtividade na soldagem fora de posição, como apresentado na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 Comparação de produtividade entre diferentes processos de soldagem (ESAB, 2013)

Processo	Parâmetros	Velocidade	Velocidade Relativa	Taxa de Deposição Estimada
FCAW: <i>Dual Shield 7100 LH</i>	1,2mm, 200 A, 23V	26 cm/min	2,5	2,81 Kg/*haa
MAG: <i>OK Autrod 12.51</i>	1,2mm, 150 A, 22V	15 cm/min	1,5	1,64 Kg/haa
MMA: <i>OK 48.04</i>	4,0mm, 150 A, 23V	10 cm/min	1,0	1,50 Kg/haa

\*haa – hora de arco aberto.

Por outro lado, a soldagem por eletrodo tubular apresenta algumas desvantagens, tais como: maior produção de fumos de soldagem quando comparado com os processos

MIG/MAG e arco submerso; necessidade de remoção de escória; maior complexidade do equipamento e menor portabilidade, quando comparado com o equipamento utilizado para soldagem com eletrodo revestido (HANDBOOK-Welding, Brazing and Soldering, 1993).

## 2.2 Mecânica da Fratura

O desenvolvimento da Mecânica da Fratura iniciou-se quando os métodos tradicionais de cálculo estrutural foram insuficientes para explicar falhas de estruturas que atuavam em níveis de tensões considerados seguros dentro dos limites admissíveis. Nesses casos, foi observado que o modo de falha era a propagação de uma trinca a partir de uma descontinuidade pré-existente, em muitos casos, sem deformação plástica relevante prévia a fratura (ACEVEDO, 2013). Desta forma, o projeto de componentes baseado na Mecânica da Fratura visa a determinar se uma descontinuidade do tipo trinca irá ou não levar o componente à fratura catastrófica para tensões normais de serviço (HAAG, 2012).

A Figura 2.7 apresenta os dois tipos diferentes de abordagens utilizadas para projetos mecânicos. A primeira abordagem correlaciona-se somente à tensão aplicada em serviço com as propriedades mecânicas do material (limite de escoamento ou limite de resistência à tração). A segunda abordagem está baseada na mecânica da fratura, em que o defeito passar a ser incorporado como parâmetro.

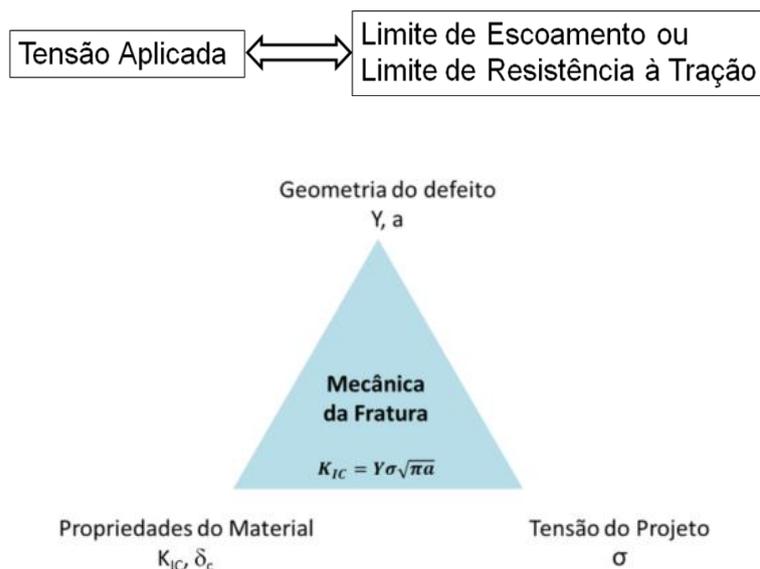


Figura 2.7 Ilustração das diferentes abordagens para projeto mecânico (HAAG, 2012).

A Mecânica da Fratura apresenta duas áreas, em função da deformação plástica envolvida no processo de fratura: (i) Mecânica da Fratura Linear-Elástica (MFLE) e (ii) Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

### 2.2.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

A MFLE é a metodologia aplicada em situações que ocorre fratura frágil dos materiais ou quando há uma considerável restrição à deformação plástica. Essa restrição pode ser em decorrência de propriedades do material (microestrutura, resistência mecânica etc.), fatores geométricos (grandes espessuras e tamanho do entalhe) ou fatores ambientais (baixa temperatura para aços ferríticos). Nessas condições, a trinca propagar-se-a muito rapidamente e a deformação plástica na sua ponta será nula ou muito restrita. Caracteriza-se por ser uma falha catastrófica do componente.

O parâmetro utilizado na MFLE para avaliar a tenacidade à fratura de materiais metálicos é o valor crítico do fator de intensidade de tensões ( $K_{IC}$ ), sendo este uma propriedade intrínseca do material. O  $K_{IC}$  consegue correlacionar a tensão aplicada ( $\sigma$ ) no sólido, a sua geometria, localização e configuração do defeito (ou descontinuidade), através do parâmetro fator de forma ( $Y$ ). A Equação 2.1 apresenta a definição do fator de intensidade de tensões para uma forma genérica de trinca, cujo fator de forma é  $Y=1$  (HAAG, 2012).

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad \text{Equação 2.1}$$

Onde:

$K$  é o fator de intensidade de tensões;  
 $Y$  é o fator de forma;  
 $\sigma$  é a tensão aplicada;  
 $a$  é o tamanho da trinca.

### 2.2.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica possui dois métodos principais que procuram resolver os problemas de fratura de materiais com tenacidade elevada, os quais apresentam deformação plástica na ponta da trinca. Estes dois métodos são: *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD) e Integral J. O método CTOD foi desenvolvido por Wells,

proveniente da escola europeia, e é baseado em um conceito físico, enquanto o método da Integral J utiliza o conceito de balanço de energia e foi desenvolvido por Rice nos Estados Unidos. Ambos os métodos fornecem parâmetros que podem ser utilizados como critério para fratura (HAAG, 2012).

#### 2.2.2.1 Ensaio de CTOD

O ensaio de CTOD permite medir tenacidade à fratura de forma quantitativa utilizando, para isso, uma amostra que pode ser da espessura real contendo uma trinca submetida a um carregamento, que seja representativo das condições de serviço. Assim, esse ensaio possibilita calcular o tamanho de um defeito crítico e a análise desse defeito para adequação para o uso (*fitness for purpose*). Então, antes da fabricação de um componente, normas de aceitação podem ser definidas, e decisões sobre as técnicas mais apropriadas de ensaios não destrutivos e sensibilidade de detecção de defeitos podem ser tomadas.

Para equipamentos já em serviço, é possível justificar o uso continuado do componente que apresenta um defeito (desde que não seja atingido o tamanho de defeito crítico) até que a recuperação ou substituição possa ser feita. Essa análise crítica de engenharia permite reduzir o número de reparos a serem feitos em componentes, diminuindo o tempo e os gastos com esses procedimentos. Logo, o parâmetro CTOD ( $\delta$ ) é amplamente utilizado para avaliar a integridade de estruturas e componentes, desde estruturas *offshore* até juntas soldadas de variados componentes (MATHERS, 2014).

Existem diversas definições para avaliar o CTOD, as duas mais conhecidas são: o deslocamento normal ao plano da trinca em relação à posição original da ponta da mesma (Figura 2.8-a) e a distância entre duas retas ortogonais posicionadas na ponta deformada da trinca com as suas faces (Figura 2.8-b). A segunda definição, também conhecida como CTOD 90°, foi proposta por Rice e é comumente aplicada para medir o CTOD em modelos de elementos finitos (HAAG, 2012).

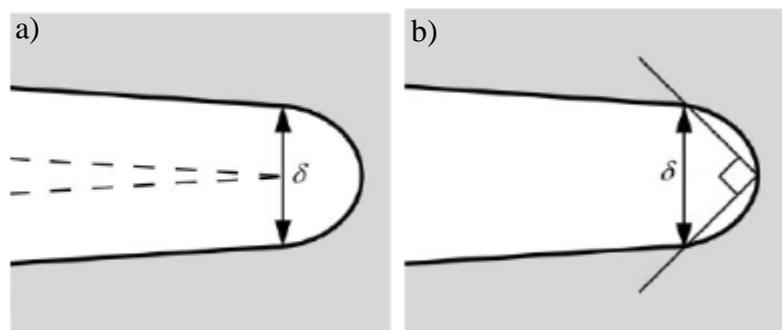


Figura 2.8 Representação da definição de CTOD (ANDERSON, 2005)

Normalmente, o corpo de prova para ensaio de CTOD deveria ser representativo da espessura real do material, isto é, o corpo de prova empregado tem que possuir a mesma espessura do componente, porém não é mandatório. O tipo do corpo de prova (SE(B) – *single-edge notched bend* –, C(T) – compact tension –, por exemplo) e suas especificações, quanto às dimensões e à orientação de retirada das amostras, seguem as normas BS 7448 parte 1 e 2, BS EN ISO 12135 ou BS EN ISO 15653.

Em uma junta soldada, a correta localização do entalhe no metal base (MB) ou em uma específica região da ZAC (Zona Afetada pelo Calor) é muito importante para validação do teste, pois, se houver uma pré-trinca de fadiga localizada em uma região incorreta da amostra, não se estará avaliando o que se deseja. Logo, para um correto posicionamento do entalhe, a amostra deve ter a superfície preparada para uma análise metalográfica de acordo a determinar e marcar o local exato de usinagem do entalhe (TWI, 2014).

No caso da amostra SE(B), como mostra a Figura 2.9, o teste é conduzido de forma a posicionar um corpo de prova pré-trincado do tipo em questão em um dispositivo de flexão três pontos. De acordo com as normas, outros tipos de corpos de prova podem ser utilizados, com o dispositivo utilizado para fixação modificado para os cp's específicos.

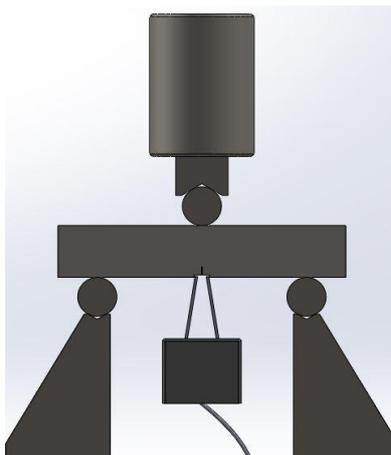


Figura 2.9 Ilustração de um corpo de prova do tipo SE(B) a ser testado.

O ensaio se processa até que a força aplicada para dobramento seja suficiente para que a ponta da trinca sofra abertura até atingir um valor limite, ou seja, até a ponta da trinca atingir uma abertura suficiente para que ocorra o início da sua propagação ou a carga alcançar o valor máximo. O ensaio pode ser conduzido até que ocorra a falha total ou parcial da amostra.

Conforme o ensaio vai sendo realizado, são registrados os valores de carga e deslocamento. Com essas informações, é possível plotar um gráfico da Força ( $F$ ) versus a abertura da boca do entalhe ( $V$ ). A Figura 2.10, apresenta as possíveis curvas que podem ser obtidas neste ensaio. Onde  $F_Q$  é força máxima utilizada para determinação do  $K_Q$  e  $F_c$ ,  $F_u$  e  $F_m$  correspondem, respectivamente,  $\delta_c$ ,  $\delta_u$  e  $\delta_m$ .

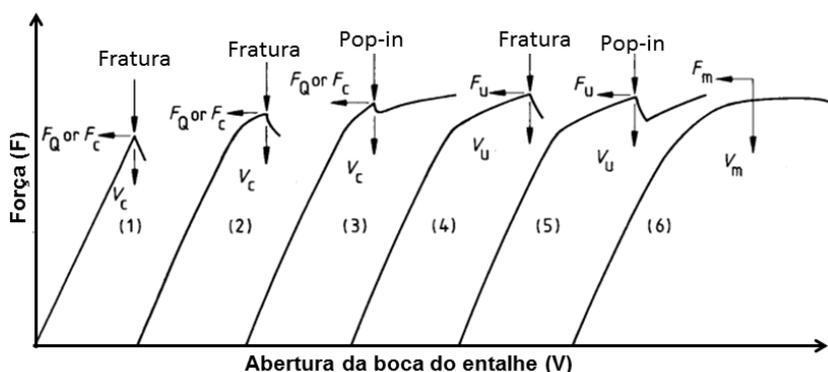


Figura 2.10 Possíveis gráficos que podem ser obtidos no ensaio de CTOD adaptado de BS 7448-1.

Analisando a Figura 2.10, a curva do tipo 1 apresenta a situação em que ocorreu fratura instável do material, ou seja, esse atingiu a condição crítica de carga ou de deslocamento da abertura da boca da trinca, ainda sob condições de carregamento linear elástico. As curvas de 2 até 6 apresentam o comportamento do material que possui alguma plasticidade à frente da trinca. Em 2, ocorre a fratura antes de atingir a carga máxima esperada. A curva 3 apresenta o fenômeno conhecido como *pop-in*, no qual a trinca se propaga rapidamente e, em seguida, recupera a sua capacidade de suportar carga. Nas curvas 4 e 5, ocorre fratura e *pop-in*, respectivamente. A curva 6 mostra o comportamento de um material dúctil, em que ocorre propagação estável da trinca além da carga máxima (SILVA, 2013).

Há uma notação para o CTOD crítico, que descreve o comportamento em fratura dos ensaios de CTOD:

- $\delta_c$  – CTOD crítico no início da fratura instável ou *pop-in* com menos de 0,2mm de crescimento estável de trinca. Isso corresponde às regiões inferiores de tenacidade e de transição de aços onde o mecanismo de fratura é clivagem pura, curvas 1,2 e 3;
- $\delta_u$  – CTOD crítico no início da fratura instável ou *pop-in* que possui mais de 0,2mm de crescimento estável de trinca. No caso de aços ferríticos, corresponde ao bico da região superior da transição dúctil-frágil, curva 4 e 5;
- $\delta_m$  – valor de CTOD no ponto de carga máxima, correspondendo a um comportamento totalmente plástico. Esse valor corresponde à região superior de tenacidade dos aços, curva 6 (HAAG, 2012).

A partir das curvas da Figura 2.10, é possível calcular o valor de  $V_p$  (componente plástica da abertura da boca do entalhe), que será utilizado no cálculo da componente plástica do CTOD (Equação 2.5). A determinação de  $V_p$  é obtida através da análise da curva Força (P) versus abertura da boca do entalhe, pela construção de uma linha paralela a linha da região elástica (Figura 2.11).

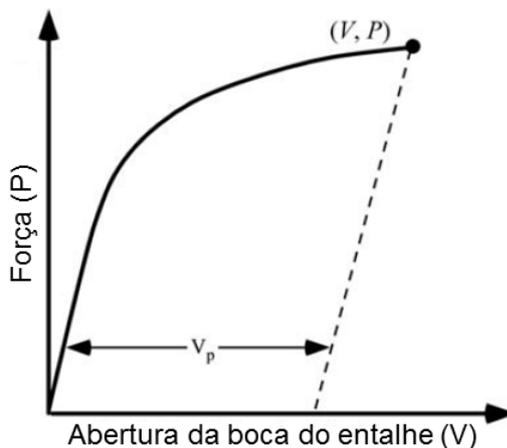


Figura 2.11 Determinação de  $V_p$  para o cálculo da componente plástica do CTOD (ANDERSON, 2005).

O cálculo para obtenção do valor de CTOD ( $\delta$ ) é composto de duas componentes. Uma elástica ( $\delta_{el}$ ) e uma plástica ( $\delta_{pl}$ ). Logo, temos:

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad \text{Equação 2.2}$$

A componente elástica é obtida a partir da Equação 2.3 e 2.4.

$$\delta_{el} = \frac{K^2(1-\nu)^2}{2\sigma_y E} \quad \text{Equação 2.3}$$

$$K = \frac{PS}{BW^{1,5}} f(a/W) \quad \text{Equação 2.4}$$

Na Equação 2.4, o parâmetro  $f(a/W)$ , é uma função adimensional do tamanho de trinca ( $a$ ) pela espessura ( $W$ ), representada por um polinômio função do tipo de corpo de prova utilizado e o seu valor pode ser encontrado tabelado na Norma BS 7448-1, por exemplo.

A componente plástica do CTOD é calculada a partir de uma relação geométrica de semelhança de triângulos em função da abertura da boca do entalhe ( $V_p$ ) do corpo de prova. As componentes desta relação podem ser vistas na Figura 2.12.

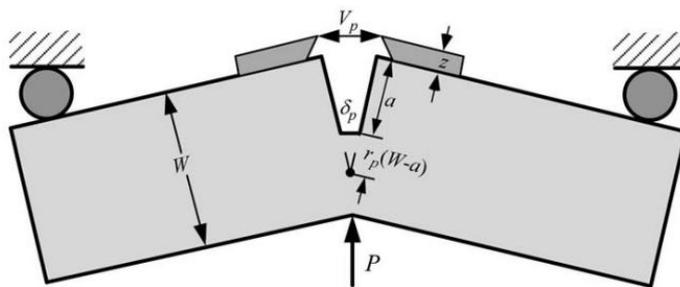


Figura 2.12 Representação das componentes para o cálculo do CTOD plástico de um corpo de prova tipo SE(B) (ANDERSON, 2005)

Através da relação geométrica de relação de triângulos, obtemos a expressão:

$$\delta_{pl} = \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a)+a+z} \quad \text{Equação 2.5}$$

Onde:

$\delta_{pl}$ : componente plástica para o cálculo do CTOD;

W: largura do corpo de prova;

z: altura do suporte (*knife edge*) utilizado para fixar o clip gauge na amostra.

Quando utilizado este suporte, sua altura deve ser considerada no cálculo de CTOD;

a: valor médio do comprimento da pré-trinca de fadiga mais o entalhe usinado;

$r_p$ : fator rotacional plástico. Valor adimensional compreendido entre 0 e 1 que define a posição relativa do centro aparente de rotação. Conforme a norma ASTM E-1290 e BS 7448-1, para um corpo de prova tipo SE(B),  $r$  é igual 0,44 e 0,40, respectivamente.

De forma geral tem-se:

$$CTOD(\delta) = \left[ \frac{PS}{BW^{1,5}} \times f\left(\frac{a}{W}\right) \right]^2 \frac{(1-\nu^2)}{2\sigma_y E} + \frac{0,4(W-a)V_p}{0,4W+0,6a+z} \quad \text{Equação 2.6}$$

### 2.3 Ensaio de impacto

O ensaio de impacto é um ensaio dinâmico utilizado para análise do comportamento de materiais. Esse ensaio fornece a energia necessária para fraturar uma amostra padronizada (GARCIA, et al., 2012).

Existem duas formas principais de ensaio de impacto, o Charpy e o Izod, sendo este último raramente utilizado hoje em dia. Ambos os ensaios são padronizados pelas normas ASTM E23 e BS EN ISO 148-1:2010. Nesses dois tipos de ensaio, o corpo de prova possui uma seção transversal quadrada ou retangular onde é usinado um entalhe (Figura 2.13). Uma vez que variações nas dimensões do entalhe afetam seriamente o resultado dos ensaios, a fabricação dos corpos de prova deve obedecer às tolerâncias de usinagem fornecidas pelas normas para garantir a reprodutibilidade dos testes realizados. As normas também permitem a utilização de corpos de prova de tamanho reduzido com as dimensões por ela determinada.

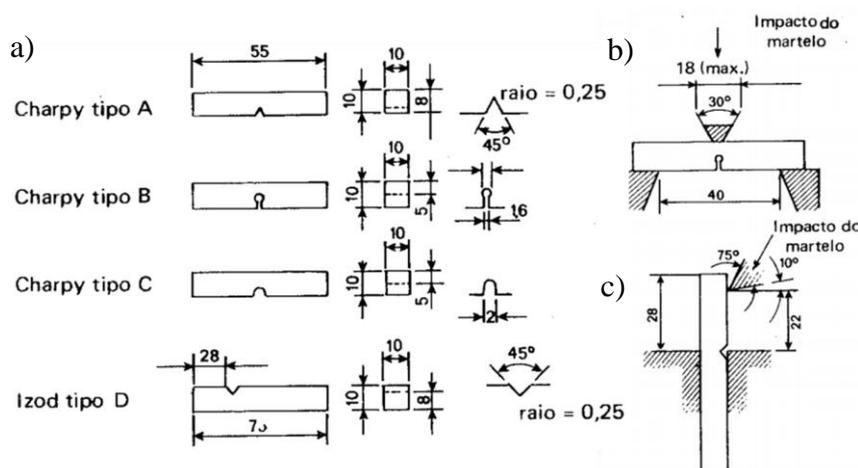


Figura 2.13 Corpos de prova para ensaio de impacto, conforme a norma ASTM E23 (a). Localização do corpo de prova no equipamento para ser ensaiado Charpy (b) e Izod (c) (GARCIA, et al., 2012).

