



**Universidade Federal de Pernambuco
Centro de Tecnologia e Geociência
Departamento de Engenharia Mecânica
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica**

CAMILA ALBUQUERQUE FERNANDES

**AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE ESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS
DO AÇO API 5 L X70 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM HÍBRIDO LASER-
ARCO ATRAVÉS DA ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DA TENACIDADE À
FRATURA POR CTOD**

Recife

2023

CAMILA ALBUQUERQUE FERNANDES

**AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE ESTRUTURAL DE JUNTAS SOLDADAS
DO AÇO API 5 L X70 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM HÍBRIDO LASER-
ARCO ATRAVÉS DA ANÁLISE MICROESTRUTURAL E DA TENACIDADE À
FRATURA POR CTOD**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito para obtenção do título de doutora em Engenharia Mecânica.
Área de concentração: Processo e Fabricação dos Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho

Coorientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos

Recife

2023

Catálogo na fonte

Bibliotecário Gabriel Luz, CRB-4 / 2222

F363a

Fernandes, Camila Albuquerque.

Avaliação da integridade estrutural de juntas soldadas do aço API 5 L x70 pelo processo de soldagem híbrido laser-arco através da análise microestrutural e da tenacidade à fratura por CTOD / Camila Albuquerque Fernandes, 2023. 114 f.: il.

Orientador: Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho.

Coorientador: Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.

Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Recife, 2023. Inclui referências.

1. Engenharia mecânica. 2. Soldagem híbrida laser-arco. 3. Aço de alta resistência e baixa liga. 4. Mecânica da fratura. 5. CTOD. I. Urtiga Filho, Severino Leopoldino (Orientador). II. Santos, Felipe de Abreu (Coorientador).

III. Título.

UFPE

621CDD (22. ed.)

BCTG / 2023 - 134

CAMILA ALBUQUERQUE FERNANDES

**AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE ESTRUTURAL DE JUNTAS
SOLDADAS DO AÇO API 5 L X70 PELO PROCESSO DE SOLDAGEM
HÍBRIDO LASER-ARCO ATRAVÉS DA ANÁLISE MICROESTRUTURAL
E DA TENACIDADE À FRATURA POR CTOD**

Tese apresentada ao Programa de PósGraduação em
Engenharia Mecânica do Departamento de
Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia e
Geociências da Universidade Federal de Pernambuco
como parte dos requisitos parciais para obtenção do
título de doutor em Engenharia Mecânica.

Aprovada em: 27/01/2023

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho (Orientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos (Coorientador)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho (Examinador Interno)
Universidade Federal de Pernambuco

Profª Drª Magda Rosângela Santos Vieira (Examinadora Interna)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Cezar Henrique Gonzalez (Examinador Externo)
Universidade Federal de Pernambuco

Prof. Dr. Edwar Andrés Torres López (Examinador Externo)
Universidad de Antioquia



Emitido em 27/01/2023

APROVACAO DA BANCA Nº 131/2023 - DEMEC (11.65.55)

(Nº do Protocolo: NÃO PROTOCOLADO)

(Assinado digitalmente em 30/05/2023 16:01)

OSCAR OLIMPIO DE ARAUJO FILHO

PROFESSOR DO MAGISTERIO SUPERIOR

DEMEC (11.65.55)

Matrícula: 2296912

(Assinado digitalmente em 29/05/2023 16:01)

SEVERINO LEOPOLDINO URTIGA FILHO

PROFESSOR DO MAGISTERIO SUPERIOR

DEMEC (11.65.55)

Matrícula: 1132272

Para verificar a autenticidade deste documento entre em <http://sipac.ufpe.br/documentos/> informando seu número: **131**, ano: **2023**, tipo: **APROVACAO DA BANCA**, data de emissão: **26/05/2023** e o código de verificação: **ecc8add390**

*Dedico este trabalho a minha família e os meus mestres
que sempre foram inspiração para mim, e me incentivaram
de maneira incondicional.*

AGRADECIMENTO

Aos professores e orientadores Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho e ao Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos.

Ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM) da UFPE pela infraestrutura necessária à realização dos ensaios deste trabalho.

Aos professores do PPGEM-UFPE por todo conhecimento cedido durante todas as disciplinas.

Ao Laboratório do Compolab – UFPE pela infraestrutura e um agradecimento especial a todos os membros sempre dispostos a ajudar.

Aos técnicos do laboratório no INTM-UFPE, em especial a Janaína André Cirino e ao Rubens de Andrade Santos.

Ao Firjan SENAI – RJ pela parceria e cooperação e pela infraestrutura necessária para realização da soldagem.

À Petrobras pela parceria e cooperação e pelo fornecimento do aço API X70.

Ao professor Dr. Gotoh pelo convite e parceria junto com a Universidade de Kyushu, no Japão.

A toda minha família pelo apoio incondicional.

A todas as instituições de apoio à pesquisa, por todo recurso financeiro, em especial a CAPES, Finep, CNPq, ANP e FACEPE.

RESUMO

A fim de aumentar a produtividade, reduzir os custos e melhorar cada vez mais a qualidade e segurança das juntas soldadas, novos processos de soldagem vêm sendo estudados ao redor do mundo. O processo de soldagem híbrido laser-arco (HLAW) se mostra como promissor para aplicação em dutos de transporte de gás e óleo, pois apesar do elevado custo inicial associado a esse processo, apresenta ganho considerável quanto à produtividade, mantendo a qualidade e segurança necessárias para a aplicação. Esses dutos operam em situação, quase sempre, de alta pressão e é exigido um elevado grau de segurança, pois uma falha pode resultar em um acidente catastrófico. Convencionalmente, a pressão máxima que deve ser utilizada para transporte de gás e óleo é cerca de 72% do limite de escoamento, entretanto, esse conservadorismo resulta em projetos com excesso de material, o que aumenta o custo, além de gerar dificuldades como transporte e mais passes de soldagem. Por isso, a avaliação da integridade através da metodologia da mecânica da fratura é indicada para essas aplicações, pois permite a utilização de paredes mais finas, mantendo o principal critério que é a segurança. Portanto, este trabalho visa avaliar a integridade estrutural das juntas soldadas do aço API 5L X70, pelo processo de soldagem HLAW junto ao processo FCAW ou GMAW. Essa avaliação foi feita através da análise das microestruturas, microdureza, ensaios mecânicos, incluindo resistência à tração e o ensaio de tenacidade à fratura elasto-plástica, através da técnica de CTOD, realizado tanto no metal de base, quanto na zona fundida. Concluiu-se que a estrutura das juntas soldadas teve uma boa integridade estrutural, com ausência de defeitos como vazios ou mordedura. A região de mais elevada dureza foi encontrada na zona fundida pelo processo HLAW, devido à presença de microestruturas como perlita e carbretos dispersos e da adição dos elementos transferidos durante a queima do eletrodo. Os resultados de CTOD foram de 0,21 mm para as juntas soldadas com HLAW-FCAW e 0,28 mm para HLAW-GMAW e foi observada a fratura dúctil em todas as situações, indicando que mesmo com a presença de micro defeitos e ainda assim resistir a sua propagação. As fractografias pós ensaio de CTOD apresentaram uma superfície rugosa, o que confirma o comportamento elasto-plástico das juntas.

Palavras-chaves: soldagem híbrida laser-arco; aço de alta resistência e baixa liga; mecânica da fratura; CTOD.

ABSTRACT

For the purpose of increase productivity, reduce costs and improve the quality and security of the welded joints, new processes of welding has been studied around the world. The hybrid laser-arc welding process (HLAW) has becoming a promising for application in gas and oil pipelines. In spite of the high initial cost associated with this process, considerable gains have been made in productivity, with good quality and security required for this application. The pipelines work in situation of high pressure and a high safety is required, because a failure could result in a catastrophic accident. Usually the highest pressure should be used for transporting gas and oil is around 72% of the yield strength. However this results in projects excess material, which increases the cost, in addition to generating difficulties such as transport and more welding passes. For this reason, integrity assessment by using the fracture mechanics methodology is indicated for these applications. It allows to use smaller steel thicknesses, maintaining the main criterion, which is safety. Therefore, the present study documented in this work aims to evaluate the structural integrity of welded joints of API 5L X70 steel by HLAW welding processes together with FCAW or MCAW. This evaluation was carried out through the analysis of microstructures, microhardness, mechanical tests, including tensile strength and the test of toughness to elastic-plastic fracture, using the CTOD technique, applied in the base metal and in the welded zone. It was concluded that the structure of the welded joints had good structural integrity, with no defects such as voids or undercuts. The highest hardness region was found in the zone fused by the HLAW process, due to the presence of microstructures such as pearlite and dispersed carbides and the addition of elements transferred during the welding process. The CTOD results were 0.21 mm for joints welded with HLAW-FCAW and 0.28 mm for HLAW-GMAW and ductile fracture was observed in all situations, showing that it can have the presence of micro defects and still resist its propagation. Fractographs after the CTOD test showed a rough surface, which confirms the elasto-plastic behavior of the joints.

Keywords: *hybrid laser-arc welding; fracture mechanics; high-strength steel; CTOD.*

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Detalhe da tocha para soldagem com FCAW	27
Figura 2	Representação esquemática da soldagem FCAW-SS	28
Figura 3	Desenho do processo FCAW com gás de proteção	28
Figura 4	Desenho esquemático do equipamento para FCAW	29
Figura 5	Desenho esquemático do processo de soldagem híbrido laser-arco	31
Figura 6	Layout do processo HLAW (a) Orientado pelo arco; (b) Orientado pelo laser	33
Figura 7	Esquema do fluxo do material líquido: (a) Orientado pelo arco (b) Orientado pelo laser	33
Figura 8	Microestrutura dos aços API: (a) X60 e (b) X70: bandejamento	36
Figura 9	Representação esquemática do diagrama TRC do aço API 5L X80	37
Figura 10	Microestutura do aço X70: ferrita e perlita	37
Figura 11	Desenho esquemático das zonas típicas de soldagem	38
Figura 12	Regiões da ZTA de uma soldagem com passe único	39
Figura 13	Principais regiões entre dois passes de soldagem	41
Figura 14	Representação da ZTA de uma soldagem de multipasses	41
Figura 15	Modos de carregamento atuantes na fratura	43
Figura 16	Esquema de um furo elíptico em uma placa com carregamento	45
Figura 17	Modelo de análise proposto por Griffith	46
Figura 18	Modelo esquemático desenvolvido por Dugdale	50
Figura 19	Representação da abertura da boca da trinca	51
Figura 20	Gráfico após o ensaio de CTOD: componentes plásticas e elásticas	52
Figura 21	Esquema do chanfro em U	55
Figura 22	Equipamento de soldagem HLAW do Firjan Senai/RJ	56
Figura 23	Equipamento de soldagem a arco	56
Figura 24	Desenho esquemático dos corpos de prova para tração	60
Figura 25	Regiões explicitando as áreas da microdureza	61
Figura 26	Representação esquemática de um corpo de prova SE(B)	61
Figura 27	Entalhe usinado para realização de pré-trincamento por fadiga	62
Figura 28	Corpo de prova SE(B) durante o ensaio de CTOD	63
Figura 29	Detalhe da microestrutura do metal de base do aço X70.	65
Figura 30	Macrografia junta soldada com preenchimento FCAW	67
Figura 31	Macrografia junta soldada com preenchimento GMAW	67
Figura 32	Microestrutura da zona fundida HLAW com FCAW	70
Figura 33	Microestrutura da zona fundida HLAW com GMAW	70
Figura 34	Microestrutura da ZF causada pelo processo de soldagem FCAW	71
Figura 35	Microestrutura da ZF causada pelo processo GMAW	72
Figura 36	Microestrutura da ZF entre o processo HLAW e FCAW	73
Figura 37	Microestrutura da ZF entre o processo HLAW e GMAW	73
Figura 38	Microestrutura da ZF causada pelo multi-passes do processo FCAW	74

Figura 39	Microestrutura da ZF causada pelo multi-passes do processo GMAW	74
Figura 40	Microestrutura da ZTACG causada pelo processo HLAW	76
Figura 41	Microestrutura da ZTAIC causada pelo processo HLAW	76
Figura 42	Imagens de MO de simulação da ZTACG a diferentes velocidades de resfriamento: a) 60, b) 40, c) 20, d) 10, e) 5, f) 1, g) 0,5, e h) 0,1 °C/s	77
Figura 43	ZTA formada pelo processo FCAW: a) ZTA; b) ZTARG; c) ZTACG	78
Figura 44	ZTA formada pelo processo GMAW: a) ZTA; b) ZTACG; c) ZTARG	79
Figura 45	Fractografias dos ensaios de tração da junta com FCAW	82
Figura 46	Fractografia dos ensaios de tração da junta com GMAW	83
Figura 47	Fractografia após ensaio de tração junta soldada com FCAW	84
Figura 48	Fractografia após ensaio de tração junta soldada com GMAW	84
Figura 49	Microdureza do metal de base aço X70	85
Figura 50	Mapa de dureza da seção transversal do junta soldada com FCAW	86
Figura 51	Mapa de dureza da seção transversal do junta soldada com GMAW	86
Figura 52	Microdureza da seção transversal da junta soldada por HLAW	88
Figura 53	Microdureza da seção transversal da junta soldada por HLAW e FCAW	89
Figura 54	Microdureza da seção transversal da junta soldada por HLAW e GMAW	90
Figura 55	Microdureza da seção transversal da junta soldada por FCAW	91
Figura 56	Microdureza da seção transversal da junta soldada por GMAW	92
Figura 57	Gráfico para análise dos resultados do CTOD	93
Figura 58	Gráficos Força versus CMOD: (a) corpo de prova CTOD-MB1; (b) CTOD-MB2; (c) corpo de prova CTOD-MB3; (d) corpo de prova CTOD-MB4	94
Figura 59	Fractografia após o ensaio de CTOD: a) sem entalhe lateral e b) com entalhe lateral	95
Figura 60	Imagens da região fraturada do metal de base	96
Figura 61	Ensaio CTOD realizado nos corpos de prova retirados da junta soldada HLAW – FCAW	97
Figura 62	Imagens da seção transversal da região fraturada das juntas soldadas pelo processo HLAW - FCAW	98
Figura 63	Ensaio CTOD realizado nos corpos de prova retirados da junta soldada HLAW – GMAW	99
Figura 64	Imagens da seção transversal da região fraturada das juntas soldadas pelo processo HLAW - GMAW	99
Figura 65	Imagens capturadas no MEV da região fraturada após ensaio de CTOD da junta soldada pelo processo HLAW-FCAW	101
Figura 66	Imagens capturadas no MEV da região fraturada após ensaio de CTOD da junta soldada pelo processo HLAW-GMAW	102

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Composição química X70 PSL 2% máxima	24
Tabela 2	Propriedade mecânica do aço X 70	24
Tabela 3	Composição química do aço X70	54
Tabela 4	Parâmetros de soldagem das juntas com preenchimento FCAW	57
Tabela 5	Parâmetros de soldagem das juntas com preenchimento GMAW	58
Tabela 6	Composição química do arame utilizado no processo FCAW	58
Tabela 7	Composição química do arame utilizado no processo GMAW	58
Tabela 8	Composição química da região de zona fundida das juntas soldadas	69
Tabela 9	Resultados dos ensaios de tração para a junta soldada com FCAW	81
Tabela 10	Resultados dos ensaios de tração para a junta soldada com GMAW	82
Tabela 11	Valores de CTOD (δ) de carga máxima do metal base	95
Tabela 12	Resultados dos ensaios de CTOD com entalhe na ZF dos processos HLAW-FCAW e HLAW-GMAW	100

LISTA DE EQUAÇÕES

(1)	Tensão aplicada no ponto A	45
(2)	Tensão aplicada no ponto A, caso especial	45
(3)	Tensão de fratura para o estado de tensão	46
(4)	Equação que define a tensão em um dado ponto do material	47
(5)	Fator de intensidade de tensão proposta por Irwin	47
(6)	Valor estimado a partir da espessura do corpo de prova	48
(7)	Equação que calcula o CTOD proposta por Weels	49
(8)	Equação que calcula o CTOD proposta por Burdekin e Stone	50
(9)	Cálculo total do CTOD	52
(10)	Cálculo do CTOD referente a componente plástica	52
(11)	Cálculo do CTOD referente a componente elástica	53
(12)	Fator de intensidade de tensão	53
(13)	Carga máxima aplicada durante o pré-trincamento	62

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Letras Latinas

a_0 – Comprimento da trinca no momento da realização do ensaio de CTOD.

A_N – Fatores geométricos adimensionais usados no cálculo de CTOD.

A_{EL} – Área elástica da curva de carga x deslocamento.

A_{PL} – Área plástica da curva de carga x deslocamento.

b_0 – Largura remanente no momento da realização do ensaio de CTOD ($W-a_0$) [mm].

B – Espessura do corpo de prova.

B_N – Espessura líquida do corpo de prova.

E – Módulo de elasticidade [GPa].

$f(W/a_0)$ – Fator geométrico adimensional usado no cálculo de CTOD.

J – Integral-J, parâmetro de medição da tenacidade à fratura.

J_{el} – Parcela elástica da integral-J.

J_{pl} – Parcela plástica da integral-J.

K – Fator de intensidade de tensões.

K_{IC} – Fator de intensidade de tensões crítico no modo um de carregamento.

m – Fator adimensional dependente da geometria do corpo de prova usado no cálculo do CTOD.

t – Espessura de chapa [mm].

T – Temperatura durante o ensaio de tenacidade [°C].

ν – Módulo de Poisson.

W – Largura do corpo de prova [mm].

Letras Gregas

δ – Parâmetro de medição da tenacidade à fratura pela abertura do ângulo da ponta da trinca [mm].

δm – CTOD calculado com o carregamento máximo (m) [mm].

σ_Y – Média entre LE e LT, $\sigma_Y = (LE+LT)/2$.

π – Número Pi.

α – Fase ferrita.

γ – Fase austenita.

Abreviações/ Siglas

API – American Petroleum Institute.

ARBL – Aços de alta resistência e baixa liga.

AWS – American Welding Society.

B – Bainita.

BISRA – British Iron and Steel Research Association.

CMOD – Crack Mouth Opening Displacement.

CP – Corpo de prova.

CTOD – Parâmetro de medição da tenacidade à fratura pela abertura da ponta da trinca [mm].

ECA – Engineering Critical Assessment.

EPD – Estado plano de deformação.

FA – Ferrita acicular.

FB – Ferrita bainítica.

FCAW – Flux Cored Arc Welding.

FP – Ferrita poligonal.

FP – Ferrita poligonal.

FW – Ferrita de Widmanstätten.

HLAW – Soldagem híbrida laser-arco.

ID – Identificação.

INTM – Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais.

Laser – Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation.

LBW – Laser Beam Welding.

LE/LT – Relação dos limites de escoamento e de resistência.

LT – Limite de resistência [MPa].

M – Martensita.

MB – Metal base.

MCAW – Metal Cored Arc Welding.

MFEP – Mecânica da Fratura Elasto-Plástica.

MFLE – Mecânica da Fratura Linear Elástica.

P – Perlita.

PSL – Product Specification Level.

SE (B) – CP do tipo flexão em três pontos.

TMCP – Laminação termomecanicamente controlado.

ZF – Zona fundida.

ZTA – Zona termicamente afetada.

ZTACG – Zona termicamente afetada com crescimento de grão.