Deve ser enfatizado que a energia de impacto absorvida pelo corpo de prova fornece uma informação qualitativa da tenacidade à fratura, sendo que seus resultados podem ser somente comparados entre si ou com um valor determinado em uma especificação. Essa limitação do ensaio está principalmente associada ao fato do entalhe usinado ser, de modo geral, um concentrador de tensões menos severo do que o encontrado

na prática. As condições padronizadas do cp Charpy poderão não alcançar as restrições impostas pelas equações da tenacidade à fratura, seja sob condições da MFLE ou MFEP, quanto à restrição de zona plástica à frente da trinca/entalhe. Essas restrições, por sua vez, estão associadas ao campo de tensões/deformações à frente do entalhe, requisito fundamental dos parâmetros de tenacidade à fratura para determinação de tamanho crítico de trinca ou tensão crítica para fratura. Logo, devido a essas limitações, o resultado obtido no ensaio de impacto não pode ser utilizado para quantificar a tenacidade à fratura da junta soldada ou do metal base de um componente, sendo assim, o resultado encontrado não se aplica na análise de adequação para o uso (*fitness for purpose*).

Além da energia necessária para fraturar uma amostra, outras informações podem ser obtidas através do ensaio de impacto. Pode-se obter a quantidade de expansão lateral em cada lado do corpo de prova após a fratura. Essa medida é obtida com o auxílio de um dispositivo, que utiliza um relógio comparador (Figura 2. 14-a), para medição da expansão lateral de modo comparativo em relação à medida inicial  $W$  do corpo de prova (Figura 2. 14-b).

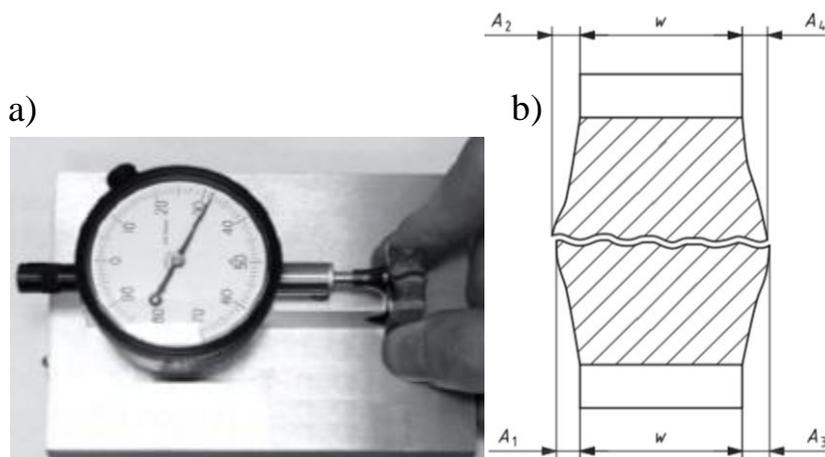


Figura 2. 14 Dispositivo utilizado para medição da expansão lateral (a). Representação das metades de um corpo de prova Charpy-V, ilustrando a medida de expansão lateral, dimensões  $A_1$ ,  $A_2$ ,  $A_3$ ,  $A_4$  e a largura original, dimensão  $W$ .

Outra informação obtida no ensaio de impacto está relacionada com a aparência da fratura, que pode apresentar-se de maneira frágil, dúctil ou uma mistura das duas. A fratura frágil apresenta uma textura granular (fratura por clivagem) caracterizada por uma superfície facetada brilhante e refletiva. Por outro lado, a fratura dúctil apresenta uma superfície fibrosa, sendo que a sua superfície se mostra mais escura por causa da reflexão

da luz em várias direções, devido às pequenas cavidades presentes (essas também conhecidas por *dimples*) (DIETER, 1981). A determinação da porcentagem de fratura frágil é realizada por métodos de medida direta em função do aspecto da superfície de fratura, por comparação da superfície fraturada com resultados de outros ensaios, por ensaios-padrão (Figura 2. 15) ou através de fotografias da superfície e interpretação adequada (GARCIA, et al., 2012).

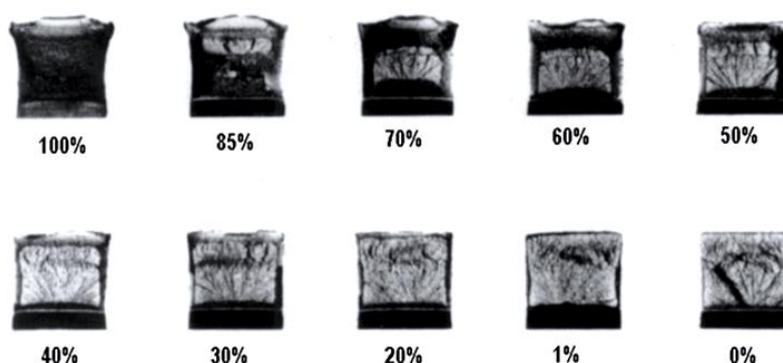


Figura 2. 15 Imagem apresentando as fraturas para análise comparativa da quantidade de fratura dúctil e frágil. Onde 100% representam uma fratura totalmente dúctil e 0% representa uma fratura totalmente frágil (ASTM E23, 2007).

Ambas as normas ASTM E23 e BS EN ISO 148-1:2010 apresentam a forma para determinação da expansão lateral e classificação da superfície de fratura.

O princípio de funcionamento do equipamento (Figura 2. 16), utilizado para realização do ensaio de impacto, consiste na liberação de um martelo pendular de uma posição conhecida (altura  $H$ ). Após a liberação, o martelo irá descer e colidir com a amostra parando a uma altura  $h$ . Assumindo que o atrito do pêndulo durante o movimento é desprezível, a energia absorvida ( $E_A$ ), pela amostra após o impacto, será igual à diferença de altura ( $H-h$ ) vezes o peso do martelo ( $W$ ). O resultado da medição de energia de impacto é mostrado diretamente na escala de leitura do equipamento.

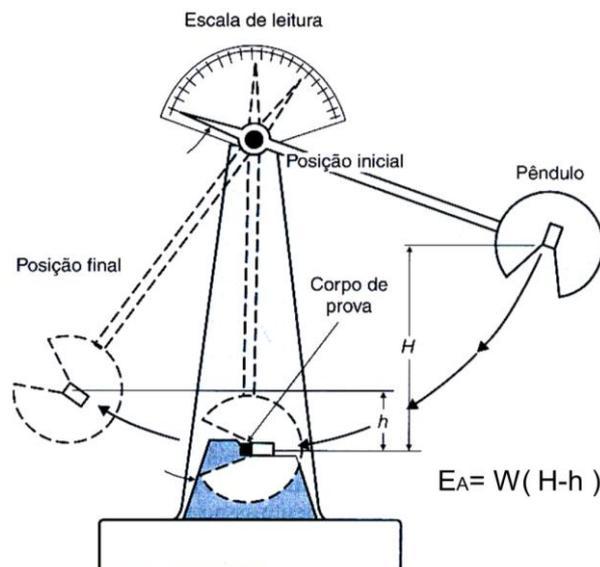


Figura 2. 16 Representação esquemática de um equipamento utilizado para ensaio de impacto (GARCIA, et al., 2012).

### Transição Dúctil-Frágil

Uma das principais funções do ensaio de impacto Charpy está em determinar se um material apresenta ou não uma transição dúctil-frágil com a variação da temperatura de ensaio e, caso isso ocorra, qual a faixa de temperatura que acontece este fenômeno. Em termos práticos de projeto, é importante conhecer o comportamento de cada material com a variação da temperatura, para assim, estabelecer a temperatura para a qual abaixo dela a fratura do material irá ocorrer de forma frágil. A curva de transição dúctil-frágil está relacionada com a dependência da energia absorvida pelo corpo de prova Charpy em relação à temperatura. Normalmente, a curva apresenta um patamar superior, em que a fratura ocorre de modo dúctil, um patamar inferior, caracterizado por uma fratura frágil e uma região de transição em que ocorre a concorrência dos modos de fratura dúctil e frágil (Figura 2. 17-a). No entanto, nem todos os materiais apresentam uma transição dúctil-frágil acentuada ou perceptível (GARCIA, et al., 2012, DIETER, 1981). De acordo com a maneira que ocorre essa transição, os materiais podem ser divididos em três grupos (Figura 2. 17-b):

\* Materiais que possuem estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada) de baixa e média resistência. Estes materiais permanecem dúcteis mesmo a temperaturas extremamente baixas.

\* Materiais com estrutura CCC (cúbica de corpo centrado) apresentam a curva de transição dúctil-frágil bem definida.

\* Materiais de resistência elevada, tais como os aços de alta resistência e as ligas de alumínio e titânio, possuem baixa tenacidade ao entalhe. Nesses materiais, ocorre fratura frágil em baixas temperaturas e em altas temperaturas a fratura ocorre por ruptura de baixa energia (DIETER, 1981).

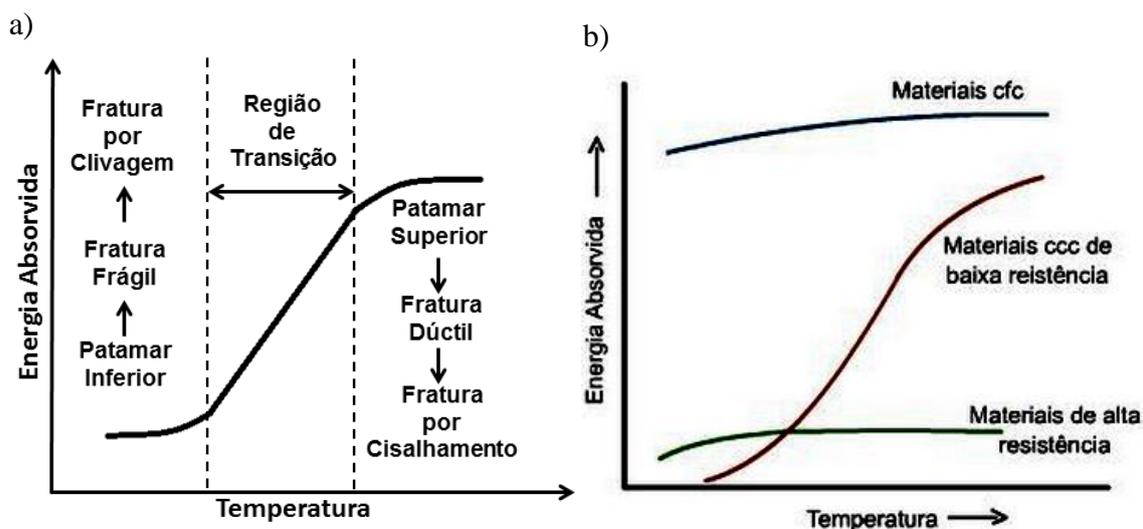


Figura 2. 17 Gráfico típico de um material que apresenta uma transição dúctil-frágil significativa (a). Gráfico apresentando o comportamento de diferentes materiais submetidos ao ensaio de impacto (b) (CIMM, 2014).

O fato dessa diferença na transição entre materiais CCC e CFC está associado ao fenômeno de geração, movimentação e recuperação de discordâncias. No caso de materiais com estrutura CFC, os níveis de tensão em que ocorrem esses fenômenos, em geral, não são suficientemente elevados para romper as ligações atômicas e conduzir a ruptura por clivagem, ou seja, fratura frágil (GARCIA, et al., 2012).

Não existe um critério único para determinação da temperatura de transição (TT). A Figura 2. 18 mostra as temperaturas de transição adotando-se diferentes critérios. O critério mais conservador é representado por  $T_1$ , que representa a temperatura para a qual acima dela a fratura será 100% dúctil. Outro modo conservador de determinar TT é estabelecer a temperatura na qual observamos 50% de fratura dúctil e 50% de fratura frágil ( $T_2$ ). Também pode-se definir TT como sendo a média de energia entre o patamar superior e

inferior da curva ( $T_3$ ). Outra maneira é estabelecer, de forma arbitrária, um valor de energia absorvida (30 Joules, por exemplo) para TT ( $T_4$ ).

Por fim, outro modo de determinação de TT é estabelecer  $T_5$  como sendo a temperatura para qual abaixo dela, será observada somente fratura frágil (fratura por clivagem). Os critérios  $T_1$  e  $T_5$  recebem a seguinte nomenclatura, respectivamente: FTP (*fracture transition plastic* ou transição para fratura plástica em português) e NDT (*nil ductility temperature* ou temperatura de ductilidade nula em português).

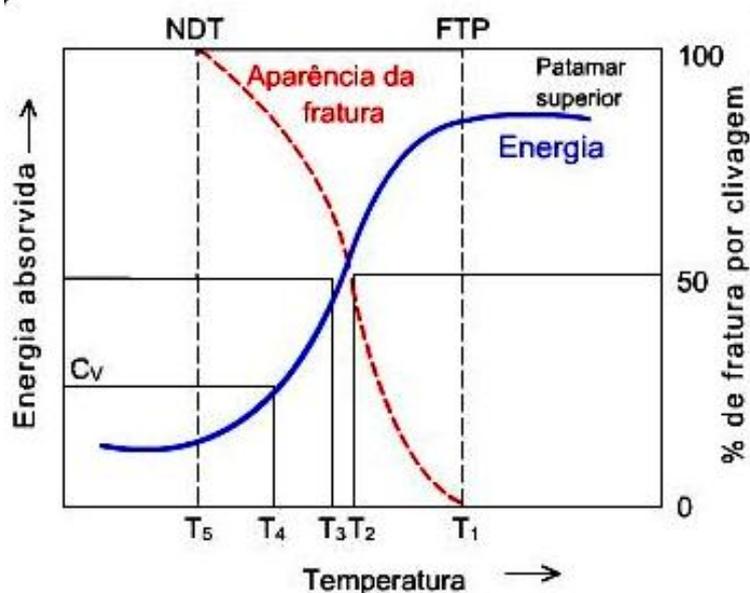


Figura 2. 18 Representação dos critérios para temperatura de transição dúctil-frágil obtidos pelo ensaio Charpy (CIMM, 2014).

Além do tipo de estrutura dos materiais metálicos (CCC ou CFC, por exemplo), a temperatura de transição dúctil-frágil é afetada por outros fatores como: tamanho de grão (quanto maior o grão menor será a energia absorvida no impacto), direção de retirada dos corpos de prova (considerando também o sentido de posicionamento do entalhe, Figura 2. 19-a) devido à heterogeneidade microestrutural e composição química (Figura 2. 19-b).

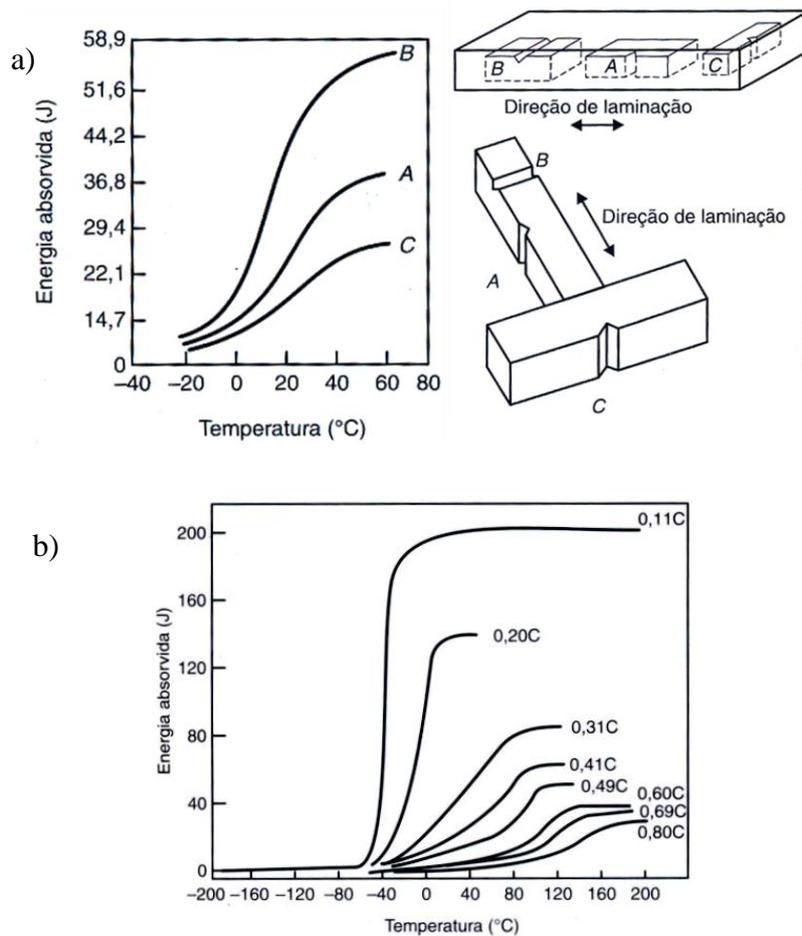


Figura 2. 19 Efeito da orientação do corpo de prova (a) e do teor de carbono (b) na curva de transição dúctil-frágil (GARCIA, et al., 2012).

### 3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1 Material Analisado

O material utilizado neste trabalho foi um aço resistente ao desgaste da série 450 HB com 10 mm de espessura. Esse material possui a característica de ser laminado a quente e posteriormente receber o tratamento térmico de têmpera e revenimento, para assim, atingir as propriedades mecânicas necessárias a sua aplicação, como alta dureza e boa tenacidade.

As chapas foram recebidas na condição de como soldado, nas dimensões de 300x500x10 mm (Figura 3. 1-a). Após o recebimento, as chapas foram encaminhadas para a usinagem para retirada do reforço de solda (Figura 3. 1-b).

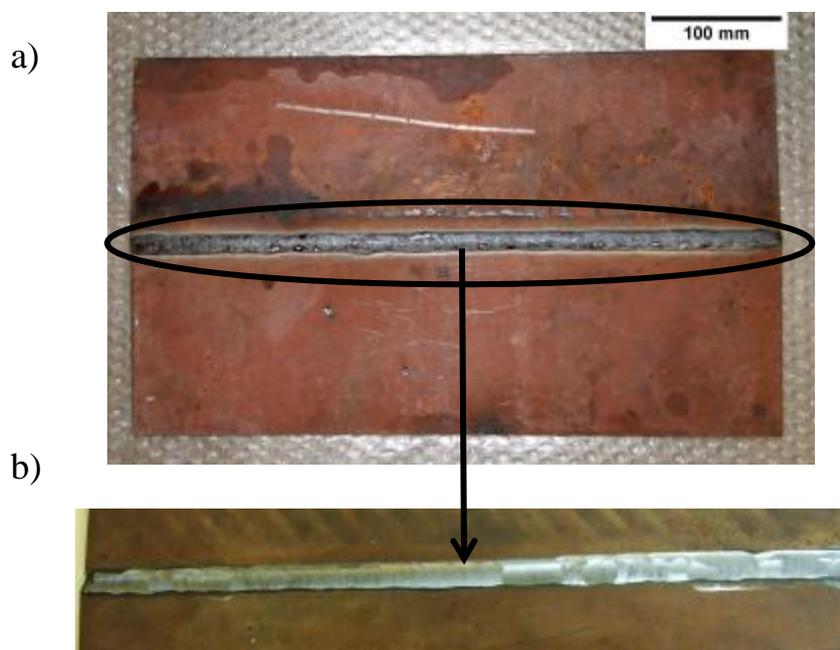


Figura 3. 1 Chapa soldada (a). Região da chapa após a usinagem do reforço de solda (b).

### 3.2 Processo de Soldagem

As chapas foram unidas através do processo de soldagem com arame tubular, também conhecido por FCAW (*Flux Cored Arc Welding*), sendo realizado de forma manual pelo soldador.

Para realização da soldagem foi utilizado o arame tubular *Metal Cored* ASME SFA-5.28 E110C-G com 1,2 mm de diâmetro. Esse consumível caracteriza-se por conter os elementos Ni e Mo, tornando-o apropriado para soldagem de aços de alta resistência, bem como de aços temperados.

Para realização deste trabalho foi escolhida uma junta meio V (Figura 3.2), pois esta configuração facilita na etapa de marcação de um local específico da ZAC (Zona Afetada pelo Calor) para usinagem do entalhe. Mais detalhes sobre esta etapa de marcação será discutida a seguir no item 3.3.

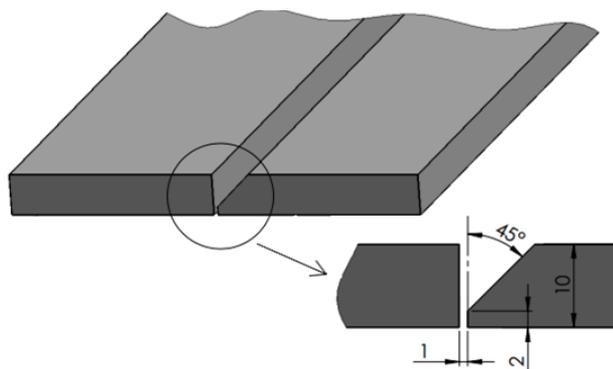


Figura 3. 2 Desenho da configuração da junta utilizada.

Depois de realizado a usinagem do chanfro, as chapas foram limpas para evitar a contaminação do cordão de solda por óleo e sujeira proveniente do processo de chanfragem. Em seguida, o soldador ponteou as chapas para evitar o efeito da distorção durante a soldagem, ou seja, evitar o deslocamento das chapas durante o processo. Antes de iniciar o processo de soldagem, as chapas ponteadas foram pré-aquecidas até a temperatura de 150°C com auxílio de um maçarico. A temperatura de aquecimento foi verificada com o auxílio de um lápis térmico de 150°C da marca Markal. Entretanto, o soldador procedeu de maneira incorreta ao soldar as chapas, pois o passe de raiz realizado não foi suficiente para fundir o nariz, ficando uma abertura de 1,0 mm (abertura de raiz) do

lado oposto ao chanfro. Para correção dessa falha, o soldador deu um passe de solda do lado que possuía a abertura. Em consequência desse erro operacional no momento da soldagem, ocorreu um desalinhamento entre os cordões de solda que ocasionou uma dificuldade em marcar a correta posição de usinagem do entalhe, tanto para os corpos de prova para ensaio de CTOD, quanto em relação às amostras para ensaio de impacto Charpy-V.

### Parâmetros de Soldagem

Uma mistura de 85% Argônio e 15% CO<sub>2</sub> com vazão de 15 L/min foi utilizada como proteção gasosa do arco elétrico. Foi empregada uma corrente contínua de 300A, com polaridade positiva e voltagem de 32V. Realizou-se o processo de forma manual, empregando uma velocidade de soldagem de aproximadamente 0,5 m/min. Estes parâmetros resultaram em um aporte térmico de 1,04 KJ/mm.

### 3.3 Preparação dos Corpos de Prova

A partir do material recebido foram retiradas amostras. Essas últimas foram utilizadas para: realização de ensaios de CTOD e Charpy no metal base, metal de solda e ZAC; realização de ensaio de tração no metal base e na região da junta soldada; e também caracterização microestrutural do metal base e da região da solda. A Figura 3. 3 apresenta, de forma ilustrativa, a disposição dos corpos de prova na chapa. Além disso, informa a direção de retirada das amostras (comprimento das amostras seguindo a direção de laminação). Deve ser ressaltado que o esquema não representa o número real de amostras retiradas.

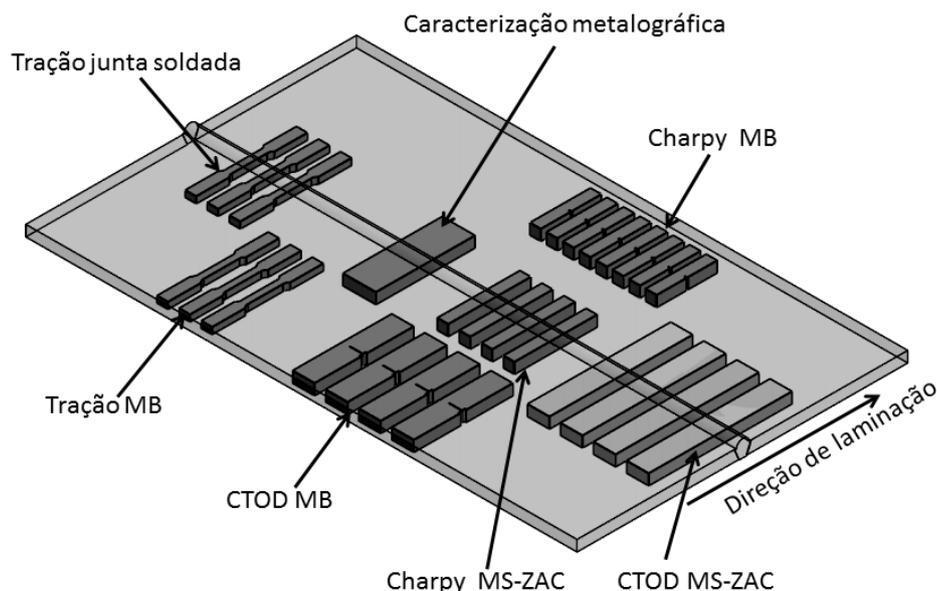


Figura 3.3 Disposição esquemática das amostras na chapa soldada.

Inicialmente, as amostras foram cortadas nas dimensões externas finais com a utilização de um equipamento de corte a jato de água. Posteriormente, as amostras referentes ao metal base passaram para a etapa de preparação, que consiste na usinagem dos entalhes e/ou forma final dos corpos de prova. No entanto, as amostras referentes à região soldada foram preparadas metalograficamente (lixadas, polidas e atacadas com Nital 5%) a fim de revelar o cordão de solda e a ZAC. Assim, foi possível ajustar corretamente a posição de usinagem do entalhe nos corpos de prova de Charpy-V e CTOD ou posicionar essa região revelada exatamente no centro da amostra para usinagem do corpo de prova para ensaio de tração. A usinagem final dos corpos de prova foi realizada através do processo de eletroerosão a fio. A Figura 3.4 apresenta um fluxograma básico ilustrando as etapas de fabricação dos corpos de prova.

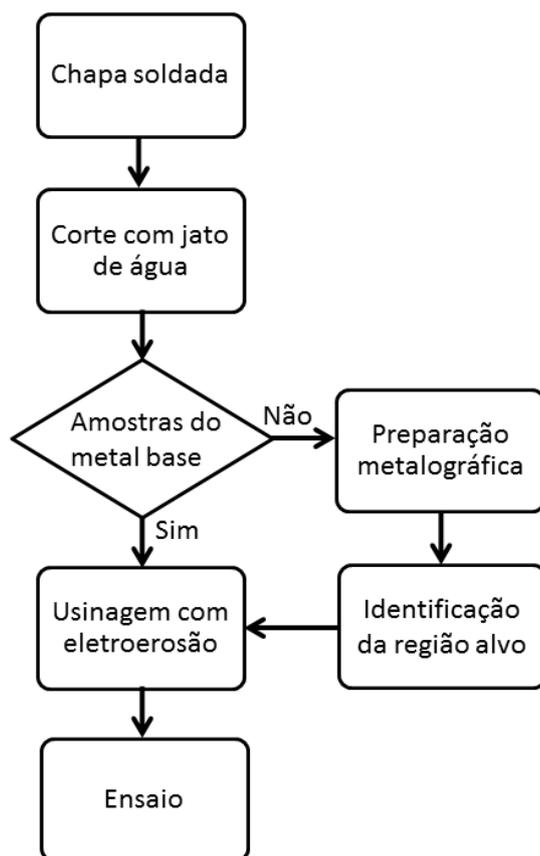


Figura 3. 4 Fluxograma apresentando as etapas para confecção dos corpos de prova.

Conforme Figura 3. 5, a marcação para usinagem na ZAC do entalhe rabo de andorinha e entalhe V, para os ensaios de CTOD e Charpy-V, respectivamente, está a 1,0 mm da linha de fusão (linha tracejada B), e a região para usinagem dos entalhes referente ao MS está representada pela linha tracejada A.

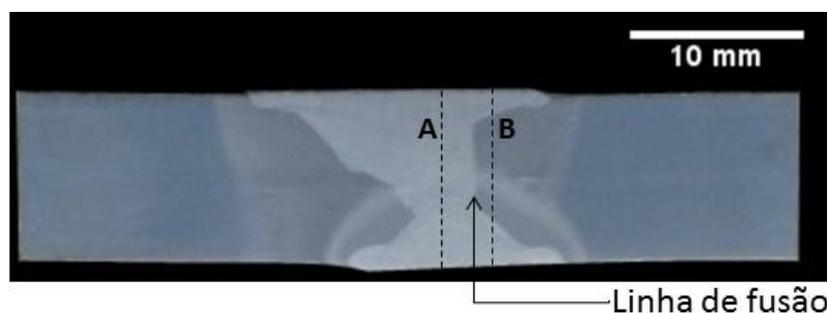


Figura 3. 5 Macrografia ilustrando o posicionamento para usinagem dos entalhes na região do metal de solda (A) e na região da ZAC (B).

Os corpos de prova utilizados para ensaio CTOD foram obtidos conforme a norma BS 7448, tendo a orientação do plano da trinca através da espessura (*through thickness crack*), Figura 3. 6.

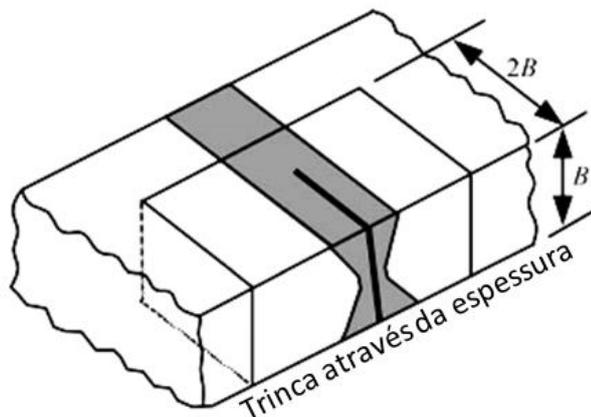


Figura 3. 6 Corpo de prova com o plano da trinca através da espessura (*through thickness crack*) (ANDERSON, 2005).

A Figura 3. 7 mostra o desenho dos corpos de prova do metal base e da junta soldada utilizada nos ensaios de CTOD. Observa-se que as amostras retiradas da região da solda têm seu comprimento maior devido à necessidade de posicionar o entalhe na região da ZAC e do metal de solda, sem correr o risco de prejudicar o posicionamento da amostra no dispositivo de ensaio.

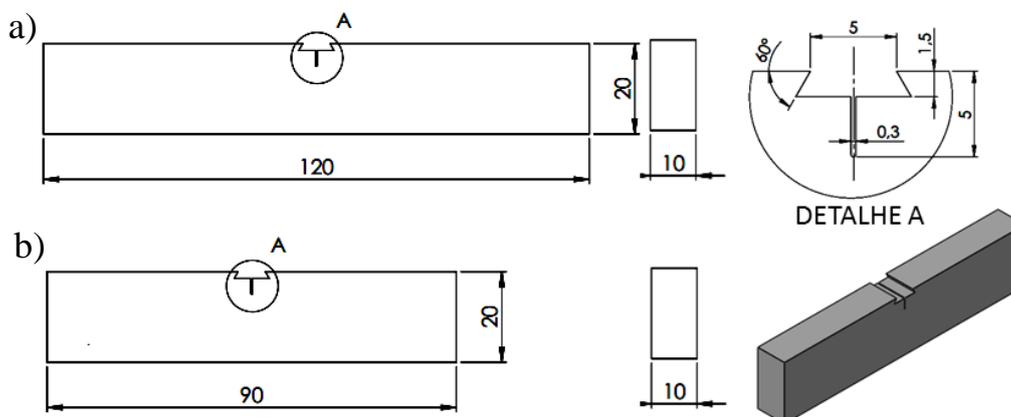


Figura 3. 7 Desenho dos corpos de prova para ensaio de CTOD da junta soldada (a) do metal base (b).

A retirada das amostras para ensaio de impacto Charpy seguiu a orientação L-T (conforme terminologia descrita pela norma ASTM E1823-13) com as dimensões de 10x10x55 mm (com entalhe em V) conforme a norma ASTM E23. Tais quais as amostras para ensaio de CTOD, os prismas referentes à região soldada foram cortados com o comprimento um pouco maior, justamente para posicionar o entalhe na região desejada sem afetar a posterior usinagem no comprimento padrão de 55 mm. A Figura 3. 8 apresenta o desenho dos corpos de prova utilizados no ensaio de impacto.

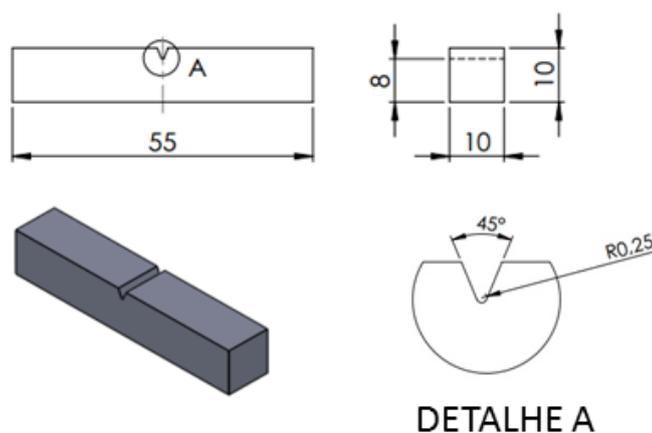


Figura 3. 8 Dimensões do corpo de prova utilizado no ensaio de impacto Charpy-V.

### 3.4 Ensaio de Tração

Este ensaio visou a caracterizar as propriedades mecânicas do metal base e da junta soldada. Para tanto, foram realizados dez ensaios, sendo cinco amostras referentes ao metal base e cinco amostras da região soldada.

Para a realização dos ensaios de tração, foram utilizados corpos de prova de tamanho reduzido conforme a norma ASTM E8/E8M (Figura 3. 9). A escolha desse tipo de corpo de prova, de menores dimensões, está relacionada com a alta resistência do metal base, pois, se fosse utilizado um CP padrão, a carga necessária para romper a amostra excederia a capacidade da máquina que é de 250 kN.

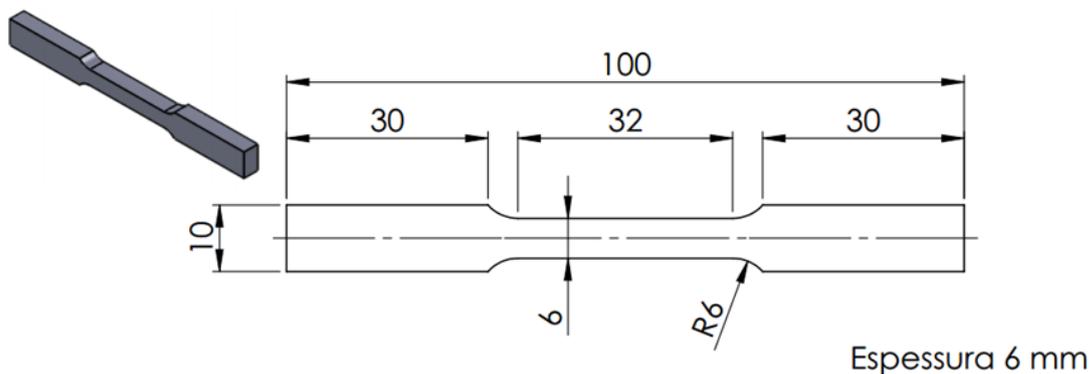


Figura 3. 9 Dimensões do corpo de prova de tamanho reduzido utilizado para ensaio de tração do metal base e da junta soldada.

Os ensaios foram conduzidos em um ambiente com temperatura de 25°C, utilizando uma máquina eletromecânica da marca Instron 5585 H (Figura 3. 10), com uma taxa de carregamento de 0,45 mm/min.

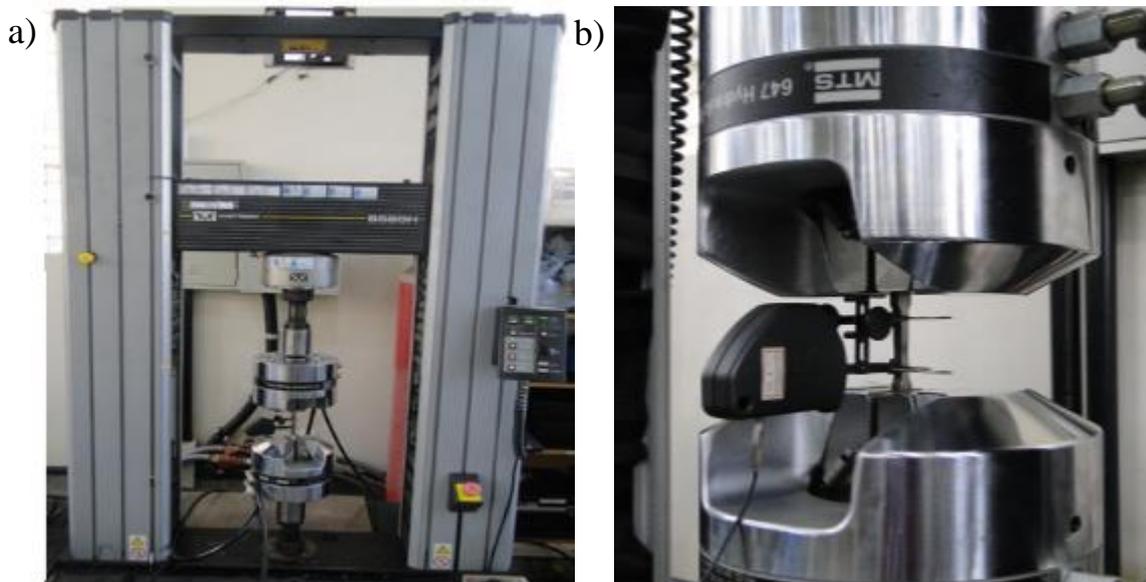


Figura 3. 10 Máquina utilizada para os ensaios de tração (a). Corpo de prova preso na garra para realização do ensaio (b).

### 3.5 Ensaio de CTOD

Os ensaios de CTOD foram realizados conforme a norma BS 7448-1 e BS 7448-2, utilizando uma máquina servo-hidráulica MTS 810 *Material System* com capacidade de 100kN.

Os parâmetros utilizados para abertura da pré-trinca por fadiga seguem na Tabela 3. 1. Entretanto, os corpos de prova referentes à ZAC iniciaram o processo de pré-trincamento com razão de 0,1 até a trinca crescer cerca de 1,0 mm e então, alterou-se a razão de carregamento para 0,7 e o processo continuou até o comprimento de trinca desejado. Esse método foi utilizado devido à presença de tensões residuais, provenientes do processo de soldagem, que podem gerar um crescimento não plano da frente da trinca, acarretando, assim, em um valor de CTOD inválido. Tal procedimento é descrito pela na norma BS 7448-2, que também sugere o método de compressão lateral.

Tabela 3. 1 Parâmetros utilizados para abertura da pré-trinca.

$K_{\text{máx-final}}$	19MPa.m <sup>1/2</sup>
Frequência	30Hz
Razão de carregamento	0,1
a/W	0,5

Foram realizados 30 ensaios de CTOD, os quais foram conduzidos nas temperaturas de 25°C, 0°C e -20°C. Para alcançar a temperatura de 0°C foi utilizado gelo e água, e a temperatura de -20°C foi obtida a partir de uma mistura de gelo seco e álcool. A Tabela 3. 2 apresenta a relação do número de corpos de prova por região.

Tabela 3. 2 Relação dos corpos de prova utilizados no ensaio de CTOD.

Região	Nº de corpos de prova por temperatura	Nº de temperaturas	Nº de corpos de prova por região
MB	4	3	12
MS	3	3	9
ZAC	3	3	9
Total de amostras			30

A Figura 3. 11 apresenta a estrutura utilizada para a realização dos ensaios. O monitoramento da temperatura foi realizado com um termopar tipo T (cobre/ cobre-níquel) acoplado a um equipamento de aquisição de dados da marca Spider, que utiliza o software *Catman*. Para realização dos ensaios foi utilizado controle de deslocamento com uma velocidade de carregamento de 0,50 mm/min.

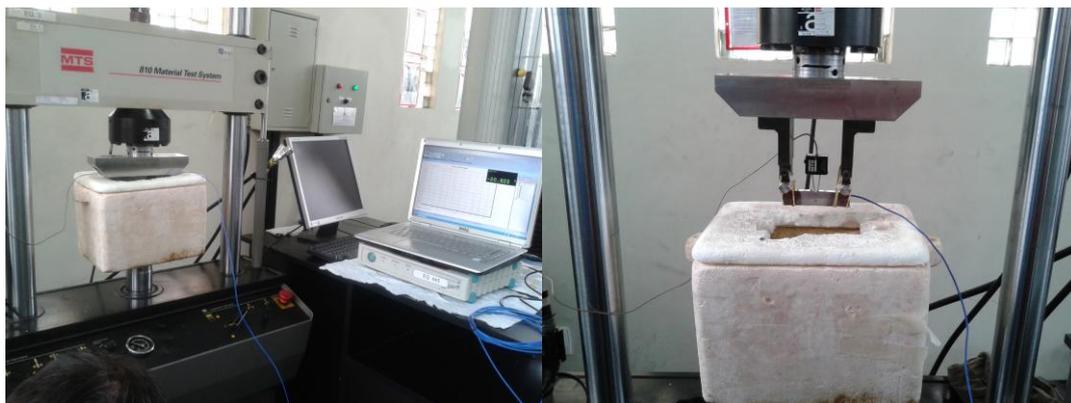


Figura 3. 11 Montagem do equipamento para realização do ensaio de CTOD.

Depois de realizados os ensaios de CTOD, os corpos de prova foram pós-fadigados, com a finalidade de identificar as regiões de fratura. A verificação da superfície de fratura foi realizada através de uma lupa de baixo aumento da marca Olympus modelo SZ4045 TR CTV. Posteriormente, avaliou-se a superfície de fratura com microscópio eletrônico de varredura (MEV) modelo SSX-550 *Superscan* da marca Shimadzu.

O valor da tensão de escoamento do MS (Equação 3.1) utilizado para cálculo do CTOD foi estimado a partir da dureza (HV10) conforme orientação da norma BS EN ISO 15653.

$$R_{0,2MS} = 2,35 HV10 + 62, \text{ para } 170 < HV10 < 330 \quad \text{Equação 3.1}$$

Também foram calculadas as tensões de escoamento para as temperaturas 0°C e -20°C para o MB e MS, utilizando as Equações 3.2 e 3.3 para posterior aplicação nos cálculos de valores de CTOD a baixa temperatura.

$$R_{0,2MB} = 3,28 HV10 - 221, \text{ para } 160 < HV10 < 495 \quad \text{Equação 3.2}$$

$$R_{0,2}(T) = R_{0,2}(\text{na temperatura ambiente}) + \frac{10^5}{(491+1,8T)} - 189 \quad \text{Equação 3.3}$$

A letra T da Equação 3.3 corresponde à baixa temperatura de ensaio, em °C, na qual se deseja estimar a tensão de escoamento.