ZTARG – Zona termicamente afetada com refino de grão.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
1.1	OBJETIVOS	19
1.1.1	Objetivo Geral	19
1.1.2	Objetivos Específicos	19
1.2	JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1	AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA	21
2.1.1	Norma API 5L para tubulações	23
2.2	SOLDAGEM	25
2.2.1	Soldagem a arco com proteção por gás e eletrodo consumível	25
2.2.2	Soldagem a arco com arame tubular	26
2.2.3	Soldagem a laser	30
2.2.4	Soldagem Híbrida Laser-Arco (HLAW)	31
2.3	MICROESTRUTURA DOS AÇOS ARBL E DAS JUNTAS SOLDADAS	35
2.3.1	Microestruturas dos aços ARBL	35
2.3.2	Microestrutura das juntas soldadas dos aços ARBL	38
2.3.3	Microestrutura das ZTA das juntas de multipasses de soldagem	40
2.4	MECÂNICA DA FRATURA	42
2.4.1	Mecânica da fratura linear elástica	44
2.4.2	Mecânica da fratura elastoplástica	48
3	MATERIAIS E MÉTODOS	54
3.1	MATERIAIS	54
3.2	PREPARAÇÃO DOS TUBOS DE AÇO API 5L X70	54
3.3	EQUIPAMENTOS DE SOLDAGEM	55
3.4	PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM DO AÇO X70	57
3.5	ANÁLISE METALOGRÁFICA DO AÇO X70	59
3.6	TESTES DE TRAÇÃO DO AÇO X70	59
3.7	MICRODUREZA VICKERS DO AÇO X70	60
3.8	ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA	61
3.9	ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	64
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	65
4.1	ANÁLISE METALOGRÁFICA	65
4.1.1	Caracterização microestrutural do metal de base	65
4.1.2	Caracterização macroestrutural da junta soldada	66

4.1.3	Caracterização microestrutural da zona fundida	69
4.1.4	Caracterização microestrutural da zona termicamente afetada	75
4.2	ENSAIOS DE TRAÇÃO	81
4.3	PERFIL DE DUREZA VICKERS	85
4.3.1	Microdureza do metal de base	85
4.3.2	Mapa da dureza na junta	85
4.3.3	Microdureza da região da soldagem	88
4.4	ENSAIO DE CTOD	92
4.4.1	Ensaio de CTOD no Metal de Base	93
4.4.2	ENSAIO DE CTOD NA JUNTA SOLDADA	97
5	CONCLUSÕES	103
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	104
7	REFERÊNCIAS	105

1 INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, a indústria petrolífera mundial tem passado por um processo de modernização, objetivando sempre a otimização dos custos e segurança. O rápido crescimento econômico tem aumentado a demanda de gás natural e petróleo, e isso leva as indústrias construir linhas dutoviária, devido à necessidade de transporte desses fluidos (JOSHI et al., 2017; UMBACH, 2010).

As tubulações industriais são as responsáveis por transportar e distribuir o gás natural, o petróleo e os seus derivados para os seus locais de utilização. Por serem fluidos combustíveis, há uma grande preocupação com a estrutura física desses tubos (BELTRAN et al., 2016). As indústrias brasileiras responsáveis pelo transporte desses fluidos, são projetadas para operar com máxima segurança, atendendo a norma internacional API 5L (American Petroleum Institute) (BIEZMA et al., 2020; GODEFROID et al., 2017).

No Brasil, a indústria petrolífera passou a ter maiores investimentos governamentais a partir do início do século XXI. Apesar da crise atual que também atingiu esse setor, nas últimas décadas esse segmento da indústria teve um grande investimento, em virtude da indústria de gás e da exploração do petróleo, principalmente para o pré-sal (NETO et al., 2014).

Devido a essa crescente demanda por tubos de polidutos de grande vazão, em meados de 2010, a Petrobras inaugurou o Gasoduto de Integração Sudeste-Nordeste, sendo este um grande responsável pela expansão da malha de transporte de gás natural do país (PETROBRAS, 2019). Esses projetos possuem um custo extremamente elevado, por isso a viabilidade econômica de tais empreendimentos são completamente dependentes da relação custo, rendimento e benefício (CHAPMAN et al., 2009).

O desenvolvimento dessas indústrias exige constantes pesquisas em tecnologias de soldagem e de materiais apropriados, que visem reduzir os custos e o tempo nos processos, sem comprometer as propriedades mecânicas desejadas (NETO et al., 2014). Além disso, é necessário o desenvolvimento de tecnologias para a avaliação da integridade dessas estruturas e de defeitos existentes para que possam ser evitados acidentes em vasos de pressão e dutos. Pois, além do grande prejuízo econômico, causado por um acidente e/ou vazamento, podem ser gerados grandes danos ambientais (BIEZMA et al., 2020).

A avaliação da integridade dessas malhas dutoviárias é de extrema importância. Sabe-se que a falha de um componente pode ocorrer a partir da propagação de uma trinca ou uma descontinuidade interna, mesmo que as cargas aplicadas sejam inferiores ao limite de escoamento (BIEZMA et al., 2020). Desse modo, o estudo da mecânica da fratura é de grande importância, pois possibilita determinar se um defeito pré-existente irá se propagar levando ao colapso da estrutura ou se um componente poderá continuar operando com segurança mesmo com algum elemento trincado.

A escolha do material responsável pelo transporte desses fluidos é de extrema importância. Por isso, materiais de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL) devem ser utilizados nesses processos que, em geral, são aços microligados especificação API (*American Petroleum Institute*). Pois, devido a suas excelentes propriedades mecânicas, esses aços permitem uma redução da espessura da parede dos tubos, suportando um aumento da pressão de operação. Entretanto, sabe-se que estes operam em pressões elevadas, condição que pode gerar um estado de tensão severa sobre um defeito pré-existente. Desse modo, a redução na parede da estrutura faz com que a margem de propagação da trinca seja menor, podendo levar à falha da estrutura (MARTYNOV et al., 2017).

A construção desses dutos, em geral, é feita por etapas, sendo a primeira delas o dobramento de uma chapa plana, seguido do prensamento e, por fim, processos de soldagem longitudinal. Após levados ao local de montagem da linha, são unidos por meio de soldagem aos outros “blocos”.

O processo de soldagem por eletrodo revestido era o mais utilizado para unir juntas de tubulações, devido ao baixo custo do equipamento e a obtenção de juntas soldadas que atendem às necessidades industriais. Entretanto, a sua baixa produtividade é um fator que fez as indústrias buscarem outras alternativas, por meio de novos processos com maior produtividade, rendimento e reprodutibilidade, como o processo FCAW e GMAW (FERNANDES, 2011).

Além desses processos de soldagem, nos últimos anos, pesquisas envolvendo a soldagem híbrida laser-arco (do inglês *Hybrid laser-arc welding* - HLAW) vêm sendo desenvolvidas, sendo destinados investimentos nesta área de estudo, principalmente pelas indústrias naval e petrolíferas (ACHERJEE, 2018; FISCHDICK ACUNA, 2016). Esse processo de soldagem é baseado na combinação de duas fontes de calor (o feixe laser e o arco elétrico), aliando as vantagens de cada processo isoladamente

(arco e laser) e contornando suas deficiências. Conseguindo soldar uma espessura maior, com apenas um passe de soldagem (USTANDAG et al., 2019).

O presente estudo visa avaliar a aplicabilidade do uso do processo híbrido laser-arco com FCAW e GMAE na soldagem de tubos. Além de analisar a tenacidade à fratura dessas juntas soldadas. Para tal avaliação, foram realizados estudos experimentais para determinar a tenacidade à fratura através do CTOD. O aço do estudo em questão é o API 5L X70, que é um aço de alta resistência e baixa liga, bastante utilizado na fabricação de dutos para transporte de óleos e gases soldados pelo processo HLAW na sua face de raiz, e o preenchimento feito com FCAW e GMAW.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 Objetivo Geral

Avaliar a integridade estrutural, através da análise microestrutural e da tenacidade à fratura de juntas soldadas pela técnica híbrida laser-arco, na raiz da junta soldada, e o preenchimento com FCAW e GMAW.

1.1.2 Objetivos Específicos

- Produzir juntas soldadas sem defeitos, com preenchimento total, cuja face da raiz seja realizada pelo processo híbrido laser-arco e com dois preenchimentos: FCAW e GMAW.
- Avaliar as características geométricas e metalúrgicas das juntas soldadas.
- Correlacionar às propriedades mecânicas e as características microestruturais observadas.

1.2 JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA

A Avaliação Crítica de Engenharia (do inglês *Engineering Critical Assessment* - ECA) consiste em procedimentos de engenharia que visam determinar se um defeito ou anomalia é adequado para o serviço com base nos princípios da mecânica da fratura. É amplamente utilizado no projeto, construção e operação de tubulações, a fim de determinar níveis seguros de operação, mesmo que na presença de algum defeito. Essa avaliação sempre leva em consideração quais carregamentos estão atuando no componente, bem como suas condições de operação, que visam

estabelecer a vida útil desta estrutura e planejar possíveis manutenções (ONYEGIRI e KASHTALYAN, 2019; WANG et al., 2020).

Um possível procedimento de análise da ECA é dado pela determinação de um valor mínimo de CTOD que qualifica o material. Eles tomam como base as normas ASTM E1290, ASTM E1820 e BS 7448.

Conforme já mencionado, a construção dessas malhas dutoviárias, utilizam bastante procedimentos de soldagem. A região da soldagem é sempre uma região crítica, pois devido aos ciclos térmicos, tanto a região da zona de fusão (ZF), quanto da zona termicamente afetada (ZTA) têm sua resistência à fratura afetada, e isso aumenta o risco de falha. Por isso, a importância da sua integridade estrutural.

O comportamento mecânico do aço APLI X70 já é bastante sólido nas literaturas, entretanto, a presença de trincas em juntas soldadas gera campos de tensões e forças motrizes bem diferentes dos encontrados no metal de base, devido a heterogeneidade mecânica desta região.

Motivado pelas observações supracitadas, este trabalho avaliou a tenacidade à fratura de juntas soldadas por diferentes tipos de processos de soldagem: face de raiz em HLAW; e preenchimento com FCAW ou GMAW. O parâmetro de tenacidade à fratura utilizado foi o CTOD.

O presente trabalho foi desenvolvido em parceria com a Petrobrás e o Firjan-Senai. A Petrobras forneceu o aço utilizado, o Firjan Senai, com sede no Rio de Janeiro, possui um laboratório de soldagem e, entre os seus equipamentos, têm um robô de soldagem HLAW, onde foram realizadas as soldagens. Todas as análises subsequentes à soldagem foram realizadas no INTM e no CompoLab, que estão sediados na UFPE.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo é apresentada a fundamentação teórica do trabalho, no qual foram abordados aspectos referentes aos aços de alta resistência e baixa liga, aos processos de soldagem a arco com arame tubular, à soldagem híbrida arco-laser e as principais microestruturas encontradas nesses aços e, também na região soldada. Além de uma revisão quanto a tenacidade à fratura.