Conforme orientação da norma BS EN ISO 15653, utilizou-se os valores de tensão de escoamento referentes ao MB para cálculo do CTOD da ZAC.

### 3.6 Ensaio de Charpy-V

Para realização do ensaio de impacto Charpy-V foi utilizado um total de 78 corpos de prova, que foram ensaiados em 6 diferentes temperaturas (25°C, 0°C, -20°C, -60°C, -80°C e -100°C), com o objetivo de obter a curva de transição dúctil-frágil do metal base, metal de solda e zona afetada pelo calor. A Tabela 3. 3 apresenta a relação do número de corpos de prova por região ensaiada.

Tabela 3. 3 Relação dos corpos de prova utilizados no ensaio de CTOD

Região	Nº de corpos de prova por temperatura	Nº de temperaturas	Nº de corpos de prova por região
MB	5	6	30
MS	4	6	24
ZAC	4	6	24
Total de amostras			78

As amostras ensaiadas a baixa temperatura sofreram diferentes tratamentos para se conseguir obter a temperatura desejada. As amostras ensaiadas a 0°C foram imersas em uma mistura de álcool e gelo. Os corpos de prova ensaiados nas temperaturas de -20°C, -60°C e -80°C foram imersos em uma mistura de gelo seco e álcool, e a temperatura de -100°C foi atingida utilizando nitrogênio líquido. O monitoramento da temperatura foi realizado com a utilização de um termopar tipo T acoplado a um equipamento de aquisição de dados da marca Spider, que utiliza o software *Catman*. Todas as amostras ensaiadas a

baixa temperatura foram colocadas em uma cuba desenvolvida especialmente para este tipo de procedimento, onde ficaram imersas nas suas respectivas misturas. O tempo de permanência das amostras nas respectivas temperaturas e o procedimento de realização de ensaio seguiu conforme a norma ASTM E-23. A Figura 3. 12 apresenta a montagem do equipamento para aquisição de dados de temperatura e a cuba utilizada para os testes.

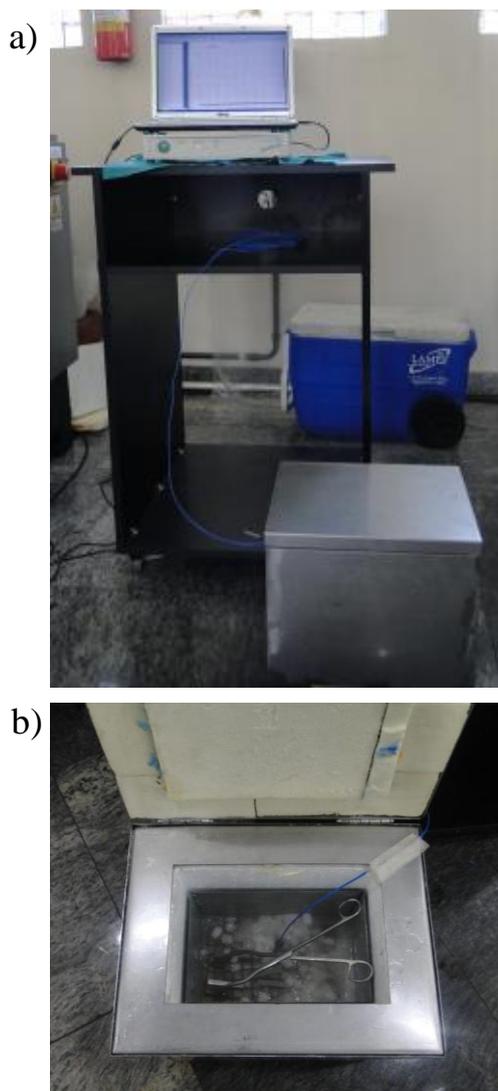


Figura 3. 12 Montagem do equipamento utilizado para realizar os ensaios de impacto a baixa temperatura (a) e cuba utilizada para resfriar os corpos de prova (b).

Todos os ensaios foram conduzidos em um equipamento para ensaio de impacto instrumentado Charpy/Izod da marca Instron modelo SI-1D3 (Figura 3. 13) com capacidade de 400J e velocidade de impacto do pêndulo igual a 5,19 m/s.



Figura 3. 13 Equipamento utilizado para realização do ensaio de impacto Charpy.

Conforme realizado no ensaio de CTOD, a superfície de fratura dos corpos de prova foi verificada através de uma lupa de baixo aumento da marca Olympus modelo SZ4045 TR CTV. Também se avaliou a superfície de fratura das amostras correspondentes às temperaturas de 25°C, -20°C e -100°C para as três regiões ensaiadas com o uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Essa análise teve o objetivo de avaliar a transição do modo de fratura em relação à diminuição da temperatura.

### 3.7 Metalografia e Microdureza

Foi retirada uma amostra da chapa soldada (Figura 3. 3) para análise da macroestrutura e microestrutura. Posteriormente, utilizando a mesma amostra, foi realizado perfil de dureza *Vickers*.

#### 3.7.1 Macrografia

Para macrografia a amostra foi lixada obedecendo à seguinte ordem granulométrica das lixas: 120, 220, 320 e 400 mesh. Depois de terminada esta etapa as amostras, foram atacadas com Nital 5% durante 10 segundos. O objetivo desta análise é realizar uma

inspeção visual, a fim de verificar a zona termicamente afetada e se houve penetração total nas juntas soldadas.

### 3.7.2 Micrografia

Terminada a macrografia, continuou-se lixando as amostras com as lixas de 600 e 1200 mesh. Logo após, realizou-se o polimento em feltro com pasta de diamante de 4,0 microns e 1,0 micron de granulometria. A superfície, então, foi atacada com Nital 2%, com tempo de imersão de 5 segundos.

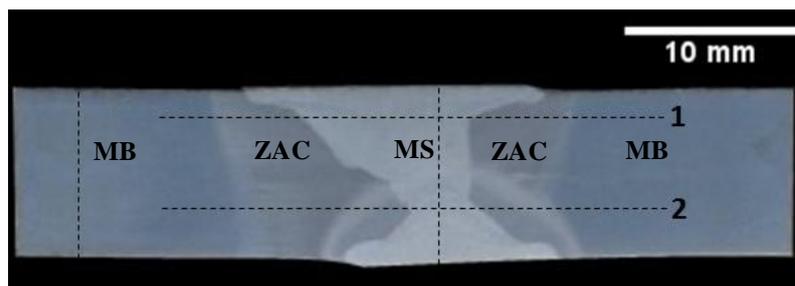
Depois de atacada, a amostra foi analisada através de um microscópio óptico com o intuito de identificar as microestruturas do metal base, do metal de solda e da zona afetada pelo calor.

### 3.8 Medição de Dureza

Foram realizados cinco pontos de medição de dureza Brinell (HB) sobre a superfície do metal base para verificar a dureza do material na condição de como recebido. Estas medições foram realizadas em um durômetro da marca Wolpert, utilizando uma esfera com diâmetro de 2,5 mm e carga de 187,5 kg.

A partir da amostra utilizada na macrografia e micrografia foram realizadas medições de perfis de microdureza *Vickers*. Foram realizadas duas linhas de perfis horizontais, uma linha de perfil vertical passando pelo metal base e outra linha vertical passando pelo metal de solda. A Figura 3. 14 apresenta a posição das linhas em que foram realizadas as medições dos perfis de microdureza.

O equipamento utilizado foi um durômetro automático modelo Tukon 2100 B da fabricante Instron. A carga utilizada foi de 5,0 kgf, aplicada sobre a superfície limpa e plana durante 10 segundos e com distância entre pontos de 0,5 mm.



1= 2,2mm da face superior.      2= 2,8mm da face inferior.

Figura 3. 14 Posição em que foi realizado o perfil de microdureza.

### 3.9 Análise Química

Utilizando um espectrômetro de emissão ótica *Spectro Lab*, realizou-se a análise da composição química do metal base e do arame tubular utilizado para soldagem.

Para análise química do arame tubular utilizado neste trabalho, foram depositados quatro camadas de metal de solda sobre uma chapa de aço (Figura 3. 15). As camadas foram feitas no sentido horizontal e transversal, intercalando-se entre si. O objetivo deste procedimento é evitar a interferência do efeito da diluição do metal base com o metal de solda, que caso ocorresse, traria um erro na análise química do arame.



Figura 3. 15 Amostra utilizada para análise química do metal de solda.

## 4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Análise Química

A Tabela 4. 1 apresenta o resultado da análise química do metal base Hardox 450 utilizado neste trabalho.

Tabela 4. 1 Resultado da análise química do Hardox 450.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	B
% em massa	0,165	0,214	1,30	0,0087	0,0029	0,132	0,0638	0,0207	0,0012

Os elementos de liga Mn, Ni, Mo, Cr e B são frequentemente adicionados aos aços estruturais para melhorar a resistência e a tenacidade através da modificação da microestrutura (JUN, et al., 2006). Além disso, sabe-se que o Boro é um agente efetivo para aumentar a temperabilidade de aços (KIM, et al., 2013), logo, pode se alcançar alta resistência após o processo de têmpera com o emprego de baixas taxas de resfriamento.

A partir do resultado da análise química, foi calculado o carbono equivalente (Ceq), segundo a Equação 4.6, resultando em um valor de 0,42. Segundo o diagrama de Graville, que relaciona o conteúdo de carbono com o carbono de equivalente (Figura 4. 1), o valor de Ceq = 0,42 indica que o HARDOX 450 é soldável. Porém, esse valor sugere susceptibilidade ao trincamento a frio (trinca induzida por hidrogênio), necessitando, assim, um cuidado especial no momento de determinar os parâmetros de soldagem, tais quais, temperatura de pré-aquecimento, aporte térmico, tipo de consumível e projeto da junta (DATTA, et al., 2002).

$$Ceq = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Cu + \%Ni}{15} \quad \text{Equação 4.6}$$

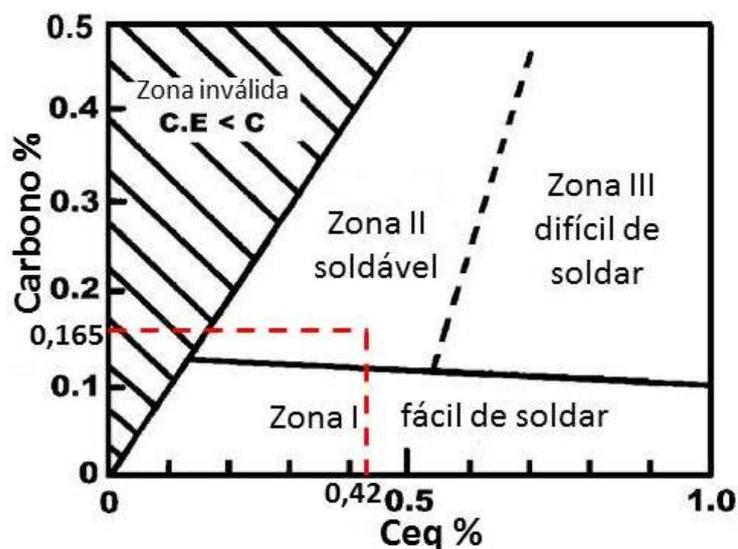


Figura 4. 1 Diagrama de Graville, adaptado de DATTA, et al., 2002.

A Tabela 4. 2 apresenta o resultado da análise química do arame tubular ESAB OK Tubrod 110MC(ASME SFA 5.28/E110C-G) empregado neste trabalho.

Tabela 4. 2 Resultado da análise química do arame tubular utilizado para soldagem.

Elemento	C	Si	Mn	Ni	Mo
% em massa	0,04	0,37	1,30	1,99	0,48

A adição de Mn em torno de 1,5% favorece a formação de ferrita acicular, em vez de ferrita primária de contorno de grão e de ferrita de placas laterais, além de refinar a microestrutura do metal de solda. O Ni adicionado ao metal de solda atua na microestrutura de forma similar ao Mn (porém de forma menos intensa), favorecendo o refinamento da microestrutura e a formação de ferrita acicular, proporcionando um efeito benéfico à tenacidade da junta. O Mo, quando adicionado ao metal de solda, tende a reduzir a formação de ferrita no contorno de grão, favorecendo a formação de ferrita acicular e bainita superior (MODENESI, 2010). A formação de ferrita acicular é desejada no metal de solda, uma vez que esse microconstituente apresenta granulação fina e distribuição desordenada. Esta configuração da ferrita acicular a torna uma estrutura favorável ao aumento de tenacidade no metal de solda (ALBUQUERQUE, et al., 2011).

#### 4.2 Macrografia

A Figura 4. 2 apresenta a macrografia da amostra retirada da junta soldada. O corpo de prova foi retirado conforme apresentado anteriormente na Figura 3. 3.

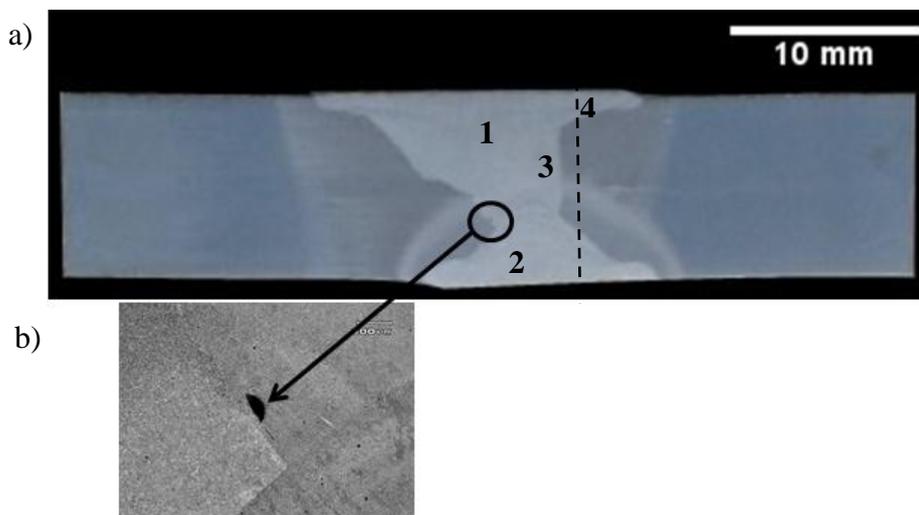


Figura 4. 2 Macrografia da junta soldada (a) e falta de fusão (b).

Podemos observar na Figura 4. 2-a os dois passes realizados para a soldagem da chapa, nos quais o número 1 corresponde ao primeiro passe e o número 2 corresponde ao segundo passe realizado. Como comentado anteriormente, no procedimento experimental (seção 3.2), o segundo passe realizado (2) para completar a fusão do nariz resultou em um leve desalinhamento entre os cordões de solda. Esse desalinhamento acabou prejudicando o posicionamento do entalhe, pois além da ZAC, a marcação realizada a 1,0 mm da linha de fusão (3) acabou contemplando um pouco de metal de solda. A marcação está representada pela linha tracejada (4).

A junta apresentou falta de fusão (Figura 4. 2-b), problema causado possivelmente durante a realização do segundo passe. Visto que a abertura de raiz (espaçamento de 1,0 mm) tenha sido muito estreita para realização da soldagem, dificultando assim a fusão completa da junta. Entretanto, outros fatores como velocidade de soldagem, ângulo e posição da tocha (quando empregados incorretamente em relação à junta) podem ocasionar a falta de fusão (JOVANOVIC, et al., 2008). Em termos de velocidade de soldagem, se a mesma for muito baixa, por exemplo, pode ocorrer o acúmulo de metal de solda fundido a

frente do arco elétrico, causando insuficiente penetração e, por consequência, falta de fusão entre o metal de solda e o metal base (SSAB). Por outro lado, se a velocidade de soldagem for muita rápida, ocasionará em uma energia de soldagem insuficiente para fundir o metal base, acarretando assim no mesmo problema (JOVANOVIC, et al., 2008). Como retratado por Alama, et al, este tipo de defeito age como se fosse um entalhe na estrutura, sendo um grande concentrador de tensões, podendo agir como um ponto de nucleação de trinca e, portanto, fazendo com que a vida em fadiga do componente diminua.

### 4.3 Micrografia

A Figura 4. 3 apresenta a microestrutura do metal base. A microestrutura caracteriza-se por apresentar martensita revenida e um grão refinado. A martensita revenida pode ser quase tão resistente quanto a martensita, porém tem a ductilidade e tenacidade aumentadas (LESSA, 2011).

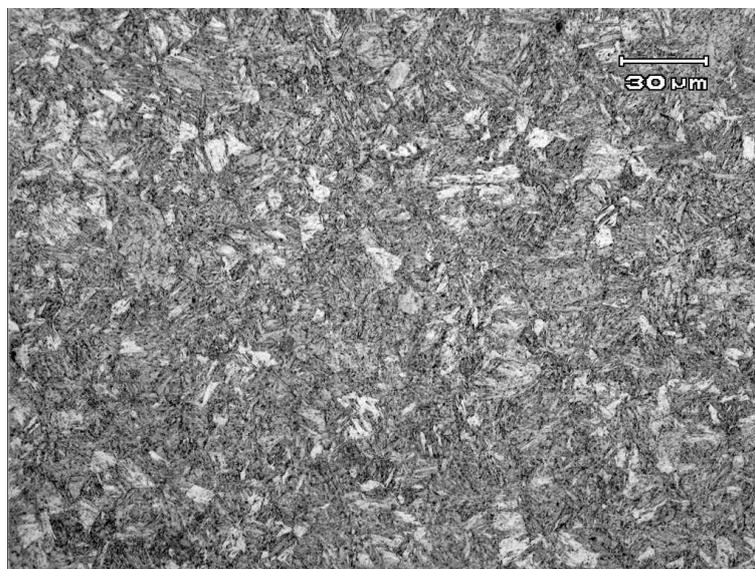


Figura 4. 3 Microestrutura do metal base Hardox 450. (500X). Nital 2%.

A Figura 4. 4 mostra a microestrutura encontrada na região da ZAC onde foi realizada a marcação para a usinagem do entalhe (marcação representada pela linha tracejada na Figura 4. 2, anteriormente apresentada). Esta microestrutura apresenta um grão grosseiro, resultado do aporte térmico do processo de soldagem. Segundo

interpretação feita ao trabalho realizado por Thewlis (THEWLIS, 2004), em que o autor realiza uma classificação e quantificação de microestruturas em aço, a microestrutura da ZAC caracteriza-se por apresentar bainita (B) e ferrita de Widmanstätten, podendo ser subdividida em ferrita de segunda fase alinhada FS(A) e ferrita de segunda fase não alinhada FS(NA).

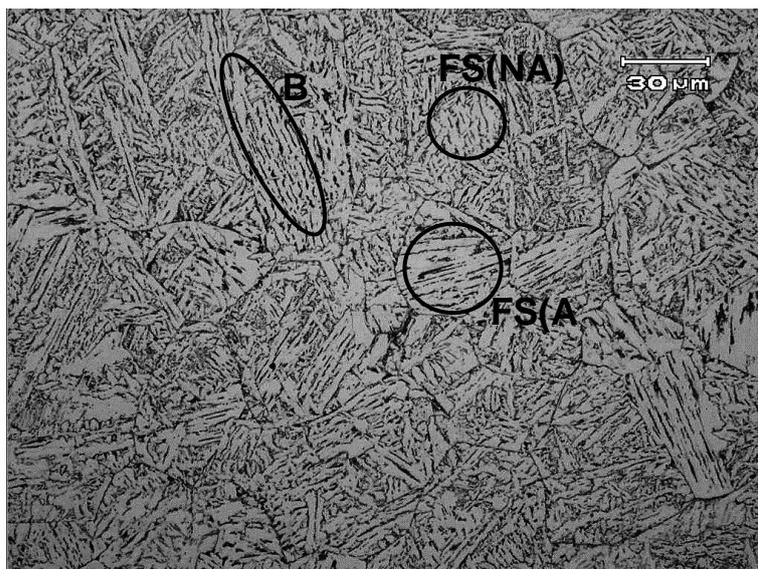


Figura 4. 4 Microestrutura da ZAC, B – bainita, FS(NA) – ferrita de segunda fase não alinhada e FS(A) – ferrita de segunda fase alinhada.(500X). Nital 2%.

A microestrutura do metal de solda (Figura 4. 5) é predominantemente composta por ferrita acicular (FA), porém também apresenta ferrita poligonal (FP). Uma microestrutura composta por ferrita acicular no metal de solda tem grande importância por promover uma estrutura tenaz e resistente (EROGLU, et al., 1999) e a sua microestrutura fina e entrelaçada previne significativamente a iniciação e propagação de trincas (FATTAHI, et al., 2013).

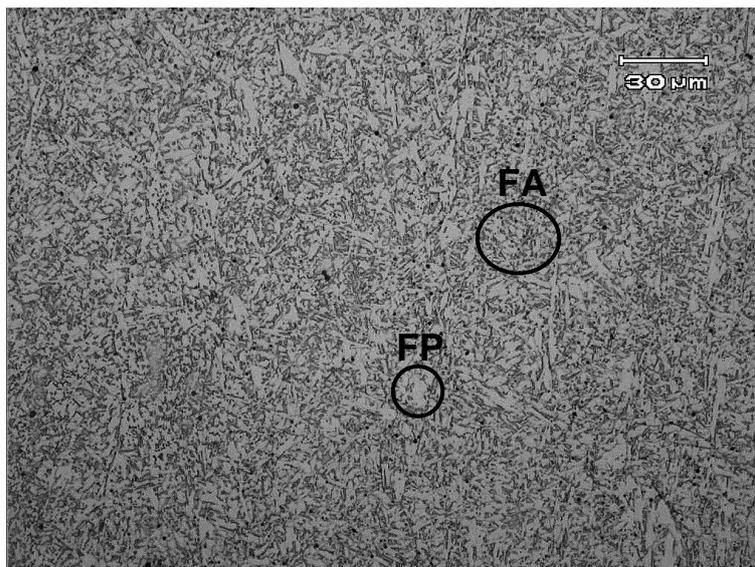


Figura 4. 5 Microestrutura do MS, FA – ferrita acicular e FP – ferrita poligonal (500X). Nital 2%.

#### 4.4 Dureza

Segue na Tabela 4. 3 o resultado obtido para cada ponto de medição realizado sobre a chapa para verificação da dureza superficial do material HARDOX 450 na condição de como recebido.

Tabela 4. 3 Dureza superficial do HARDOX 450

Medições	Dureza (HB)
Ponto 1	451
Ponto 2	451
Ponto 3	464
Ponto 4	464
Ponto 5	451
Média	456
Incerteza	9,4

O material apresentou uma dureza média de 456 HB, ficando dentro dos limites estabelecidos pela fabricante. Essa informa que a dureza pode variar de um mínimo de 425 HB até um máximo de 475 HB.

A Figura 4. 6 apresenta o perfil de microdurezas *Vickers* obtido na parte superior e inferior da amostra. A diferença na extensão das zonas MS e ZAC para ambas as medições realizadas estão associados à geometria dos cordões.

Em ambos os gráficos, o metal de solda está em situação de *undermatching* em relação ao metal base, ou seja, a dureza e, portanto, a resistência mecânica do metal de solda, é inferior à resistência do metal base. A utilização de um arame tubular *undermatching* justifica-se pela possibilidade de redução dos níveis de tensões na ZAC e, por consequência, minimiza a tendência de ocorrer trincas por hidrogênio (SHARMA, et al., 2014). Um nível de tensões elevado aliado a uma microestrutura susceptível ao trincamento (microestrutura martensítica), pode acarretar trincas induzidas por hidrogênio (KOU, 2002).

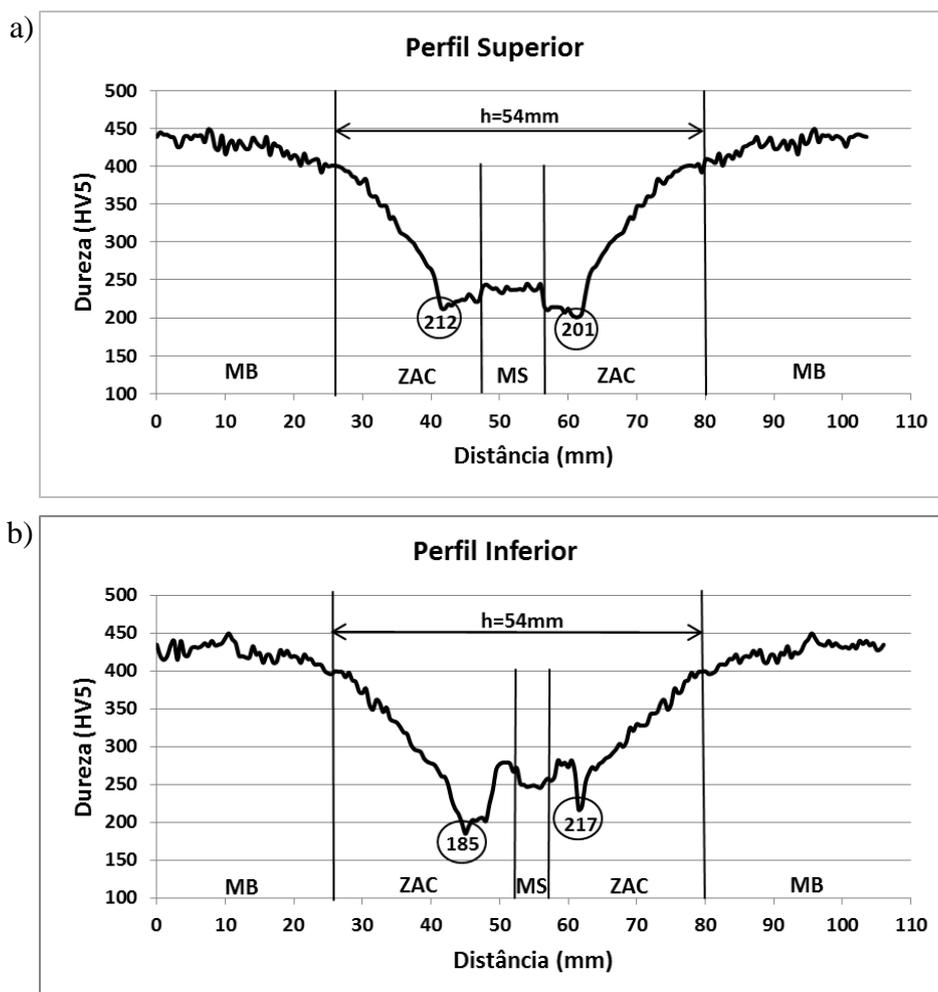


Figura 4. 6 Perfil de microdurezas *Vickers* superior (a) e inferior (b).

As propriedades mecânicas da ZAC, tais como, tenacidade, resistência estática e dureza são afetadas pelo ciclo térmico do processo de soldagem devido a alterações metalúrgicas. Como visto na Figura 4. 6, ocorre uma variação na dureza da ZAC em ambas as regiões. Partindo do metal de solda, os gráficos apresentam um pico de dureza na região de grãos grosseiros no início da ZAC. Este pico de dureza pode ser atribuído à exposição da região a altas temperaturas (acima de  $A_3$ ), seguido de resfriamento brusco através da extração de calor pela chapa de aço, podendo ocasionar a formação de martensita e bainita na estrutura. Conforme o perfil se distancia do MS, a dureza tende a diminuir, pois o perfil passa por outras regiões de modificação da microestrutura, como região de refino de grão e região intercrítica. A dureza diminui até um valor mínimo (conforme circulado na Figura 4. 6), que corresponde à região subcrítica da ZAC. Esta região caracteriza-se por um pico de temperatura de aproximadamente  $700^{\circ}\text{C}$ , o que pode causar o revenimento da estrutura neste ponto (martensita revenida), fazendo com que a dureza diminua, possivelmente pela retirada do carbono em solução sólida para sua precipitação, pois não se observou mudança microestrutural aparente. Esta região de mínima dureza é conhecida como *soft zone* (SSAB,2009). A partir da região subcrítica a dureza aumenta até atingir a dureza do metal base.

Ambas as medições de perfil, superior e inferior, apresentam uma extensão de baixa dureza (representada pela letra h) de 54 mm. Esta região de baixa dureza provoca uma queda na resistência à abrasão, quando comparada com a dureza do metal base que não sofreu influência do ciclo térmico do processo de soldagem. A diminuição da dureza nessa região causa redução da resistência mecânica o que torna essa parte um elo fraco durante qualquer ensaio mecânico, apresentando, por exemplo, baixas propriedades de fluência, fadiga e tração (MOHANDAS, et al., 1999). Entretanto, segundo trabalho realizado por FRYDMAN, et al., essa extensão de baixa dureza poder ser diminuída, através de tratamento térmico de têmpera e revenido da junta soldada. Esse processo diminuiria a extensão da ZAC, deixando menor a extensão de baixa dureza em um todo.

A Figura 4. 7 apresenta o perfil vertical de microdureza do metal base e do metal de solda. O MB (Figura 4.7-a) apresentou uma dureza uniforme, 442HV em média, ao longo da espessura da chapa. Está uniformidade de dureza ao longo da seção transversal da chapa, representa a sua boa temperabilidade. O perfil de dureza do MS (Figura 4.7-b) apresentou uma dureza média de 246HV, porém, entre a distância de 3,0mm-4,5mm, ocorreu um aumento da dureza alcançando 268HV. Este aumento da dureza pode estar

relacionado ao segundo passe de soldagem, em que o aporte térmico pode ter ocasionado alteração microestrutural no MS nesta região causando este aumento.

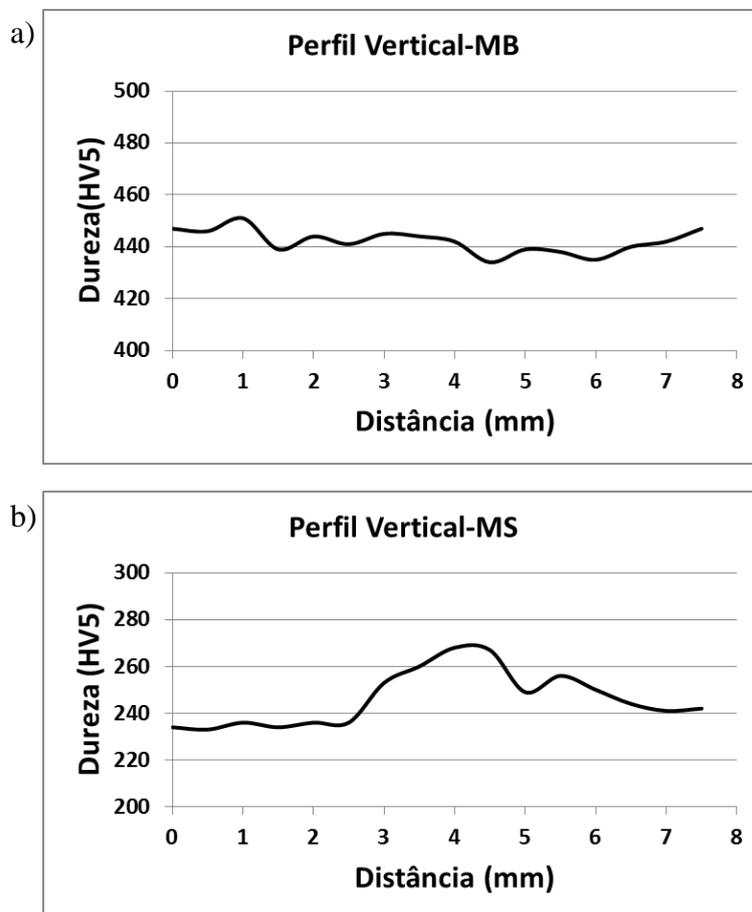


Figura 4.7 Perfil de microdureza Vickers no metal base-MB (a) e no metal de solda-MS (b).

#### 4.5 Ensaio de Tração

A Tabela 4. 4 apresenta os valores médios das cinco amostras utilizadas para ensaio de tração do metal base e das cinco amostras utilizadas para realização dos ensaios referentes à junta soldada (JS). Os resultados individuais de cada amostra ensaiada seguem no APÊNDICE 8.1.

Tabela 4. 4 Propriedades mecânicas do metal base e da junta soldada.

Material	Limite de Escoamento, LE (MPa)	Limite de Resistência, LR (MPa)	Alongamento (%)
METAL BASE	1167	1448	18
JUNTA SOLDADA	523	680	15

Os resultados obtidos para o metal base estão de acordo com os valores fornecidos pelo fabricante, que determina um limite de escoamento entre 1100-1300 MPa e um limite de resistência em torno de 1400 MPa. Entretanto, a junta soldada (JS) apresentou resultados bem abaixo dos obtidos com o MB. As mostras da junta soldada romperam na região da ZAC, como apresentado na Figura 4. 8.

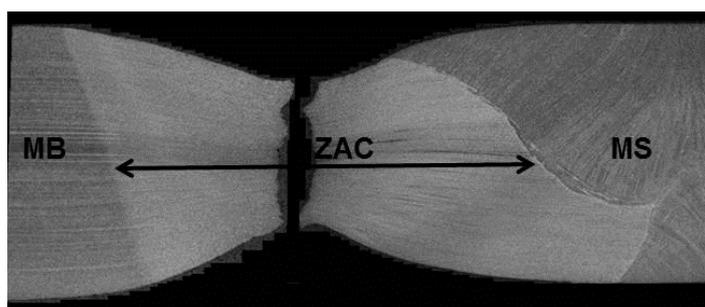


Figura 4. 8 Amostra da JS fraturada após o ensaio de tração.

Este resultado já era esperado, devido ao efeito do ciclo térmico de soldagem na região adjacente ao metal de solda, que faz com que a dureza do metal de base diminua, causando a redução da resistência mecânica nesta região, fato comentado na seção 4.4.

A Figura 4. 9 exibe os gráficos obtidos para todas as amostras ensaiadas. Pode ser visto claramente o superior desempenho do metal base em relação à junta soldada.

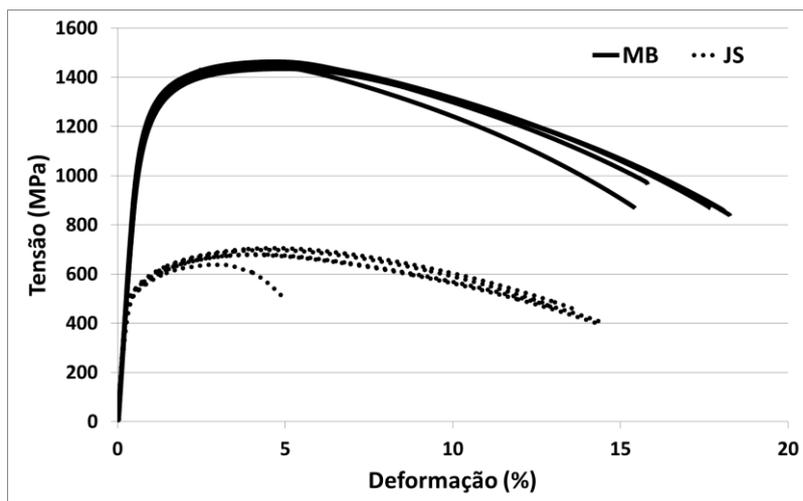


Figura 4.9 Curva tensão-deformação de engenharia das amostras ensaiadas. MB linha contínua e JS (Junta Soldada) linha pontilhada.

#### 4.6 Ensaio de Charpy

A Figura 4.10 apresenta os resultados de tenacidade ao impacto, obtidos no ensaio Charpy, em diferentes regiões (MB, MS e ZAC), realizado em temperaturas distintas. O resultado do ensaio para cada amostra, referente à região e à temperatura específica é apresentado no APÊNDICE 8.2.

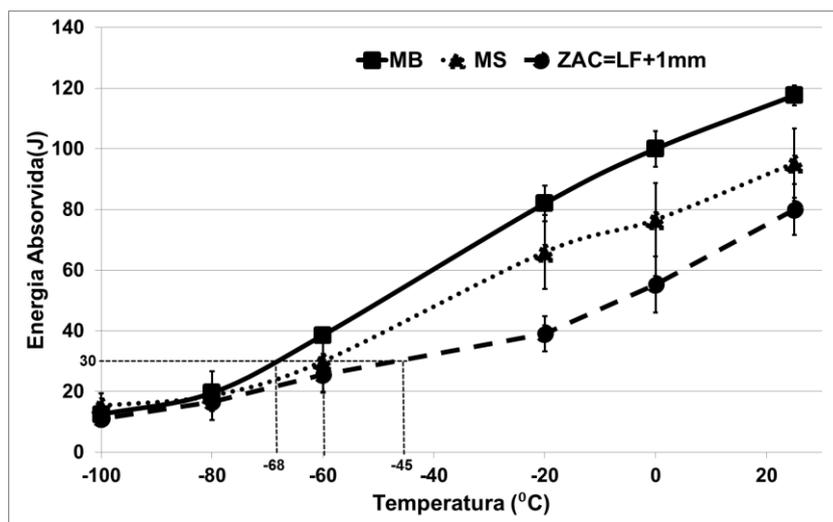


Figura 4.10 Curva de transição dúctil-frágil para o MB (linha contínua), MS (linha pontilhada) e ZAC (linha tracejada).

A partir dos resultados obtidos, podemos ver claramente a influência da temperatura no valor da energia absorvida em cada uma das regiões ensaiadas, fica evidente a superior tenacidade ao impacto do metal base em relação às outras duas regiões analisadas. Mesmo o MB apresentando maior resistência mecânica devido a sua microestrutura composta por martensita revenida, o seu bom desempenho no ensaio de impacto pode estar relacionado à adição de elementos de liga e ao processo de fabricação da chapa que proporciona uma microestrutura refinada, contribuindo, assim, para o aumento da tenacidade. Nota-se que, nas temperaturas de  $-80^{\circ}\text{C}$  e  $-100^{\circ}\text{C}$ , os valores de energia absorvida nas três regiões tendem a ficar bem próximos entre si.

Percebe-se que, a partir da temperatura de  $-80^{\circ}\text{C}$ , ambas as regiões (MB, MS e ZAC) começam a ingressar na região de patamar inferior da curva de transição. Para determinação do patamar superior da curva de transição, seria necessária a realização de ensaios a temperaturas superiores a  $25^{\circ}\text{C}$  e, por esse motivo, não foi possível determinar a região de transição dúctil-frágil. Entretanto, pode-se dizer que a região de transição dúctil-frágil começa em torno da temperatura de  $-90^{\circ}\text{C}$ .

Estabelecendo de forma arbitrária um valor de 30J, foi determinada a temperatura de transição para as 3 diferentes regiões, sendo:  $-68^{\circ}\text{C}$  para o MB,  $-60^{\circ}\text{C}$  para o MS e  $-45^{\circ}\text{C}$  para a ZAC.

A Figura 4. 12 mostra a superfície de fratura dos corpos de prova após o ensaio de impacto para três temperaturas, sendo  $25^{\circ}\text{C}$ ,  $-20^{\circ}\text{C}$  e  $-100^{\circ}\text{C}$ . Posteriormente, foi realizado MEV na região da ponta do entalhe dos corpos de prova fraturados a fim de identificar os mecanismos de fratura, como indicado na Figura 4. 11.

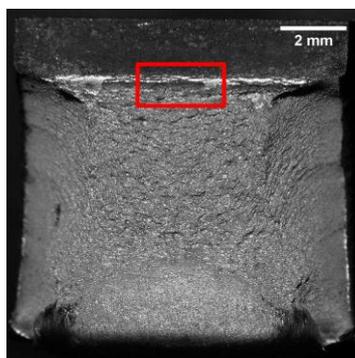


Figura 4. 11 Ilustração do ponto de realização de MEV nas amostras fraturadas no ensaio de Charpy-V.

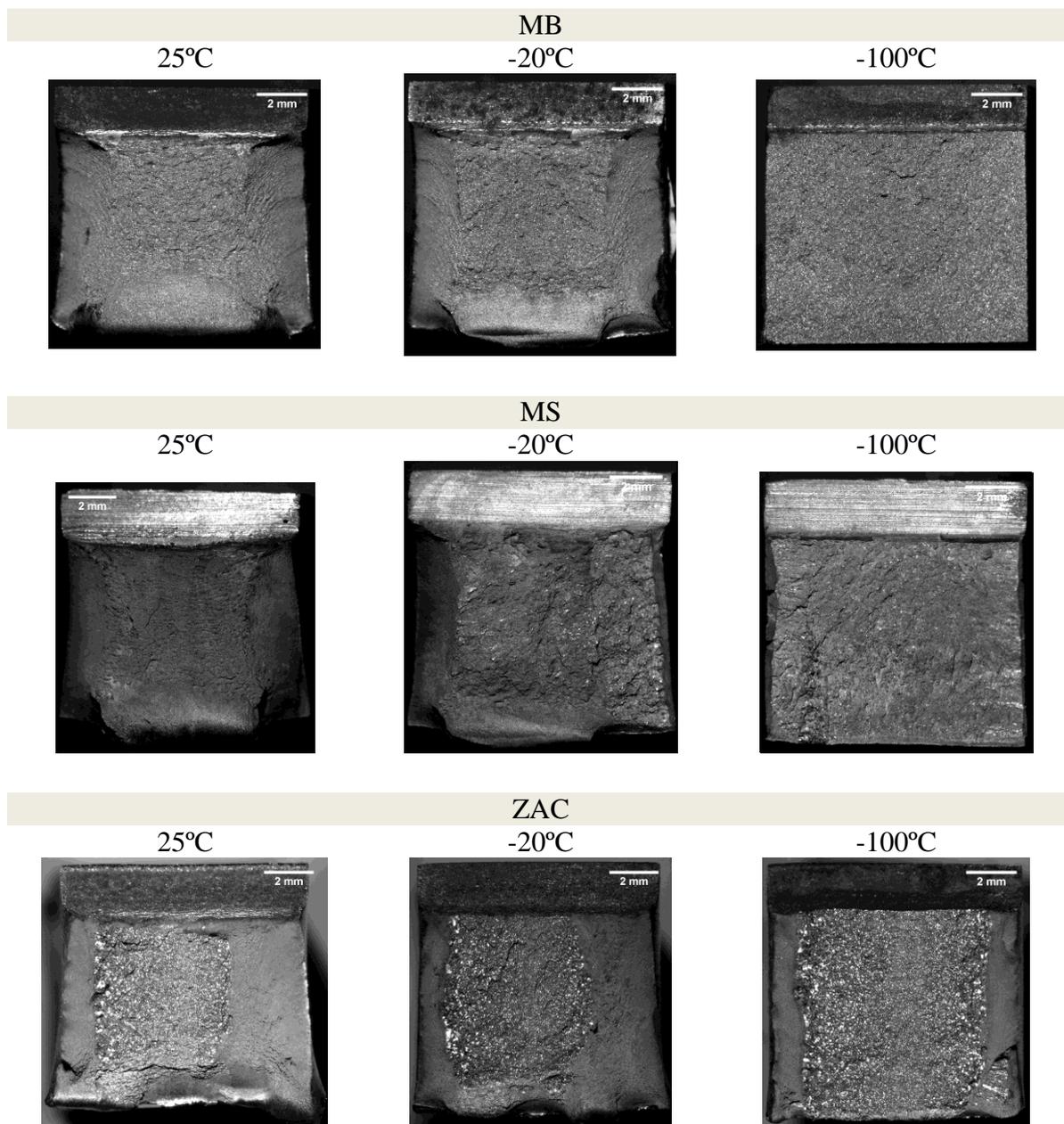


Figura 4. 12 Corpos de prova fraturados após o ensaio de impacto Charpy-V.