2.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), como o próprio nome diz, são aços que têm sua composição química desenvolvida para proporcionar altos valores de propriedades e características mecânicas, com a adição de baixos teores de elementos de liga. Além de boa soldabilidade, devido ao seu baixo teor de carbono, elevada tenacidade à fratura e boa resistência à corrosão (JORGE, J.C.F. et al., 2021; KONSTRUKCIJSKA et al., 2011).

O desenvolvimento desses aços deu-se entre os anos 50 e 60 na Europa, no BISRA (British Iron and Steel Research Association). Em 1959, houve o desenvolvimento do primeiro aço X52 microligado, e durante os anos 60 a produção de gasodutos era realizada, majoritariamente, com esse aço (OUCHI, C., 2001). Entretanto, devido à exploração de petróleo no ártico e à ocorrência de fraturas frágeis em dutos nos Estados Unidos, houve o desenvolvimento de aços acalmados ao alumínio, resultando em uma microestrutura mais refinada, proporcionando assim, o aumento da resistência mecânica e da tenacidade (BOTT, I. S, 2005; PALMER, A. C., 2008).

Esses aços ARBL podem ser produzidos na condição de laminados e ao passarem por mecanismos de endurecimento. Sua produção pode envolver pequenas adições de elementos formadores de carbeto e nitreto (microligantes); laminação controlada; resfriamento controlado; controle de forma de inclusões (ASM, 2011; BRANCO et al., 2018).

A partir dos anos 80, a produção dos aços ARBL passou a ser majoritariamente através do processo termomecânico de laminação controlada (TMCP) no seu estado austenítico, pois desta forma conseguia-se aços predominantemente ferríticos com o tamanho dos grãos menores, conhecidos como ferrita fina. Verificou-se também, que essa microestrutura era mais facilmente obtida quando se adicionava pequenas

frações de elementos refinadores de grãos (como Ti, V, Nb e Al) ao aço com baixo teor de carbono e aproximadamente 1,5% de manganês, além da adição do molibdinênio (Mo) e boro (B) que ajudam na retenção do crescimento de fases e precipitados e na nucleação (SHANMUGAM et al., 2006).

O processo TMCP se inicia com o aquecimento controlado do material, para haver a solubilização dos elementos microligantes e, assim, permitir o retardamento da recristalização da austenita na fase de acabamento da laminação. O endurecimento por precipitação acontece devido à perda de solubilidade do solvente. Isso ocorre durante a transformação da austenita no resfriamento, na faixa de temperatura de aproximadamente 1250 °C (BOTT, et al. 2005).

Concluída a fase de laminação de desbaste, inicia-se a etapa do refino do grão austenítico, por meio da laminação na faixa de não recristalização, conhecida como laminação de austenita não recristalizada. Nesta etapa, é possível atingir uma redução de grão de aproximadamente 70% (HERMENEGILDO, 2012).

A terceira fase é a da laminação de acabamento na região bifásica (austenita + ferrita), conhecida como fase intercrítica. A recristalização é inibida entre os passes por causa da presença dos elementos ligantes de vanádio (V) e nióbio (Nb) em solução sólida. Isto causa um alongamento nos grãos austeníticos, com maclas de recozimento no seu interior e grande densidade de bandas de deformação. A austenita altamente deformada se transforma em uma microestrutura com grãos extremamente finos, que resulta em um material com as propriedades mecânicas requeridas (BUSCHIAZZO, 2006).

A família dos aços ARBL tem três classificações. A primeira é a dos aços microligados, que contêm elementos de liga em pequenas quantidades. A segunda classe são os aços com microestrutura ferrita acicular, que contêm menos de 0,1% de carbono com adições de molibdênio, manganês e boro. A terceira é a classe dos aços dupla-fase, que possuem microestrutura de pequenas ilhas de martensita com alto teor de carbono, uniformemente distribuídas na matriz ferrita (TAMURA et al., 2013). Conforme citado anteriormente, os aços que são utilizados na fabricação de tubos para o transporte de gás natural e petróleo, requerem propriedades específicas devido às condições agressivas sob as quais eles operam. Os aços que atingem esses requisitos são, principalmente, os aços API 5L dos graus X70 e X80, devido ao custo-benefício. Esses aços devem possuir carbono equivalente máximo de 0,43%, e regularmente são fabricados pelo processo TMCP com resfriamento ao

ar. Os graus de classificação de aços API 5L não são definidos pela sua composição química, mas sim por meio dos níveis de resistência ao escoamento em Ksi (HIPPER, 2004).

O aço API 5L X70 foi fabricado pela primeira vez no início dos anos 70, na Alemanha, para construção de dutos de transporte de gás. Este aço tornou-se o padrão mundial para a construção de dutos a partir da década de 80 até os dias de hoje. Entretanto, especula-se um crescimento de utilização para aços com graus superiores. Este aço é fabricado por laminação controlada, visando alcançar um maior refino da microestrutura e, conseqüentemente, atingir elevados níveis de resistência mecânica e de boa soldabilidade. As principais variáveis do processo são temperatura de reaquecimento, taxas de deformações aplicadas ao material e velocidade de resfriamento após a laminação. Por serem aços que utilizam pequena quantidade de elementos de liga, e por não haver um tratamento térmico depois da laminação, a sua obtenção é considerada um processo de fabricação de custo relativamente baixo (BUSCHIAZZO, 2006).

2.1.1 Norma API 5L para tubulações

Os aços utilizados para tubulações da indústria petrolífera são geralmente classificados pela norma API em função da sua composição química, resistência mecânica e aplicação (API 5L, 2012). A norma API especificação 5L (Specification for Pipe Line Steel) é a referência utilizada para adquirir ou fabricar tubos que serão usados em gasodutos, oleodutos, minerodutos e até em alcooldutos. Esta norma apresenta um padrão para tubulações com ou sem costura para transporte de petróleo e gás. As terminações desses tubos podem ser planas (para soldagem circunferencial), rosqueadas, em forma de sino, ou com suas pontas preparadas para acoplamentos especiais. Esta norma trata de requisitos mínimos para a tubulação como um todo (API 5L, 2012).

Os graus mais comuns, especificados por essa norma são: A, A25, X42, X46, X60, X70 e X80. Os dois últimos números indicam o limite de resistência ao escoamento mínimo do aço em ksi. Conforme já citado, esses aços possuem boa tenacidade, conformidade, soldabilidade, além de boa resistência a trincas induzidas por hidrogênio (API 5L, 2012). Ao longo dos anos, esses aços vêm sofrendo variações no seu processo de fabricação, principalmente, em relação às diferentes taxas de resfriamento e, também na sua composição química. Esta evolução vem levando à

diminuição do peso dessas tubulações e mantendo a elevada resistência mecânica (NOGUEIRA, 2013). Pesquisas relacionadas as indústrias de tubulação canadense mostraram que a substituição dos aços X60 por X70 conseguiram reduzir cerca de 14% no peso da tubulação. Essa redução pode ser ainda maior, por isso, nos últimos anos vêm se desenvolvendo materiais de mais alta resistência, tais como o aço API X100.

A norma abrange os requisitos dimensionais, composição química, critérios de aceitação de imperfeições, propriedades mecânicas, ensaios mecânicos e marcação dos tubos. Estabelece também uma faixa determinada para o carbono equivalente resultante e para cada elemento de liga, além de, designar as condições para as propriedades de tração e para os ensaios de flexão (API 5L, 2012).

A norma API 5L estabelece dois níveis de especificação de produto, chamados de *Product Specification Level - PSL 1 e PSL 2*. Eles são normalizados sob diferentes requisitos técnicos. O PSL 2 é mais rigoroso que o PSL 1, trazendo requisitos mandatórios para o carbono equivalente (CE), tenacidade à fratura, limite máximo de escoamento e resistência máxima à tração. A Tabela 1 apresenta a composição química estabelecida pela norma API 5L/ISSO 3183 (2012) para o grau X70, em relação ao nível PSL 2. A Tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas deste material. Como pode ser observado, tem-se a exigência do limite máximo de escoamento e de tração, a razão para isto é evitar formação de gradientes de resistência significativos em regiões de soldagem circunferencial do tubo (API 5L/ISO 3183, 2012).

Tabela 1 – Composição química X70 PSL 2% máxima

AÇO	C	SI	MN	P	S	FE
X70	0,12	0,45	1,70	0,025	0,015	Balanço

Fonte: A Autora (2023).

Tabela 2 – Propriedade mecânica do aço X 70

AÇO	<i>Resistência ao escoamento [Mpa]</i>		<i>Resistência a tração [MPa]</i>	
	Min	Max	Min	Max
X70	485	635	570	760

Fonte: A Autora (2023).

Conforme mencionado, os aços ARBL são bastante empregados nas indústrias de fabricação de tubos para transporte de petróleo e gás. Para essa aplicação final, é necessário a união desses materiais através da soldagem, que é o método mais importante de união de metais utilizado industrialmente.

2.2 SOLDAGEM

Os processos de soldagem podem ser classificados em dois grandes grupos: processos de soldagem por pressão e processos de soldagem por fusão (VILLANI, 2016). A soldagem por pressão não será o foco do presente trabalho. Esse tipo de soldagem engloba os processos por fricção, difusão, forjamento, ultrassom, explosão, entre outros.

A soldagem por fusão é o grupo de soldagem que envolve adição de calor ao metal base até que eles se fundam. É um grupo bem extenso e existem subdivisões, como por exemplo quanto ao tipo de fonte de energia utilizado para fundir os metais (VILLANI, 2016). Alguns exemplos são:

- Soldagem por eletro-escória: que utiliza como fonte de calor o aquecimento por resistência da escória líquida;
- Soldagem com eletrodo revestido: que utiliza como fonte de calor o arco elétrico;
- Soldagem GMAW: que utiliza como fonte de calor o arco elétrico;
- Soldagem FCAW: que utiliza como fonte de calor o arco elétrico;
- Soldagem a laser: que utiliza como fonte de calor o feixe de luz.