Percebe-se uma redução da contração lateral com a diminuição da temperatura para todas as regiões analisadas, sendo esse fato mais pronunciado quando se compara as amostras da temperatura de 25°C com as de -100°C.

A seguir, serão apresentadas as fractografias referentes à região da ponta do entalhe utilizando MEV com aumento de 300X.

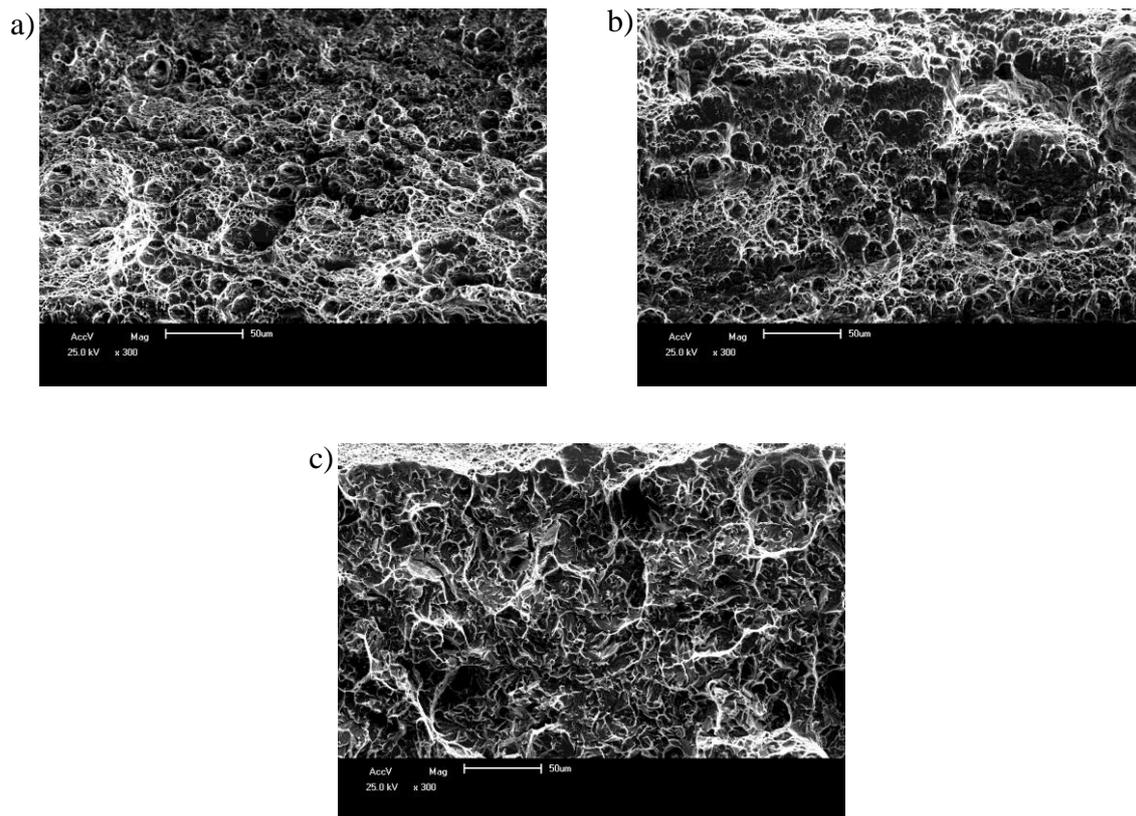


Figura 4. 13 Fractografia do MB (a) 25°C, (b) -20°C e (c) -100°C.

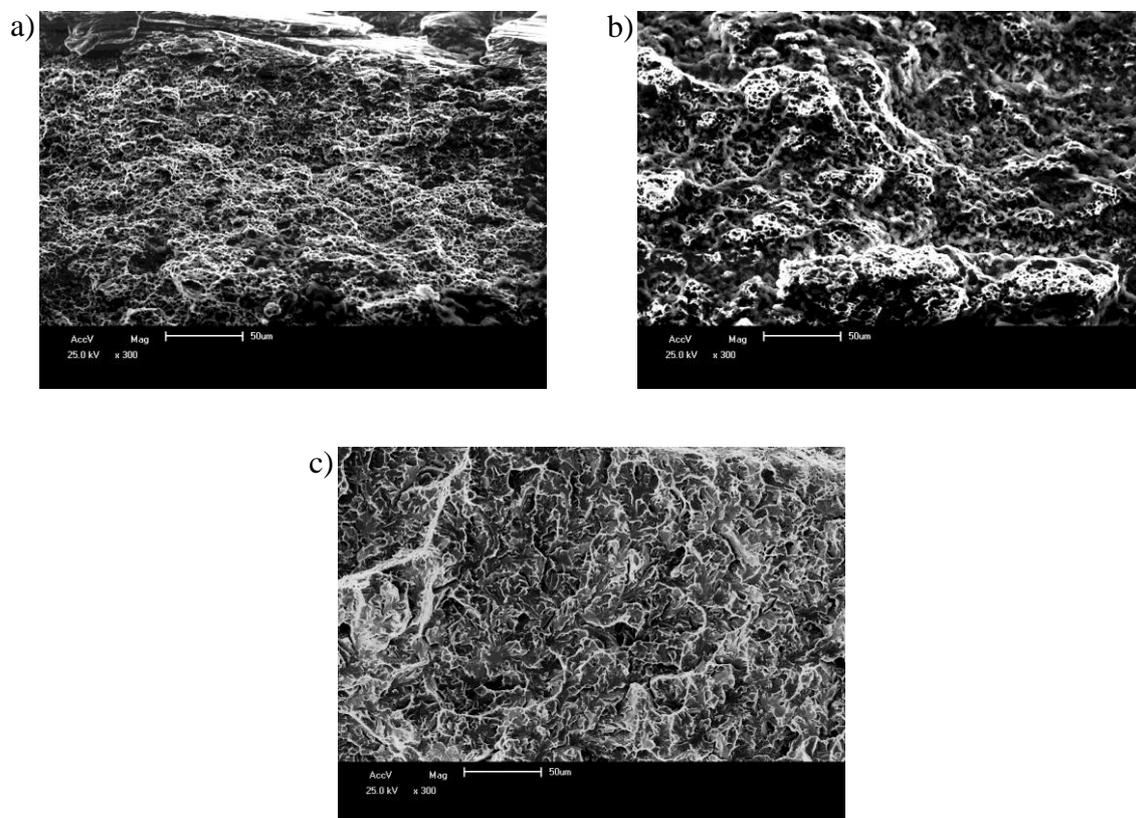


Figura 4. 14 Fractografia do MS (a) 25°C, (b) -20°C e (c) -100°C.

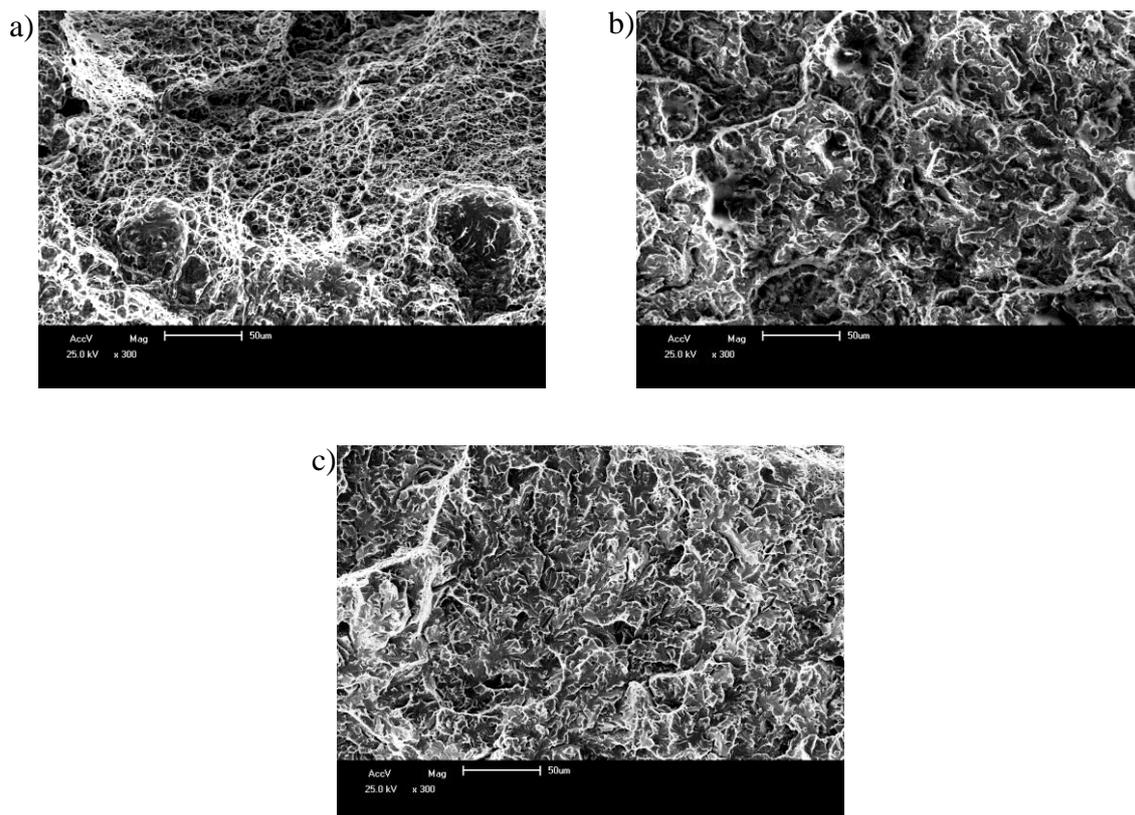


Figura 4. 15 Fractografia da ZAC (a) 25°C, (b) -20°C e (c) -100°C.

A região do MB (Figura 4. 13) apresentou um modo de fratura por quase-clivagem à frente do entalhe para as temperaturas de 25°C e -20°C, sendo este mecanismo de falha típico de aços temperados e revenidos (MAYERS, et al., 2009). A região do MS (Figura 4. 14) apresenta fratura de forma dúctil, caracterizada pela presença de *dimples* na ponta do entalhe para as temperaturas de 25°C e -20°C. Na temperatura de -100°C, tanto o MB quanto o MS mostram um modo de fratura frágil, caracterizado pela presença predominante de planos de clivagem.

A região da ZAC (Figura 4. 15) na temperatura de 25°C apresenta fratura de forma dúctil com algumas facetas de clivagem. Nas temperaturas de -20°C e -100°C, a superfície de fratura apresenta somente facetas de clivagem (característico de fratura frágil). Logo, a presença de facetas de clivagem nas fractografias dos corpos de prova pode ser relacionada com a baixa tenacidade apresentada por essa região no ensaio de impacto Charpy.

#### 4.7 Ensaio de CTOD

Os gráficos Força versus Abertura da boca do entalhe (CMOD) utilizados para determinação dos valores de  $P$  e  $V_p$  das amostras ensaiadas são apresentados na Figura 4.16.

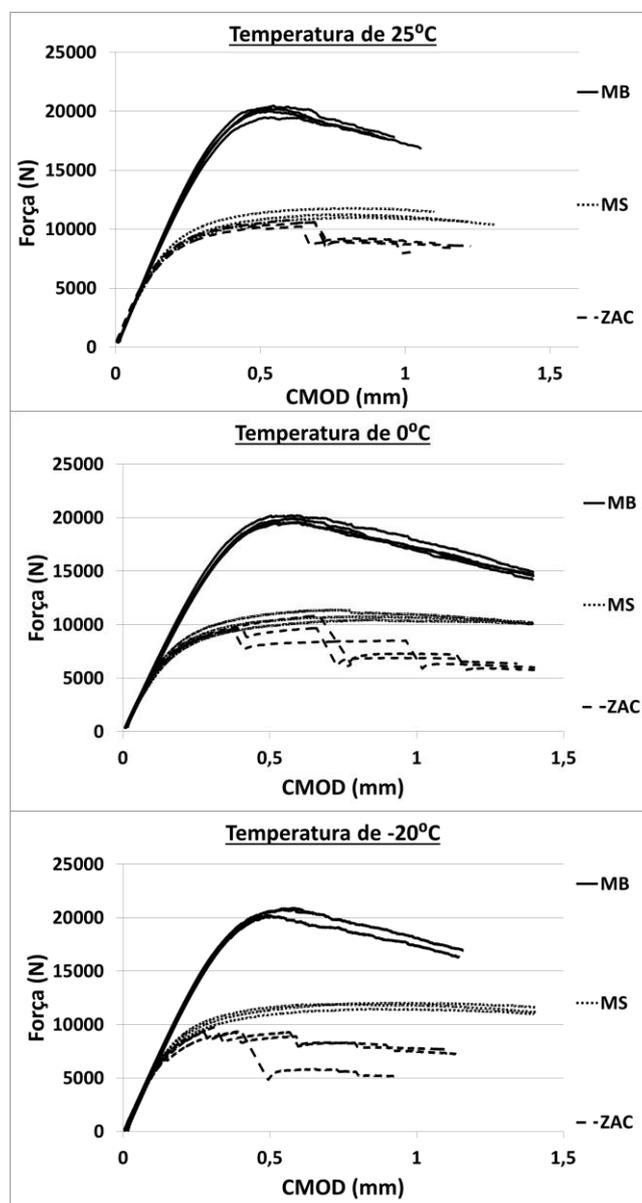


Figura 4.16 Gráficos Força versus CMOD nas temperaturas ensaiadas. MB (linha contínua), MS (linha pontilhada) e ZAC (linha tracejada).

A partir dos valores de  $P$  e  $V_p$  determinaram-se os valores de CTOD de carga máxima para as regiões do MB e MS. Entretanto, as curvas Força x CMOD para a região da ZAC apresentaram *pop-in*. Logo, foi utilizada a metodologia descrita pela norma BS

7448 parte 1, para determinar os valores de P e  $V_p$  neste caso. Também foi realizada uma análise das fraturas referentes a ZAC, a fim de certificar que se tratava de  $\delta_c$ , ou seja, início da fratura instável ou *pop-in* com menos de 0,2 mm de crescimento estável de trinca. A Figura 4. 24, no final deste item, apresenta esta análise.

A Tabela 4. 5 exhibe a média dos valores de CTOD para as temperaturas e regiões de ensaio, assim como a média das variáveis dos corpos de prova utilizados nos cálculos. O resultado referente a cada corpo de prova ensaiado pode ser visto no APÊNDICE 8.3.

Tabela 4. 5 Resultado do CTOD médio para cada região e respectiva temperatura.

Corpo de Prova	Temperatura (°C)	$P_m$ (N)	$V_p$ (mm)	B (mm)	W (mm)	$a_0/W$	CTOD (mm)
MB	25	20046	0,18	9,97	20,15	0,51	$\delta_m=0,10$
MS		11361	0,61	10,25	20,03	0,52	$\delta_m=0,20$
ZAC		10482	0,36	10,30	20,07	0,51	$\delta_c=0,11$
MB	0	19832	0,23	9,97	20,27	0,51	$\delta_m=0,11$
MS		10902	0,56	10,04	20,10	0,52	$\delta_m=0,18$
ZAC		9345	0,16	9,92	20,06	0,52	$\delta_c=0,05$
MB	-20	20503	0,17	9,98	20,24	0,51	$\delta_m=0,10$
MS		11817	0,64	10,12	20,00	0,51	$\delta_m=0,21$
ZAC		9168	0,12	10,24	20,16	0,52	$\delta_c=0,04$

$\delta_m$ =CTOD de carga máxima;  $\delta_c$ = CTOD crítico com menos de 0,2 mm de crescimento estável de trinca.

Na Figura 4. 17, é apresentado o gráfico CTOD versus Temperatura para cada região ensaiada plotados a partir dos resultados mostrados na Tabela 4. 5.

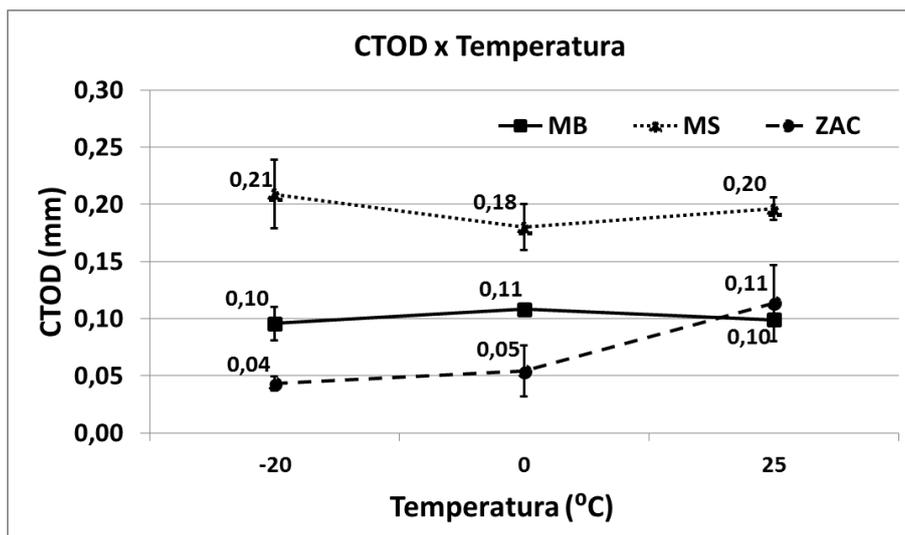


Figura 4. 17 Gráfico CTOD versus Temperatura para MB (linha contínua), MS (linha pontilhada) e ZAC (linha tracejada).

Avaliando os resultados obtidos no ensaio de CTOD (Figura 4. 17), verificou-se que o MS apresentou um valor de tenacidade à fratura superior ao MB, sendo que no ensaio de tenacidade ao impacto o MB apresentou melhor desempenho do que o MS. Este resultado pode estar relacionado com a influência do tamanho de grão de cada região frente a uma trinca aguda (CTOD) ou frente a um corpo de prova com entalhe usinado (Charpy-V). O autor RITCHIE (RITCHIE, et al., 1976) em trabalho realizado constatou que amostras com maior tamanho de grão poderão apresentar menor energia absorvida no ensaio de impacto Charpy e maior tenacidade à fratura.

Sendo assim, em algumas situações é insuficiente avaliar a tenacidade do material levando em consideração somente o ensaio de CTOD/ $K_{IC}$ / $K_{ID}$  ou de impacto Charpy. Uma avaliação considerando a tenacidade à fratura de um corpo de prova com uma trinca aguda e a energia absorvida por um corpo de prova com entalhe usinado deve ser requerida para uma melhor avaliação (RITCHIE, et al., 1976).

A partir dos resultados obtidos, realizou-se um estudo estatístico através da análise de variância (ANOVA), para avaliar a influência dos seguintes fatores no valor do CTOD:

- Fator A: Região (MB, MS e ZAC).
- Fator B: Temperatura (25°C, 0°C e -20°C).

O resultado da ANOVA a um nível de confiança de 95% mostrou que o fator região (R), temperatura (T) e a interação RxT são significativos frente ao erro aleatório decorrente das repetições.

Como a interação RxT é significativa, indica-se a Comparação Múltipla das Médias (CMM) conforme citado por RIBEIRO e CATEN (2000).

A Figura 4. 18 apresenta a comparação múltipla das médias (CMM) para cada uma das regiões, em que a linha contínua preta sobre o gráfico de barras informa que os valores de CTOD não diferem significativamente entre si, em relação à temperatura de ensaio.

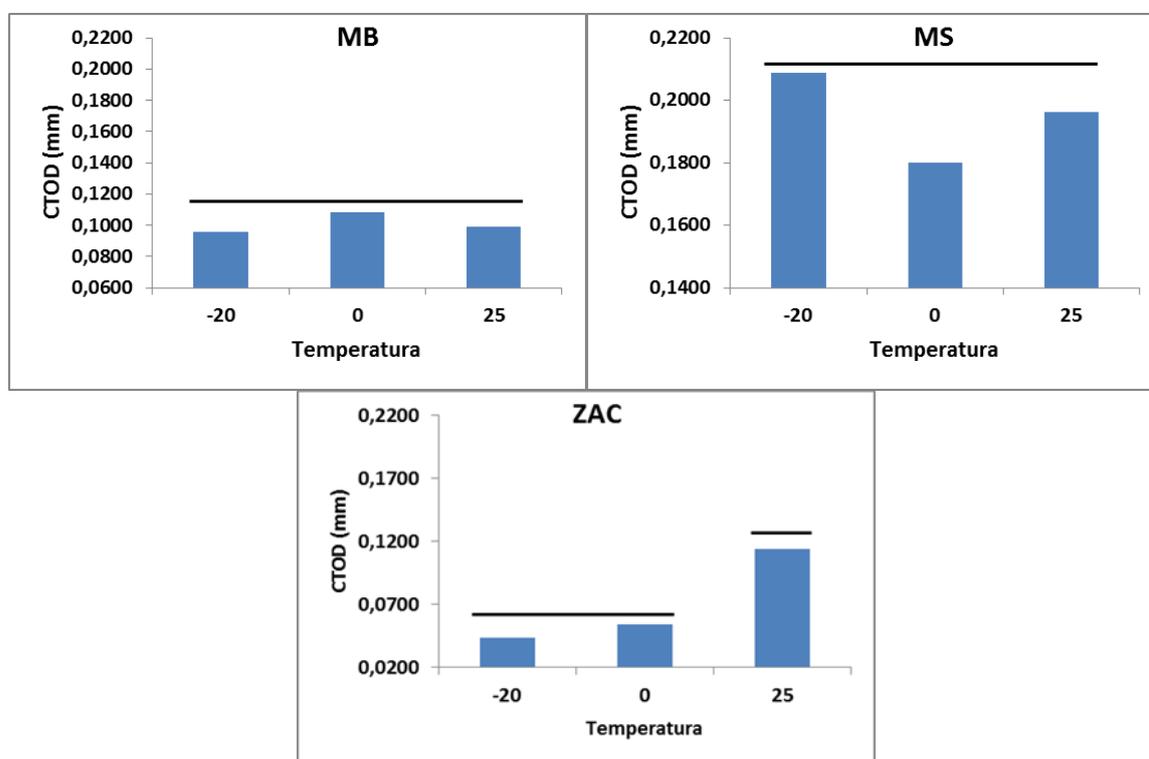


Figura 4. 18 Comparação múltipla das médias para relação RxT.

A partir da Figura 4. 18, verificou-se que a temperatura (na faixa estudada) não tem influência significativa no valor do CTOD do metal base e do metal de solda. Em relação à região da ZAC, a temperatura de 0°C e -20°C não ocasionou influência significativa no valor do CTOD; entretanto, o valor de CTOD é significativamente alterado se a temperatura passa de 0 para 25°C.

Fazendo-se uma CMM equivalente, mas agora fixando a temperatura, podemos ver que não houve influência significativa da temperatura de 25°C no valor de CTOD entre o MB e a ZAC. No entanto, para as outras temperaturas de ensaio, os valores de CTOD para cada região apresentaram valores diferentes entre si, como podemos ver nos gráficos da Figura 4. 19.

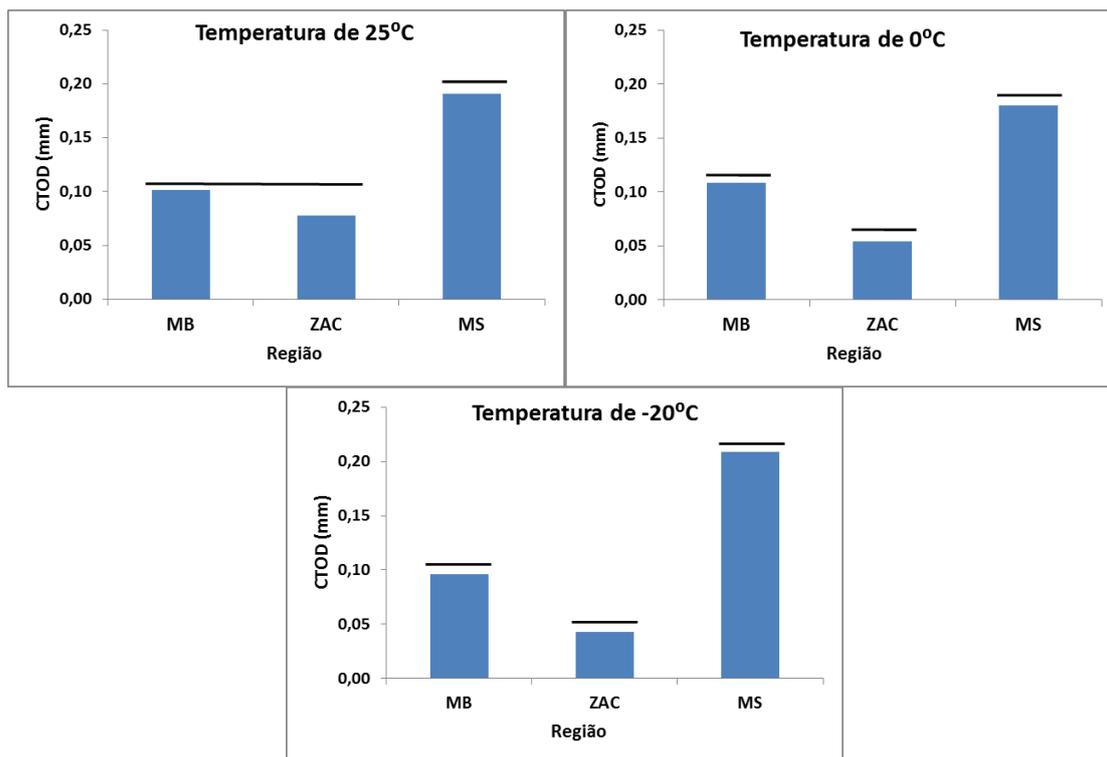


Figura 4. 19 Comparação múltipla das médias para relação TxR.

De um modo geral, a CMM da interação RxT permite concluir que o valor do CTOD tende a ser maior para o MS e mínimo para a ZAC, independentemente da temperatura, salvo a exceção da temperatura de 25°C, em que o valor de CTOD da ZAC e do MB podem ser considerados equivalentes estatisticamente.

A Figura 4. 20 apresenta uma amostra representativa de cada temperatura para correspondente região de ensaio após a realização do ensaio de CTOD. Observa-se, nas fraturas, o crescimento uniforme da pré-trinca por fadiga.

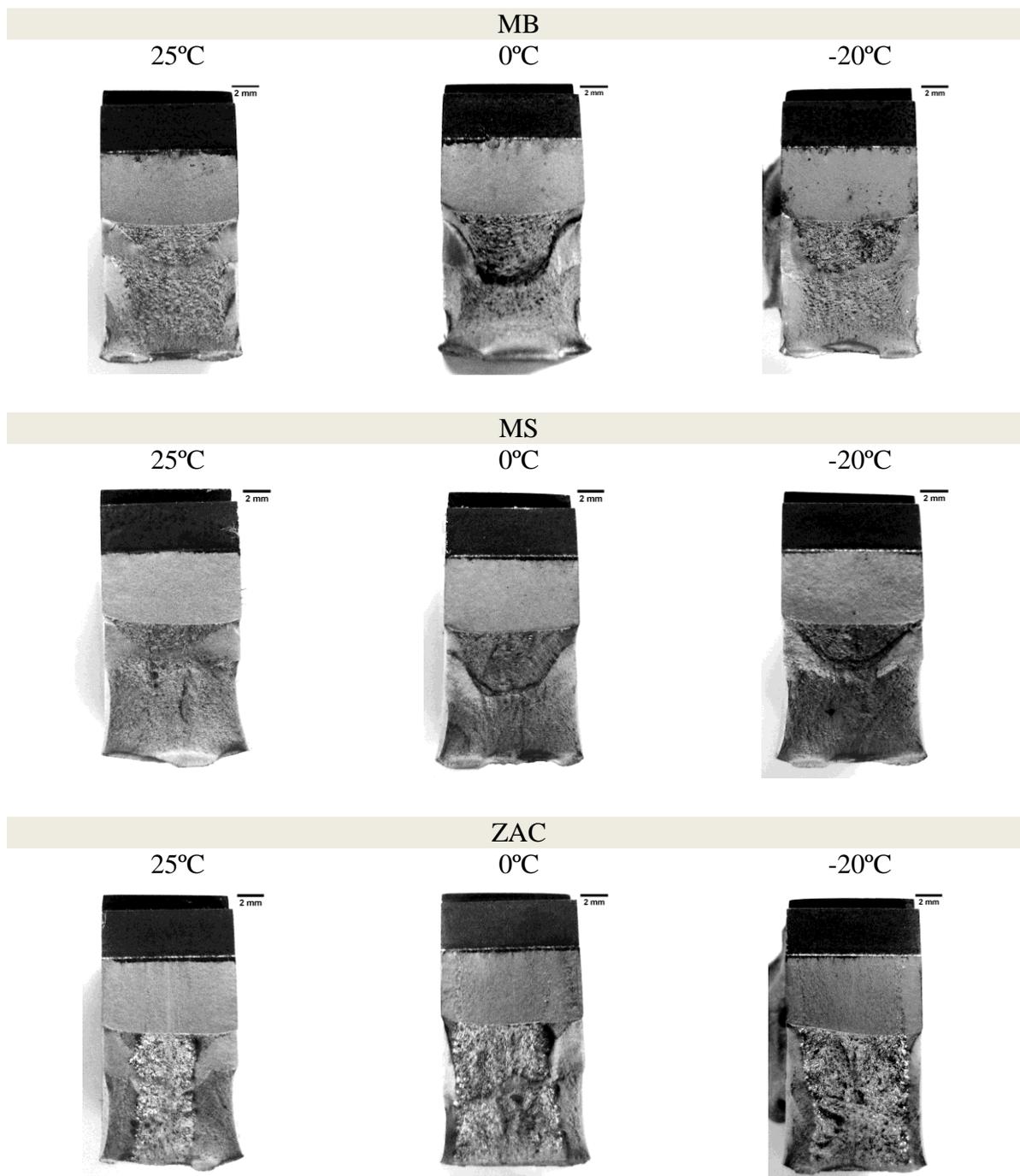


Figura 4. 20 Amostras fraturadas após o ensaio de CTOD.

As amostras referentes ao MB e ao MS da Figura 4. 20 apresentam região de crescimento estável de trinca, entretanto, as fraturas referentes à ZAC não apresentaram esta característica. Isto ocorreu, possivelmente, pela estrutura grosseira e de baixa tenacidade característica desta região.

A seguir serão apresentadas as fractografias referentes à região da ponta da trinca das amostras apresentadas na Figura 4. 20, utilizando um aumento de 500X.

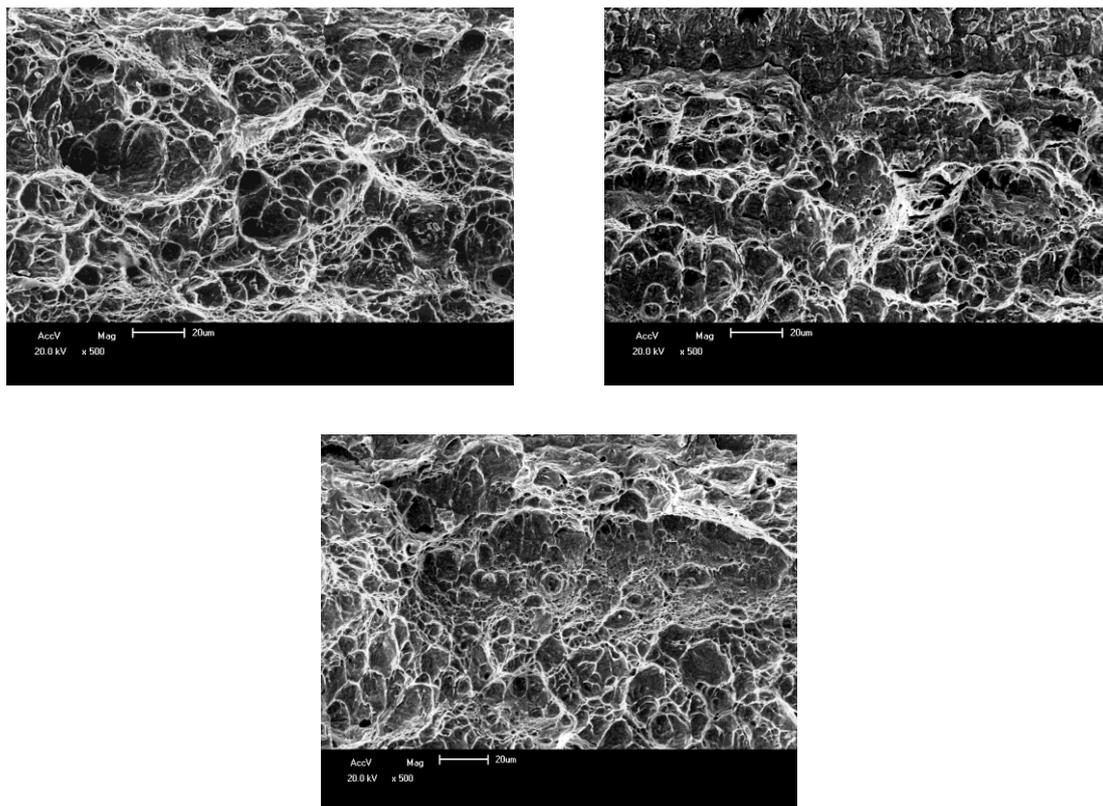


Figura 4. 21 Fractografia da MB (a) 25°C, (b) 0°C e (c) -20°C.

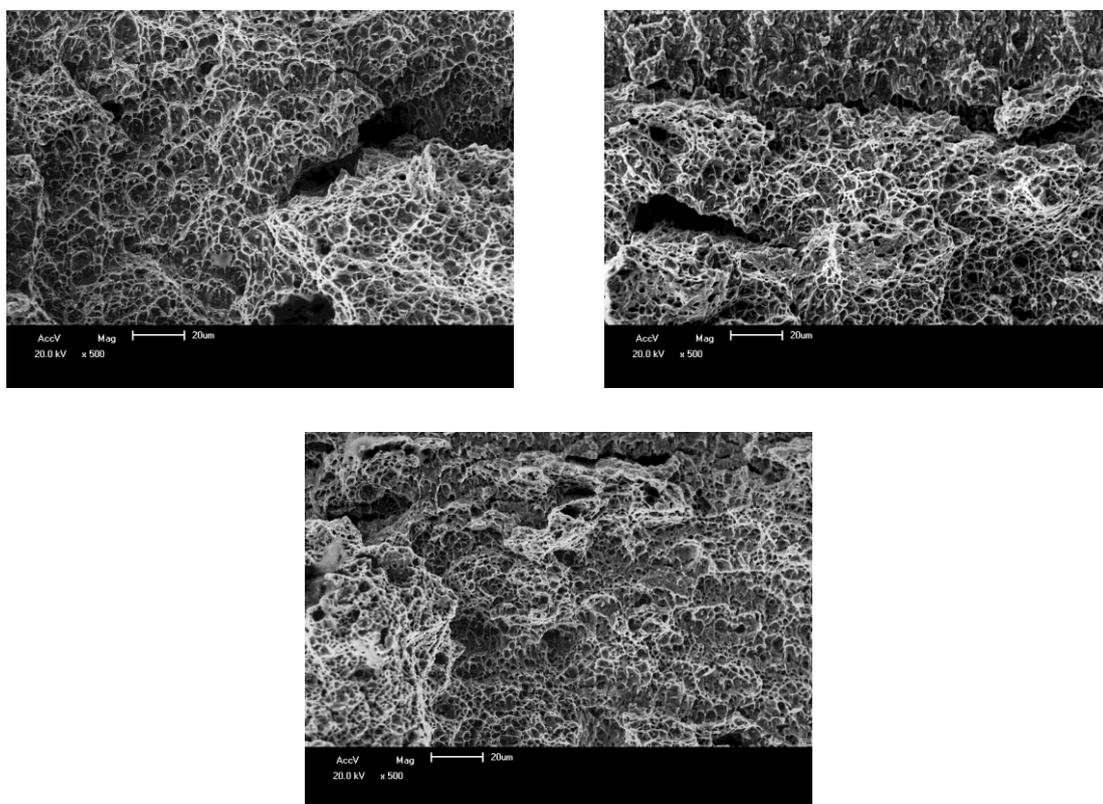


Figura 4. 22 Fractografia da MS (a) 25°C, (b) 0°C e (c) -20°C.

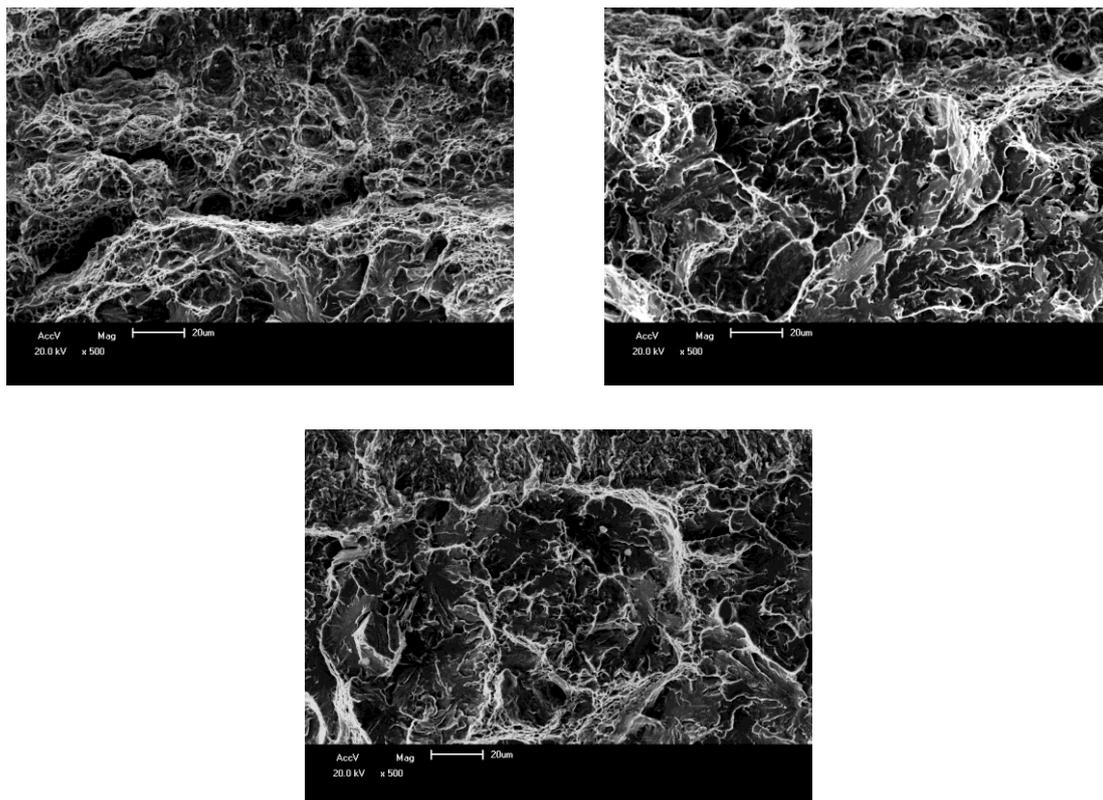


Figura 4. 23 Fractografia da ZAC (a) 25°C, (b) 0°C e (c) -20°C.

O MB apresentou um modo de fratura por quase-clivagem a frente da trinca para as três temperaturas de ensaio. O MS exibiu modo de fratura dúctil nas três temperaturas (Figura 4. 22). Fato este, que associado com a microestrutura do metal de solda (ferrita acicular), pode ter contribuído para o melhor desempenho desta região no ensaio de CTOD. Entretanto, a ZAC apresentou modo de fratura frágil (Figura 4. 23) nas três temperaturas de ensaio, sendo este mecanismo de falha associado ao baixo valor de CTOD para esta região.

Como citado anteriormente no início deste item, foi realizada uma análise das fraturas referentes à ZAC a fim de certificar se que se tratava de um  $\delta_c$ .

Todas as amostras referentes à ZAC, independente da temperatura de ensaio, apresentaram  $\delta_c$ . A Figura 4. 24, apresenta uma dessas análises realizadas para confirmação do  $\delta_c$ . As duas flechas na Figura 4. 24 (b) mostram facetas características de fratura por clivagem, logo na frente do plano da trinca, com menos de 0,2 mm de crescimento estável de trinca. Isto indica uma região de baixa tenacidade (SILVA, 2009).