Os processos de soldagem a arco elétrico são os mais utilizados nas indústrias atualmente. A seguir será realizada uma revisão bibliográfica referente aos processos de soldagem utilizados nesta pesquisa.

2.2.1 Soldagem a arco com proteção por gás e eletrodo consumível

A soldagem a arco elétrico com proteção gasosa (*Gas Metal Arc Welding* - GMAW), também conhecida como soldagem MIG/MAG (MIG – Metal Inert Gas e MAG - Metal Active Gás) é produzida pelo aquecimento por um arco elétrico estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame. O arco elétrico funde continuamente o arame, e esse vai alimentando a poça de fusão (BRACARENSE, 2011).

Os arames utilizados nesse processo são classificados pela AWS, e podem ser do tipo sólido ou composto. A terminologia empregada no Brasil ainda está em falta para os consumíveis do tipo composto, confundindo-se com o consumível tubular. O consumível tubular pode ser com núcleo fluxado (*flux cored*) ou com núcleo metálico (*metal cored*). O eletrodo tubular com núcleo fluxado é empregado no processo de soldagem arame tubular (FCAW), que está descrito a seguir. O eletrodo tubular com núcleo metálico é empregado no processo GMAW. Este núcleo tem no mínimo 85% de pó metálico e tem as funções de deposição e adição de liga. São classificados como eletrodos compostos.

Os arames tubulares que utilizam pó metálico (geralmente pó de ferro ou ferro liga) em sua matriz, são chamados de *metal-cored*. A quantidade de escória gerada por estes arames é mínima e fornecem uma alta taxa de deposição, cerca de 95% de eficiência de deposição, sendo por esta razão favorável em processos de soldagem que requerem múltiplos passes, pois aumenta a eficiência do processo. As correntes de soldagem para este tipo de arame são, geralmente, de altos valores e normalmente utilizam proteção gasosa rica em argônio (VILLANI, 2016). Além de gerar baixa quantidade de fumos, melhorando o ambiente de trabalho, respingos e baixo índice de hidrogênio difusível.

São preferíveis para soldagem mecanizada em alta velocidade, indicado para soldagem de alta responsabilidade (YUNLONG et al., 2018).

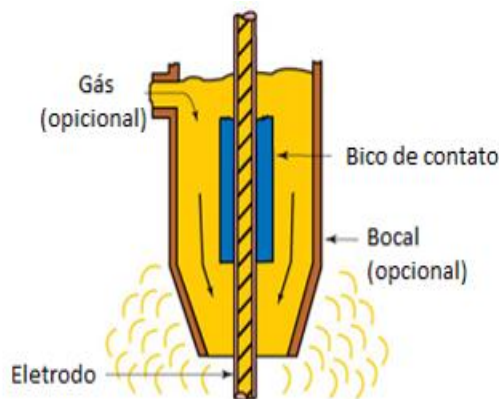
2.2.2 Soldagem a arco com arame tubular

A soldagem a arco com arame tubular (*do inglês, FCAW – Flux Cored Arc Welding*) é um processo de soldagem por fusão que obtém a coalescência localizada dos metais pelo aquecimento destes através de um arco elétrico produzido entre a peça a ser soldada e um arame tubular consumível, que alimenta continuamente à poça de fusão (MOHAMAT, 2012). A Figura 1 ilustra o esquema da tocha para a soldagem. O arame consumível fica no seu interior, e caso necessite tem a passagem para a entrada do gás como fonte externa.

FCAW é um processo de soldagem que utiliza como eletrodo consumível um arame com fluxo em seu interior. A proteção do cordão de soldagem e do arco é feita pelos gases que são gerados durante a queima do arame e também pode ser suplementada por um gás fornecido por uma fonte externa. Isto é, no processo FCAW

essa proteção pode ser feita de duas maneiras: a autoproteção (*selfshield*, SS) e a com um gás adicional (*dualshield*) (BONISZEWSKI, 1992; VILLANI et al., 2017).

Figura 1 – Detalhe da tocha para soldagem com FCAW

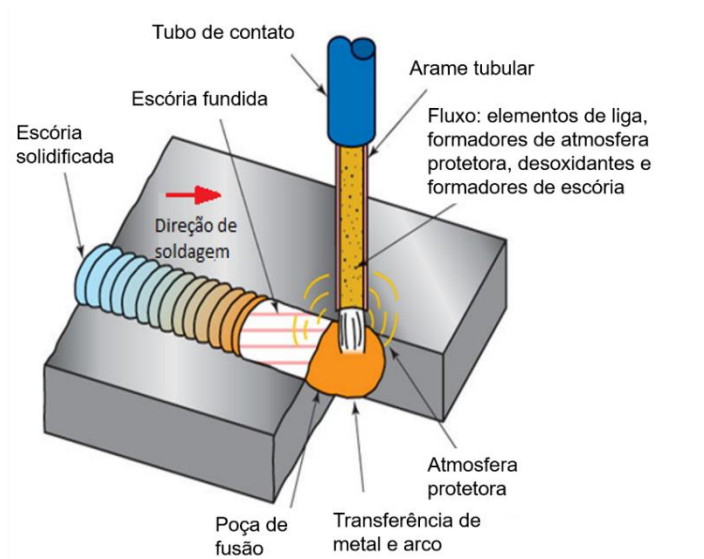


Fonte: Adaptado de HALVERSON (2020).

A primeira forma de proteção é feita pela escória e gases produzidos durante a decomposição do fluxo (pós de materiais inorgânicos e/ou metálicos) contidos no arame tubular. Esse fluxo gera o gás de proteção do metal de adição e da região do cordão, e ele é fundido pelo arco elétrico. Essa proteção se dá porque o fluxo desloca o ar para os componentes da escória, cobrindo a poça de fusão, protegendo da atmosfera. Além da proteção da camada de gás, esse fluxo tem como principais funções desoxidar o metal de soldagem e estabilizar o arco (RODRIGUES, 2010). A representação deste esquema pode ser vista na Figura 2, que ilustra o arame tubular sendo consumido e gerando a atmosfera protetora.

A segunda forma de proteção se dá por um gás auxiliar, que flui pelo bocal da tocha apropriada, podendo ser o dióxido de carbono (CO_2) puro, para o caso dos aços, ou misturas de gases. Esse tipo de proteção possibilita a visualização do arco. A vazão do gás é outra variável importante e ela afeta diretamente a qualidade da junta formada. O excesso de vazão pode provocar aumento da deposição de impurezas na região de soldagem, enquanto a deficiência pode levar à falta de proteção da poça de fusão e resultar em um cordão com poros, devido à formação de CO na poça de fusão (VILLANI et al., 2017).

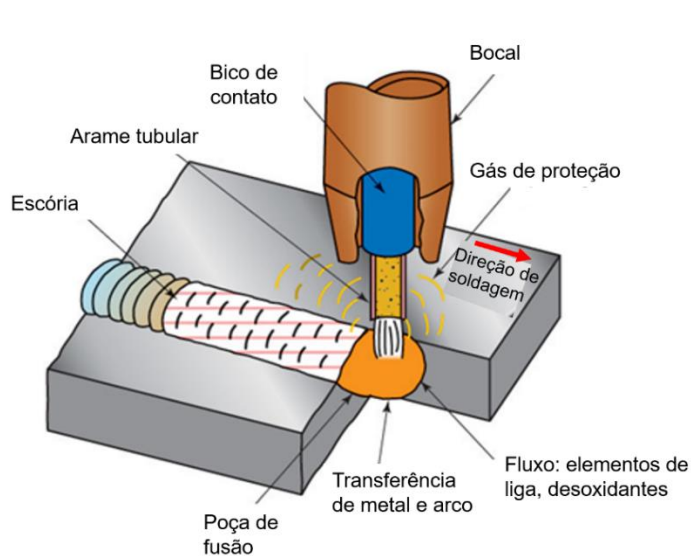
Figura 2 – Representação esquemática da soldagem FCAW-SS



Fonte: Adaptado de HALVERSON (2020).

A Figura 3 apresenta o desenho esquemático do processo de soldagem com arame tubular com o gás de proteção.

Figura 3 – Desenho do processo FCAW com gás de proteção



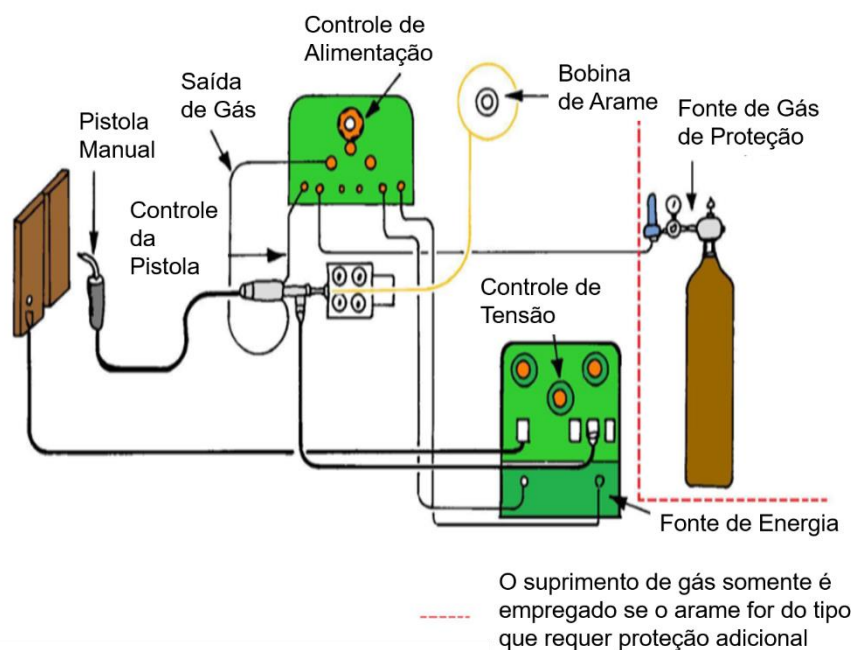
Fonte: Adaptado de HALVERSON (2020).

O FCAW tem o princípio de funcionamento e os equipamentos de soldagem semelhantes ao processo a arco com proteção por gás e eletrodo consumível (GMAW). A Figura 4 mostra um esquema de um equipamento de FCAW, no qual pode

ser observado o controle de tensão, de alimentação e da pistola, além da fonte de gás que pode ser adicionado ao sistema.

São usadas fontes de tensão constante para a soldagem com arames de menor diâmetro ($< 2,4 \text{ mm}$) e alimentador de velocidade constante, ou fontes de corrente constante, para a soldagem com arames de maior diâmetro ($> 2,4 \text{ mm}$) e alimentador de velocidade variável. Esse processo une vantagens do GMAW e do SMAW (Soldagem a arco elétrico com eletrodo revestido). O processo FCAW une a alta produtividade do processo MIG-MAG (alto fator de trabalho, alta taxa de deposição, alto rendimento, processo automatizável), com as vantagens do processo de soldagem por eletrodo revestido, como a facilidade de operação em campo, a alta versatilidade, a possibilidade de ajuste de composição química do metal de soldagem (DE SOUSA et al., 2013; VILLANI, et al., 2013).

Figura 4 – Desenho esquemático do equipamento para FCAW



Fonte: FBTS (2022).

Os consumíveis utilizados na soldagem FCAW são os arames tubulares, e, em alguns casos, gases de proteção. Os arames tubulares são classificados pela AWS (American Welding Society). As principais funções do fluxo do arame tubular são: transferir elementos de liga, formar escória e gás de proteção, estabilizar o arco,

desoxidar o metal de soldagem e estabelecer um cordão de soldagem adequado (HOWARD, 2018; KANNAN, 2006).

O arame tubular tipo *flux cored* é formado por um fluxo composto de pós metálicos e não metálicos, que conferem alta produtividade através de elevadas velocidades de soldagem. Em geral, a utilização deste tipo de arame proporciona a formação de escória que serve para proteger a poça de fusão e promover um melhor desempenho na soldagem fora de posição.

Uma das vantagens desse consumível é sua flexibilidade para aplicações específicas, pois há uma grande variedade de elementos que podem formar o fluxo nos arames. Podem ser do tipo básico ou rútilico. A utilização do rútilico é mais comum, e indicada para aplicações em geral, enquanto o básico é mais indicado quando se necessita alta tecnicidade (HOWARD, 2018; KANNAN, 2006).

2.2.3 Soldagem a laser

O laser (abreviação do inglês *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*) é uma fonte de luz coerente produzida por emissão estimulada. Albert Einstein, em meados de 1917, realizou os primeiros trabalhos de pesquisa que conduziu à criação do feixe de laser (HALEY e PRATT, 2017).

A soldagem a laser (*do inglês Laser Beam Welding - LBW*) é um processo de união realizado através de um feixe de luz concentrado coerente e monocromático de alta densidade de energia. O feixe de alta intensidade é capaz de fundir e vaporizar parte do material a ser soldado, criando uma *keyhole* que penetra no metal de base (PETRING, 2013).

A soldagem a laser possibilita maior penetração, devido a sua alta densidade de energia e um cordão mais estreito, normalmente com uma menor zona termicamente afetada (ZTA). Além de, em geral, possuir uma maior velocidade de deslocamento quando comparada à soldagem a arco e possuir uma grande variedade de espessuras a serem soldadas. Isto é, é possível soldar chapas que variam de 0,001 mm de espessuras até placas espessas de aproximadamente 50 mm (SVENUNGSSON et al., 2015; YOU et al., 2014).

Os tipos de laser mais utilizados para a soldagem são o Nd:YAG e laser de CO₂. Os lasers do CO₂ podem chegar a uma potência de 50 kW e comprimento de onda 10,6 µm, sendo mais comum para aplicação de soldagem uma potência de 1-15 kW. Esse tipo de laser é transmitido por espelhos, enquanto o laser Nd: YAG é

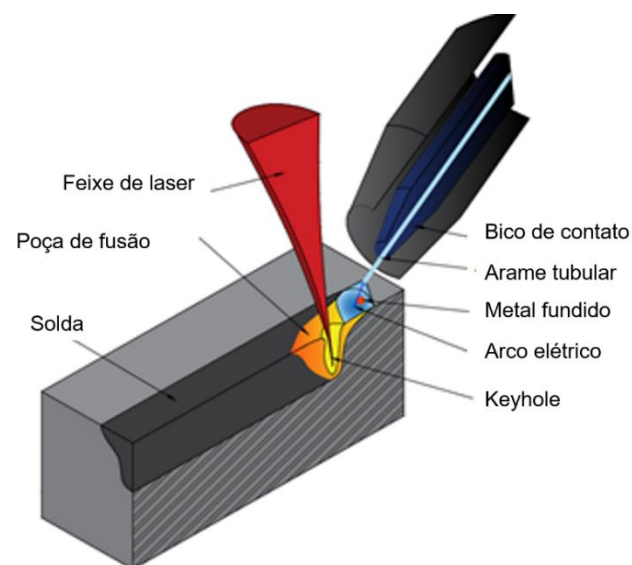
transmitido por fibra ótica. Lasers Nd:YAG possuem comprimento de onda de $1,06\ \mu\text{m}$ e são operados em modo de ondas contínuas (KATAYAMA, 2013).

Uma variedade de vantagens é obtida quando se exclui o ar durante operações de soldagem convencionais, isto também é válido para soldagem a laser. O vapor que se forma na região soldada afeta diretamente na profundidade de penetração do cordão, além do aparecimento de porosidade na zona fundida. Os principais gases de proteção utilizados são o Argônio (Ar), Hélio (He) e o Dióxido de Carbono. Estudos comparativos já foram realizados para a correta escolha do gás de proteção. O CO_2 continua sendo o mais atrativo para as indústrias, devido ao seu baixo custo. Entretanto, há uma maior propensão a respingos e porosidades, quando comparado ao He e Ar. O gás He é o que se consegue a maior penetração, mas apresenta o maior custo (KATAYAMA, 2013; STEEN; MAZUMDER, 2010).

2.2.4 Soldagem Híbrida Laser-Arco (HLAW)

A soldagem híbrida laser-arco é uma técnica de soldagem que é baseada na junção de duas fontes de calor, o laser e o arco elétrico sobre uma mesma poça de fusão. A Figura 5 mostra um esquema desse processo. Esse processo tem como objetivo básico unir as vantagens de ambas as técnicas de soldagem e reduzir os inconvenientes das mesmas (ACHERJEE, 2018; QI, Xiaonan et al., 2020; ZHANG et al., 2020).

Figura 5 – Desenho esquemático do processo de soldagem híbrido laser-arco



Fonte: Adaptada de Ionix (2019).

O primeiro processo de soldagem híbrida combinando um laser com uma fonte a arco foi desenvolvido por *M. Steen*, no final nos anos setenta. Nos anos seguintes, a soldagem a laser passou a ser mais desenvolvida e tornou-se um processo importante para a indústria, pois devido à elevada densidade de energia do processo (10^6 W/cm^2), consegue-se cordões com elevada relação penetração/largura, além de baixo nível de tensões e uma pequena zona termicamente afetada. No entanto, também podem ser destacados algumas desvantagens desse processo, como custo elevado, problemas metalúrgicos e elevada sensibilidade (FIGUEIRÔA, 2016; KATAYAMA, 2013).

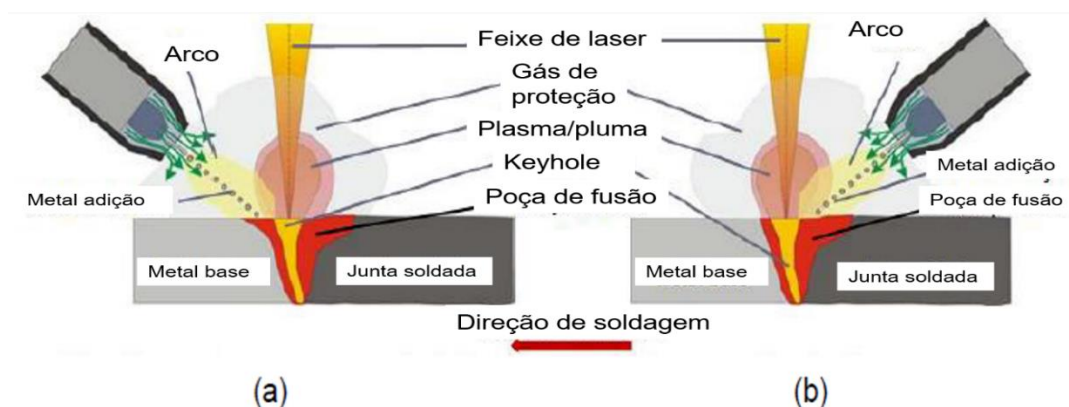
Já a soldagem a arco elétrico é um processo que tem uma maior flexibilidade em relação ao controle químico do cordão e uma maior facilidade para o preenchimento de juntas. No entanto, possui um maior aporte térmico, e isto leva a níveis maiores de distorções e a uma zona termicamente afetada com dimensões maiores. Além de uma ZF (zona fundida) formada por microestruturas grosseiras (RAO et al., 2011; ZHANG et al., 2020).

Estudos referentes a esses inconvenientes foram realizados, e verificou-se que algumas dessas desvantagens poderiam ser minimizadas ou até mesmo supridas, caso fosse acoplado ao laser um arco convencional de soldagem. Isso levou a um aumento na eficiência do processo e diminuição nos defeitos metalúrgicos. Esse processo de soldagem tem efeito sinérgico, isto é, o HLAW combina as vantagens do laser de elevada penetração, baixo aporte térmico e aumento da velocidade de soldagem, com o do arco que consegue uma maior tolerância na preparação das juntas e maior eficiência do processo. Além disso, aumentou-se a produtividade e reduziu-se o custo de retrabalho pós-soldagem (ACHERJEE, 2018; ZHANG et al., 2020). Embora a soldagem híbrida arco-laser ofereça vantagens significativas em relação à soldagem laser e a arco separadamente, o acoplamento dos dois processos leva a um aumento no número de parâmetros, e é a razão da complexidade deste processo, devido ao seu grande número de parâmetros e a configuração desses requer um alto grau de precisão. Estes inconvenientes, somados a um conhecimento ainda não total do processo, são fatores limitantes para a aplicação industrial mais ampla (CASALINO et al., 2010).