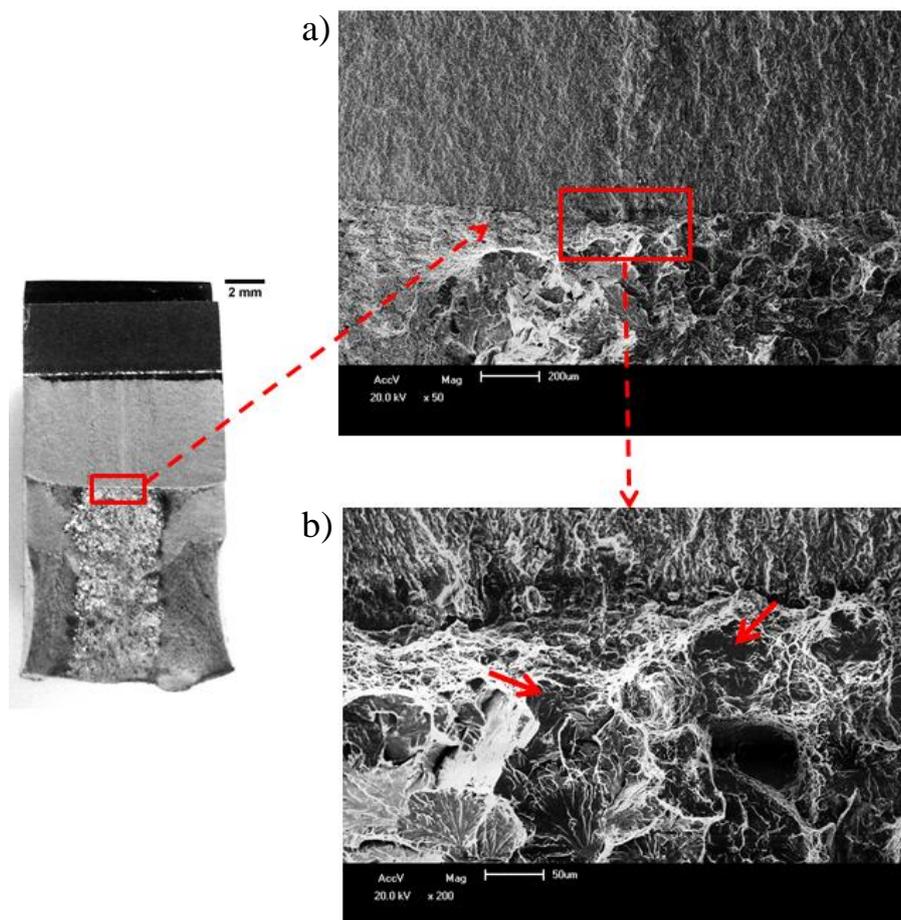


Figura 4. 24 Fractografia em MEV da amostra ZAC -04 a 25°C (a) 50X e (b) 200X para determinação do  $\delta_c$ .

## 5.0 CONCLUSÕES

Os parâmetros e o procedimento utilizados para soldagem ao arco elétrico com arame tubular das chapas Hardox 450HB produziram uma zona com queda de dureza considerável nas juntas, como visto nos perfis superior e inferior de microdureza Vickers.

A partir das curvas de transição dúctil-frágil, levantadas para as regiões em estudo, foi observado que o metal base apresentou superior tenacidade ao impacto.

Através da análise estatística *ANOVA* utilizada no tratamento de dados dos ensaios de CTOD, foi verificado que não houve influência significativa da faixa de temperatura estudada (25°C, 0°C e -20°C) nos valores de CTOD para cada região. Sendo que o metal de solda apresentou melhor tenacidade à fratura.

A região da ZAC apresentou o pior desempenho tanto no ensaio de tenacidade ao impacto quanto no ensaio de tenacidade à fratura.

O metal base e o metal de solda apresentaram diferentes comportamentos frente ao modo de carregamento estático (CTOD) ou dinâmico (Charpy-V). Sendo assim, a utilização dos dois tipos de ensaios são necessários para uma melhor avaliação da tenacidade da junta soldada, independente da temperatura de ensaio utilizada neste trabalho.

## 6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base no desenvolvimento deste trabalho e dos resultados obtidos nos ensaios realizados, sugere-se como trabalhos futuros:

- Avaliar a variação do aporte térmico de soldagem nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta;
- Estudar a influência de diferentes temperaturas de pré-aquecimento nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta;
- Avaliar a propagação de trinca por fadiga ( $da/dN$ ) no Hardox 450 e na junta soldada;
- Realizar curvas de Wöhler para as juntas soldadas com diferentes parâmetros de soldagem a fim de estabelecer o melhor desempenho em fadiga.

## 7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E23:** Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. 2007.

ACEVEDO, R. A. B. **Causas Microestruturais das Delaminações em Testes de Tenacidade à Fratura de Aços DH36.** Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio de Janeiro. Programa de Pós-Graduação em Metalurgia-COPPE, Rio de Janeiro,2013.

ALAMA M. M. et al. **Influence of defects on fatigue crack propagation in laser hybrid.** Engineering Fracture Mechanics. Elsevier, pp. 2246–2258, 2011.

ALBUQUERQUE S. F. et al. **Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Metais de Solda Obtidos por Processos de Soldagem.** Soldagem & Inspeção . São Paulo,p. 322-332, Out/Dez, 2011.

ANDERSON T. L. **Fracture Mechanics** - Fundamentals and Applications. 3ed. New York : CRC Press, 2005.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1823-13:** Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing. 2012.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M:** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. 2013.

BRITISH STANDARD. **BS 7448-1:1991.** Fracture mechanics toughness tests - Part 1: Method for determination of  $K_{Ic}$ , critical CTOD and critical J values of metallic materials.

BRITISH STANDARD. **BS 7448-2:1997.** Fracture mechanics toughness tests - Part 2: Method for determination of  $K_{Ic}$ , critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials

BRITISH STANDARD. **BS EN ISO 12737:2010**: Metallic materials - Determination of plane-strain fracture toughness. 2010.

BRITISH STANDARD. **BS EN ISO 15653:2010**: Metallic materials - Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds. 2010.

CENTRO DE INFORMAÇÃO METAL MECÂNICA- CIMM. **Temperatura de transição**. Disponível em < [http://www.cimm.com.br/portal/material\\_didatico/6580-temperatura-de-transicao#.UvDuIfInIk](http://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6580-temperatura-de-transicao#.UvDuIfInIk)>. Acesso em : 02 abr, 2014.

DATTA R. et al. **Weldability Characteristics of Shielded Metal Arc Welded High Strength Quenched and Tempered Plates**. Journal of Materials Engineering and Performance, v. 11, February, 2002.

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

EROGLU M.; AKSOY M.; ORHAN N. **Effect of coarse initial grain size on microstructure and mechanical properties of weld metal and HAZ of low carbon steel**. Materials Science and Engineering A, p. 59-66, 1999.

ESAB. **Soldagem ao Arco Elétrico com Arames Tubulares**. Disponível em : < [http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/processos\\_soldagem/soldagem\\_arames\\_tubulares.cfm](http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/processos_soldagem/soldagem_arames_tubulares.cfm)>. Acesso em: 10 out, 2013.

FATTAHI M. et al. **Effect of Ti-containing inclusions on the nucleation of acicular ferrite and mechanical properties of multipass weld metals**. Micron, v. 45, p. 107-114, 2013.

FRYDMAN S.; KONAT L.; PEKALSKI G. **Structure and hardness changes in welded joints of Hardox steels**. Archives of Civil and Mechanical Engineering, v. 8, p. 15-27, 2003.

GARCIA A.; SPIM J. A.; SANTOS C. A. **Ensaio dos Materiais**. v.2. Rio de Janeiro : LTC, 2012.

GUIMARÃES G. C.; SILVA R. F.; SILVA L. C. **Soldabilidade de Aços Resistentes à Abrasão da Classa 450HB de Dureza**. Soldagem e Inspeção, v.16, São Paulo, p. 360-368, Out/Dez 2011.

HAAG J. **Propagação de Trincas por Fadiga em Arames de Alta Resistência Mecânica**. Trabalho de Conclusão (Graduação) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia. Departamento de Engenharia Metalúrgica, Porto Alegre, 2012.

AMERICAN SOCIETY OF METALS. **HANDBOOK: Welding , Brazing and Soldering**. v.6, 1993.

JOVANOVIC M.; GRUM J.; URAN M. **Influence of lack of fusion defects on load capacity of MAG welded joints**. 17th World Conference on Nondestructive Testing, Shanghai, p. 25-28, October, 2008.

JUN H. J. et al. **Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steels**. Materials Science & Engineering, Elsevier, p. 157-162, 2006.

KIM S.; KANG Y.; LEE C. **Variation in microstructure and mechanical properties in the coarse-grained heat-affected zone of low-alloy steel with boron content**. Materials Science & Engineering A, Elsevier, p. 178-186, 2013.

KOU S. **Welding Metallurgy**. 2ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2002.

LESSA C. R. L. **Soldagem FHPP - Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Programa de Pós-Graduação em Metalurgia, Minas e Materiais-PPGE3M. Porto Alegre : UFRGS, 2011.

MACHADO I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas**. Porto Alegre : Editado pelo próprio autor, 1996.

THE WELDING INSTITUTE - TWI. **CTOD Testing**. Disponível em: <<http://www.twi-global.com//technical-knowledge/job-knowledge/ctod-testing-076>>.

Acessado em: 2014. 9 jan, 2014.

MAYERS M. A.; CHAWLA K. K. **Mechanical Behavior of Materials**. 3ed. Cambridge: Cambridge University Press, 2009.

MODENESI P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. Belo Horizonte : UFMG, 2010.

MOHANDAS T.; REDDY G. M.; KUMAR B. S. **Heat-affected zone softening in high-strength low-alloy steels**. Journal of Materials Processing Technology, v.88, p. 284-294, 1999.

RIBEIRO J. L. D.; CATEN C. S. **Projeto de Experimentos**. Porto Alegre : UFRGS - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Produção, 2000.

RITCHIE R. O.; FRANCIS B.; SERVER W. L. **Evaluation of Toughness in AISI 4340 Alloy Steel Austenitized at Low and High Temperatures**. Metallurgical Transactions A, v.7A, p. 831-838, 1976.

RITCHIE R. O.; KNOTT J. F.; RICE J. R. **On the Relationship between critical tensile stress and Fracture Toughness in Mild Steel**. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, v. 21, p. 395-410, 1973.

RODRIGUES E. R. **Influência de Parâmetros do Processo FCAW-G nas Características da Solda do Aço ASTM A-36**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais. Curitiba: UTFPR, 2010.

RODRIGUES L. O.; PAIVA A. P.; COSTA S. C. **Otimização do Processo de Soldagem com Eletrodo Tubular através da Análise da Geometria do Cordão de Solda**. Soldagem & Inspeção, v. 13, n. 2, São Paulo, p. 118-127, Abr/Jun, 2008.

SHARMA V.; SHAHI A. S. **Effect of groove design on mechanical and metallurgical properties of quenched and tempered low alloy abrasion resistant steel welded joints**. Materials and Design, v.53, 2014.

SILVA M. C. **Determinação Experimental da Tenacidade à Fratura da zona Termicamente Afetada de Junta Soldada de Aço API 5L X80**. Tese (Doutorado em Engenharia) - Escola politécnica da Universidade de São Paulo. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. São Paulo: USP, 2009.

SILVA M. L. V. J. **Avaliação da Tenacidade à Fratura do Metal de Base e Linha de Fusão de Juntas Soldadas de Aço DH-36 nas Temperaturas de -20 C e -40 C**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Universidade Federal do Rio de Janeiro. Programa de Pós-Graduação em Metalúrgia-COPPE, Rio de Janeiro, 2013.

SSAB. **Welding Handbook** - Guide to better welding of hardox and weldox. 1ed.  
ISBN: 978-91-978573-0-7, 2009.

STARLING C. M. D.; MODENESI P. J.; M. BORBA T. **Caracterização do Cordão na Soldagem FCAW com um Arame Tubular Metal Cored**. Soldagem & Inspeção . v.16, p. 285-300, São Paulo, Jun/Set 2011.

THEWLIS G. **Classification and quantification of microstructures in steels**.  
Materials Science and Technology. v. 20, February, 2004.

## 8.0 APÊNDICE

### 8.1 Resultados dos ensaios de tração

Tabela 8. 1 Ensaio de tração do metal base Hardox 450.

Corpo de Prova	Limite de Escoamento, LE (MPa)	Limite de Resistência, LR (MPa)	Alongamento (%) $L_0=25\text{mm}$
MB-01	1178	1452	19
MB-02	1188	1450	18
MB-03	1145	1435	19
MB-04	1153	1437	19
MB-05	1169	1464	17
Média	1167	1448	18
Desvio Padrão	17,5	12,0	1

Tabela 8. 2 Ensaio de tração da junta soldada (JS).

Corpo de Prova	Limite de Escoamento, LE (MPa)	Limite de Resistência, LR (MPa)	Alongamento (%) $L_0=25\text{mm}$
JS-01	527	681	18
JS-02	527	699	16
JS-03	517	639	8
JS-04	531	706	16
JS-05	515	678	17
Média	523	680	15
Desvio Padrão	6,9	26,0	4

8.2 Resultados do ensaio de Charpy-V

Tabela 8. 3 Resultados para o MB

Amostra	Temperatura (°C)	Energia Absorvida (J)	Amostra	Temperatura (°C)	Energia Absorvida (J)
MB-1	25	114	MB-16	-60	40
MB-2	25	114	MB-17	-60	38
MB-3	25	120	MB-18	-60	40
MB-4	25	120	MB-19	-60	37
MB-5	25	120	MB-20	-60	38
MB-6	0	104	MB-26	-80	16
MB-7	0	100	MB-27	-80	18
MB-8	0	102	MB-28	-80	22
MB-9	0	90	MB-29	-80	22
MB-10	0	104	MB-30	-80	20
MB-21	-20	84	MB-31	-100	*AD
MB-22	-20	80	MB-32	-100	14
MB-23	-20	82	MB-33	-100	12
MB-24	-20	74	MB-34	-100	14
MB-25	-20	90	MB-35	-100	10

\*AD=Amostra Descartada

Tabela 8.4 Resultados para o MS

Amostra	Temperatura (°C)	Energia Absorvida (J)
MS-1	25	AD
MS-2	25	86
MS-3	25	108
MS-4	25	92
MS-11	0	AD
MS-12	0	88
MS-14	0	64
MS-15	0	78
MS-16	-20	80
MS-17	-20	60
MS-18	-20	58
MS-19	-20	AD
MS-20	-60	AD
MS-21	-60	20
MS-22	-60	40
MS-23	-60	30
MS-24	-80	10
MS-25	-80	20
MS-26	-80	26
MS-27	-80	AD
MS-28	-100	AD
MS-30	-100	12
MS-31	-100	14
MS-32	-100	20

Tabela 8.5 Resultados para a ZAC

Amostra	Temperatura (°C)	Energia Absorvida (J)
ZAC-2	25	82
ZAC-3	25	90
ZAC-5	25	70
ZAC-8	25	78
ZAC-6	0	50
ZAC-10	0	AD
ZAC-13	0	66
ZAC-29	0	50
ZAC-33	-20	46
ZAC-34	-20	40
ZAC-35	-20	38
ZAC-36	-20	32
ZAC-38	-60	34
ZAC-39	-60	24
ZAC-40	-60	24
ZAC-41	-60	20
ZAC-42	-80	14
ZAC-44	-80	20
ZAC-45	-80	18
ZAC-46	-80	14
ZAC-47	-100	12
ZAC-48	-100	10
ZAC-49	-100	14
ZAC-50	-100	8

\*AD= Amostra Descartada.

8.3 Resultados dos ensaios de CTOD

Tabela 8. 6 Resultados dos ensaios de CTOD para a região do MB nas temperaturas de 25°C, 0°C e -20°C.

Temperatura de 25°C						
Corpo de Prova	$P_m$ (N)	$V_p$ (mm)	B (mm)	W (mm)	$a_0/W$	CTOD $\delta_m$ (mm)
MB-01	19484	0,19	9,96	20,12	0,51	<b>0,10</b>
MB-02	20019	0,19	9,98	20,11	0,50	<b>0,10</b>
MB-03	20471	0,19	9,97	20,18	0,50	<b>0,10</b>
MB-04	20211	0,17	9,97	20,20	0,51	<b>0,10</b>
Média	20046	0,18	9,97	20,15	0,51	<b>0,10</b>
Desvio Padrão	418	0,007	0,008	0,044	0,005	<b>0,002</b>
Temperatura de 0°C						
Corpo de Prova	$P_m$ (N)	$V_p$ (mm)	B (mm)	W (mm)	$a_0/W$	CTOD $\delta_m$ (mm)
MB-09	19935	0,22	9,98	20,17	0,51	0,10
MB-10	19622	0,23	9,98	20,30	0,52	0,11
MB-11	20226	0,23	9,98	20,40	0,51	0,11
MB-12	19542	0,23	9,96	20,20	0,51	0,11
Média	19832	0,23	9,97	20,27	0,51	<b>0,11</b>
Desvio Padrão	313	0,007	0,010	0,104	0,003	0,001
Temperatura de -20°C						
Corpo de Prova	$P_m$ (N)	$V_p$ (mm)	B (mm)	W (mm)	$a_0/W$	CTOD $\delta_m$ (mm)
MB-05	20270	0,13	9,98	20,15	0,51	0,08
MB-06	20772	0,21	9,99	20,30	0,51	0,11
MB-07	20903	0,23	9,99	20,30	0,50	0,11
MB-08	20068	0,13	9,97	20,20	0,51	0,08
Média	20503	0,16	9,98	20,24	0,51	<b>0,10</b>
Desvio Padrão	398	0,049	0,010	0,075	0,004	0,015

Tabela 8. 7 Resultados dos ensaios de CTOD para a região do MS nas temperaturas de 25°C, 0°C e -20°C.

Temperatura de 25°C						
Corpo de Prova	$P_m$ (N)	$V_p$ (mm)	B (mm)	W (mm)	$a_0/W$	CTOD $\delta_m$ (mm)
MS-01	11793	0,60	10,35	19,86	0,51	0,20
MS-02	11029	0,66	10,16	20,23	0,52	0,21
MS-03	11261	0,57	10,23	20,00	0,52	0,18
Média	11361	0,61	10,25	20,03	0,52	<b>0,20</b>
Desvio Padrão	392	0,047	0,096	0,187	0,004	0,011
Temperatura de 0°C						
Corpo de Prova	$P_m$ (N)	$V_p$ (mm)	B (mm)	W (mm)	$a_0/W$	CTOD $\delta_m$ (mm)
MS-06	10783	0,58	10,17	20,00	0,52	0,18
MS-14	11404	0,47	10,26	19,99	0,51	0,16
MS-25	10519	0,64	9,69	20,04	0,53	0,20
Média	10902	0,56	10,04	20,10	0,52	<b>0,180</b>
Desvio Padrão	454	0,090	0,306	0,026	0,006	0,022
Temperatura de -20°C						
Corpo de Prova	$P_m$ (N)	$V_p$ (mm)	B (mm)	W (mm)	$a_0/W$	CTOD $\delta_m$ (mm)
MS-05	11492	0,64	10,13	19,99	0,51	0,21
MS-07	11921	0,52	10,10	19,91	0,51	0,18
MS-08	12039	0,76	10,14	20,11	0,50	0,24
Média	11817	0,64	10,12	20,00	0,51	<b>0,21</b>
Desvio Padrão	288	0,118	0,176	0,101	0,005	0,035

Tabela 8. 8 Resultados dos ensaios de CTOD para a região do ZAC nas temperaturas de 25°C, 0°C e -20°C.

Temperatura de 25°C						
Corpo de Prova	$P_m$ (N)	$V_p$ (mm)	B (mm)	W (mm)	$a_0/W$	CTOD $\delta_c$ (mm)
ZAC-14	10228	0,44	10,03	20,10	0,51	0,14
ZAC-11	10773	0,42	10,45	20,08	0,50	0,13
ZAC-13	10446	0,23	10,43	20,03	0,52	0,08
Média	10482	0,36	10,30	20,07	0,51	<b>0,11</b>
Desvio Padrão	275	0,117	0,237	0,036	0,006	0,033
Temperatura de 0°C						
Corpo de Prova	$P_m$ (N)	$V_p$ (mm)	B (mm)	W (mm)	$a_0/W$	CTOD $\delta_c$ (mm)
ZAC-20	8694	0,07	9,93	20,11	0,52	0,03
ZAC-21	9585	0,19	9,85	20,06	0,51	0,06
ZAC-22	9757	0,22	9,99	20,01	0,52	0,07
Média	9345	0,16	9,92	20,06	0,52	<b>0,05</b>
Desvio Padrão	571	0,077	0,070	0,05	0,005	0,022
Temperatura de -20°C						
Corpo de Prova	$P_m$ (N)	$V_p$ (mm)	B (mm)	W (mm)	$a_0/W$	CTOD $\delta_c$ (mm)
ZAC-16	9295	0,10	10,29	20,20	0,52	0,04
ZAC-17	9295	0,15	10,55	20,15	0,52	0,05
ZAC-19	8914	0,12	9,89	20,15	0,52	0,04
Média	9168	0,12	10,24	20,16	0,52	<b>0,04</b>
Desvio Padrão	220	0,024	0,332	0,029	0,005	0,006