O processo de HLAW pode ser realizado usando dois *layouts* diferentes, referentes à fonte de calor: *arc leading* que significa que é “orientado” pelo arco, isto é, o arco vem primeiro e é seguido pelo laser; e o *laser leading*, no qual o laser vem

primeiro. O esquema desses *layouts* pode ser visto na Figura 6. A escolha dessa configuração depende de muitos fatores, tais como: potência da fonte do laser, tipo de fonte do arco e características do material de base (CASALINO et al., 2010).

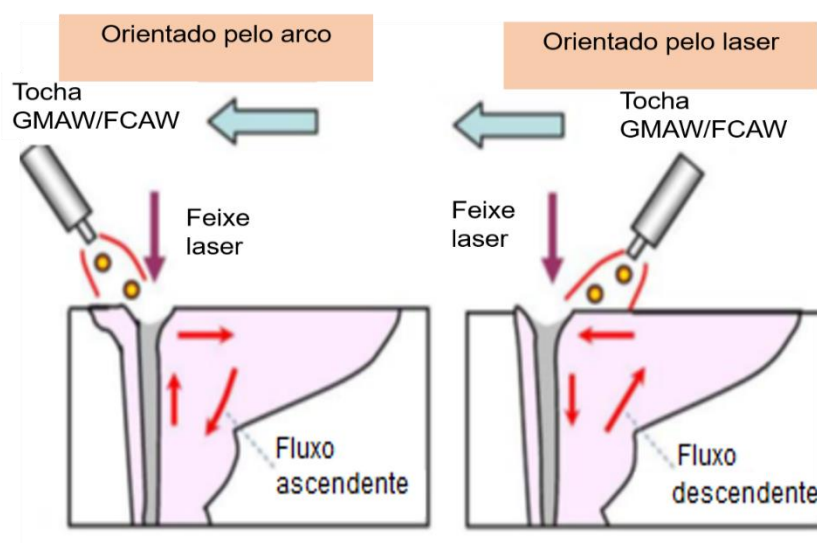
Figura 6 – Layout do processo HLAW (a) Orientado pelo arco; (b) Orientado pelo laser



Fonte: FIGUEROA (2016).

A Figura 7 mostra o fluxo do material líquido em cada uma dessas configurações. A partir dela pode ser observada a mudança em cada um desses fluxos.

Figura 7 – Esquema do fluxo do material líquido: (a) Orientado pelo arco (b) Orientado pelo laser



Fonte: Adaptado de KAH (2010).

O primeiro esquema mostra a configuração *arc leading*, onde pode observar um fluxo na direção oposta à direção de soldagem e ascendente na área próxima à parede do *keyhole*. Isto pode levar ao fechamento do *keyhole*, e por isso ser considerado um processo menos estável. Já na configuração *laser leading* se tem um processo mais estável e com cordões de soldas mais homogêneos, visto que o fluxo do material é descendente próximo ao *keyhole* e na mesma direção da soldagem, como pode ser visto na Figura 7 (KAH et al., 2010; ZHANG, 2014).

2.2.4.1 Influência dos parâmetros de soldagem HLAW

Como descrito anteriormente, esse processo tem um número grande de parâmetros que influenciam a forma do cordão. Em síntese, pode-se dizer que o raio do laser ajuda a estabilizar o arco e contribui para a maior penetração e alta velocidade de soldagem do processo híbrido, enquanto o arco influencia na largura do cordão e possibilita soldas de alta qualidade com tolerâncias maiores que um processo de laser autógeno, além de reduzir a taxa de resfriamento da zona de soldagem que melhora as propriedades mecânicas das juntas. Assim, a relação de potência entre as duas fontes de energia determinará se o processo a laser ou arco é o mais dominante quanto à profundidade e largura de penetração (ACHERJEE, 2018).

Quanto à potência do laser, pode-se classificar o processo HLAW em dois: a potência do laser pode servir para melhorar a estabilidade do arco elétrico, chamado de soldagem a arco assistida por laser (ou do inglês, *stabilization-mode HLAW*), quando se usa uma baixa potência; caso a potência do laser seja maior, ocorre a formação da *keyhole*, e há uma maior penetração, que é conhecida como modo-penetração (do inglês, *penetration-mode HLAW*). Nesta situação, da *penetration-mode*, consegue-se boa penetração e altas velocidades de soldagem, por isso é a mais utilizada na indústria (RAO et al., 2011; ZHANG et al., 2015).

Outro parâmetro importante é a distância/localização do feixe do laser em relação à superfície da peça a ser soldada e a distância entre o arco e o feixe de laser. Esses parâmetros influenciam diretamente na penetração do cordão. Por exemplo, caso seja mantida constante a potência do laser e a velocidade de soldagem, a profundidade de penetração será maior quanto menor for a distância focal do feixe do laser e quanto maior for a corrente do arco elétrico (BUNAZIV et al., 2016; EL RAYES et al., 2004).

A distância entre as fontes de calor do arco e do laser altera o comportamento da interação entre estas, influenciando na característica do cordão e na estabilidade do processo. De forma que distâncias grandes acarretam na diminuição do efeito sinérgico, pois diminuem a interação entre os plasmas, enquanto um *gap* de zero diminui a penetração da soldagem e pode gerar respingos (ATABAKI et al., 2014; FIGUERÔA, 2016; KATAYAMA, 2013).

A zona da poça de fusão e a geometria do cordão também podem ser afetados por parâmetros individuais. Por exemplo, a penetração da soldagem é influenciada diretamente pelo laser, enquanto o arco tem uma influência maior sobre a largura do cordão (EL RAYES, 2004).

Os estudos até o presente momento mostraram que há formação dos cordões com diferentes zonas no processo HLAW. A zona mais profunda é uma zona de influência predominantemente do laser, enquanto a zona mais próxima à superfície encontra-se uma região de forte influência do laser-arco (CAO et al., 2011; CHEN et al., 2013).

2.3 MICROESTRUTURA DOS AÇOS ARBL E DAS JUNTAS SOLDADAS

2.3.1 Microestruturas dos aços ARBL

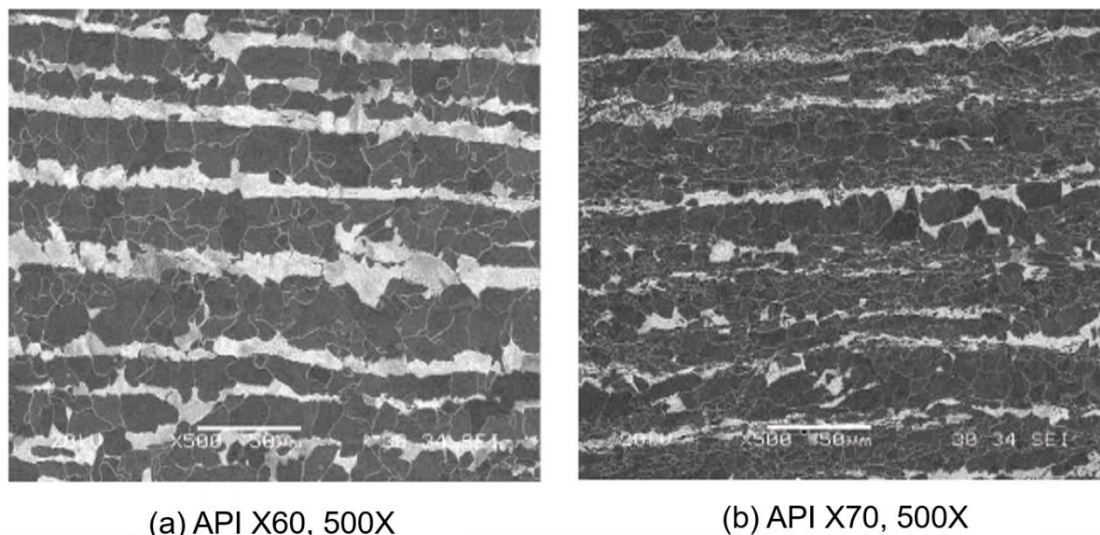
A combinação das diferentes microestruturas dos aços ARBL conferem a eles uma boa resistência mecânica, combinada com boa tenacidade de ductilidade. A complexidade da microestrutura desses aços levou a discussões em relação a nomenclatura dos mesmos.

Os aços ARBL, em sua maioria, passam por um processo de laminação ao final do processo de fabricação, o que gera uma estrutura típica de bandejamento, devido à segregação dos elementos substitucionais, que dão origem a uma estrutura bifásica ou multifásica (COLPARET, 2008). Esse fenômeno se inicia durante o processo de solidificação da chapa, geralmente obtido através do lingotamento contínuo. Os elementos que possuem o coeficiente de partição menor que um são rejeitados pelas primeiras dendritas de ferrita, e formam regiões interdendríticas com elevada concentração desses elementos, que permanecem durante a transformação ferrita/austenita. Após o lingotamento, as chapas seguem, geralmente, para a laminação a quente, onde essas regiões se tornam alongadas e orientadas

paralelamente à superfície da chapa, favorecendo a formação do bandeamento após a transformação austenita/ferrita (COLPARET, 2008).

A Figura 8 mostra um exemplo típico de uma estrutura formada por bandamento, presente nos aços API X60 e X70 (GODEFOID et al., 2014).

Figura 8 – Microestrutura dos aços API: (a) X60 e (b) X70: bandeamento

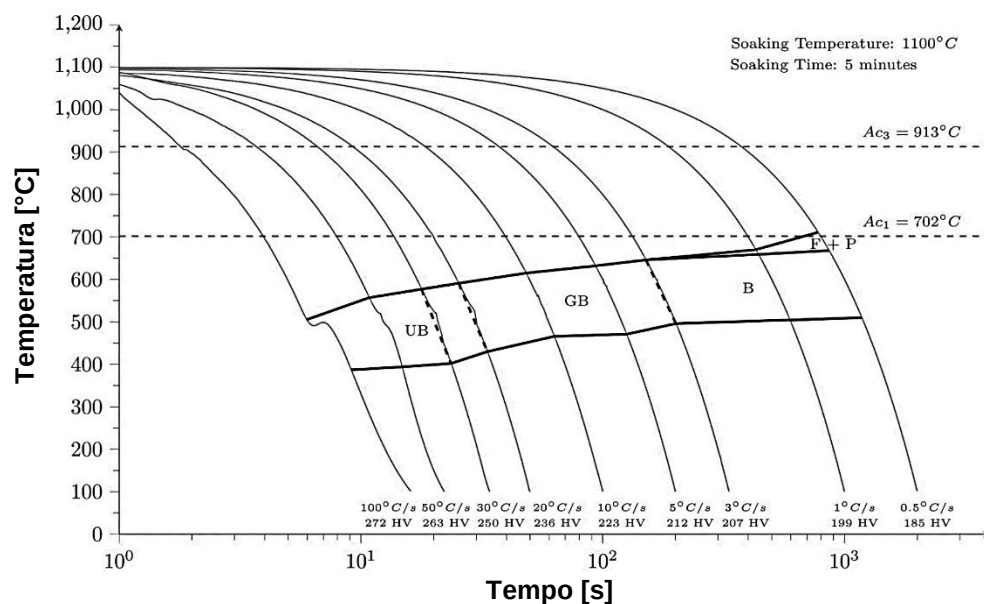


Fonte: Godefroid et al. (2014).

A formação dessas microestruturas pode variar a depender do tipo de resfriamento. Para um melhor entendimento, deve analisar o diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) de um aço ARBL. A partir dele, é possível identificar a formação das estruturas durante a decomposição da austenita. Um estudo feito por Zhao et al. (2002), revelou que microestruturas de ferrita bainítica (FB) e ferrita acicular (FA) são obtidas em taxas de resfriamento entre 10 e 50 °C/s. Para taxas inferiores a essas, foi obtida ferrita poligonal (FP), e para taxas mais próximas a 1°C/s a perlita (P) não foi encontrada. (ZHAO et al., 2002).

As taxas de resfriamento compreendidas entre 0,1 e 100 °C/s do aço API 5L X80 foi estudada por Cizek et al. (2005). Os autores identificaram que para baixas taxas de resfriamento, há apenas uma pequena presença de perlita (P) e bainita (B), para altas taxas de resfriamento houve o aparecimento de ferrita bainítica (FB) e pequena quantidade de martensita (M). A Figura 9 apresenta o diagrama TRC deste material.

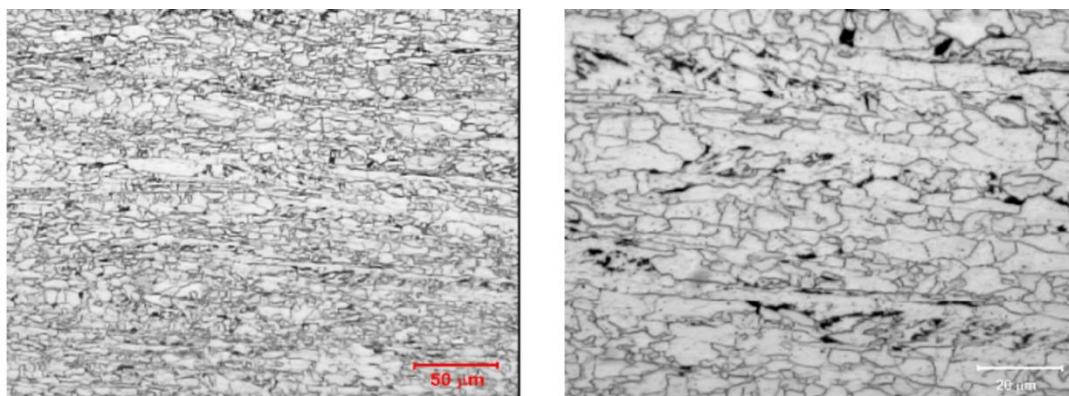
Figura 9 – Representação esquemática do diagrama TRC do aço API 5L X80



Fonte: Adaptado de Roccisano et al. (2021).

Durante a última fase de formação desses aços, ocorre a deformação na região austenita + ferrita, e uma dada fração de ferrita deforma-se com a austenita que não foi recrystalizada. O maior refino do grão ferrítico encontra-se na região em que austenita encruada se forma em uma subestrutura de deslocamentos na ferrita (HERMENEGILDO, 2012). Após a nucleação dos grãos ferríticos, a chapa é resfriada ao ar. Isto irá resultar em microestrutura composta majoritariamente por grãos alongados de ferrita e perlita nos contornos, conforme confirmou o estudo realizado por Fischdick Acuna (2016). A Figura 10 mostra detalhes desses grãos.

Figura 10 – Microestrutura do aço X70: ferrita e perlita



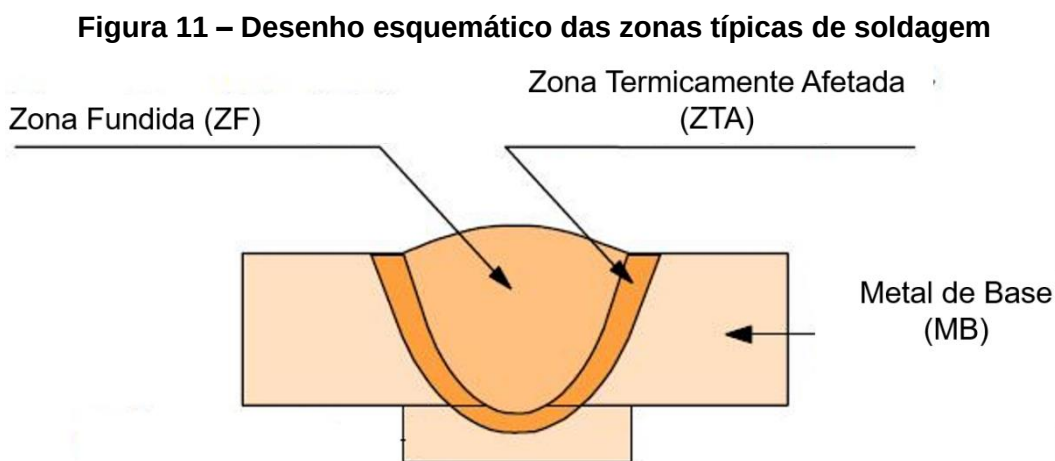
(a) API X70, 200X

(b) API X70, 500X

Fonte: FISCHDICK (2016).

2.3.2 Microestrutura das juntas soldadas dos aços ARBL

Uma junta soldada possui tipicamente três regiões distintas: metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF). A Figura 11 ilustra esse esquema.



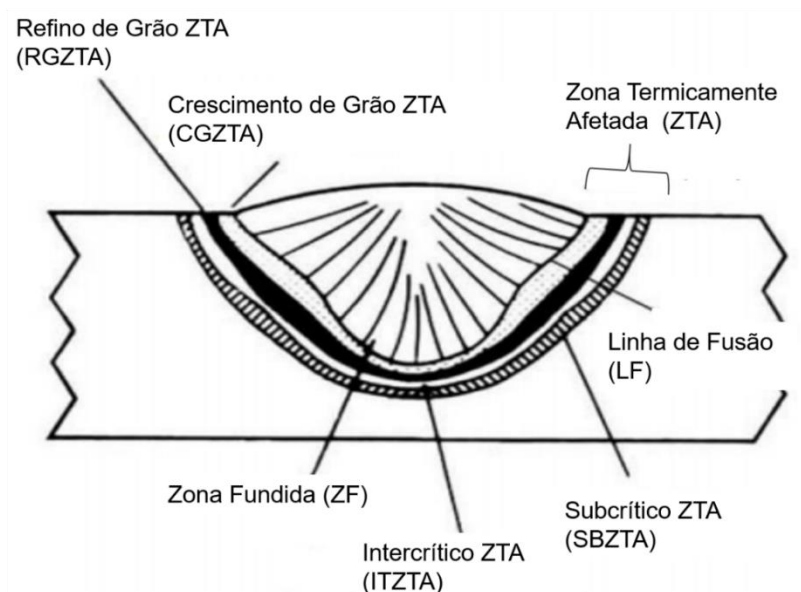
Fonte: A autora (2023).

A zona do metal de soldagem, ou zona fundida (ZF), é onde houve a fusão e posterior solidificação durante a operação de soldagem. É a região de mais alta temperatura, e onde o metal de adição é depositado, quando o processo for não autógeno, mudando a composição química do metal de base (EASTERLING, 2013).

A zona termicamente afetada é uma zona não fundida que tem sua microestrutura e propriedade modificada pelo calor. Para os aços de alta resistência de baixa liga fabricados pelo processo TMCP, esta zona, normalmente, pode ser subdividida em até quatro zonas. São elas: zona de crescimento de grão, zona de refino de grão, zona de parcialmente transformada e zona revenida. A Figura 12 ilustra essas zonas. A temperatura/taxa de resfriamento definem, principalmente, a largura de cada uma dessas regiões (FERNANDES, 2011).

A região de crescimento de grão é a região mais próxima a zona de fusão, e é a região de mais alta temperatura da ZTA, formada em temperaturas nas faixas de 1100 a 1500 °C. Nesta temperatura, o metal encontra-se na fase austenítica e há um crescimento do grão. Devido a este aumento, eleva-se a temperabilidade desta região, o que favorece a possível formação de martensita ou bainita, e conseqüentemente, uma queda da tenacidade (FERREIRA et al., 2018; LOMOZIK, 2009).

Figura 12 – Regiões da ZTA de uma soldagem com passe único



Fonte: Adaptado Metals Handbook (2011).

A zona subsequente é a região de refino de grão. Nesta fase, o metal também se encontra no campo austenítico, mas com temperatura de 1100 a 900 °C. Estas temperaturas não permitem um crescimento de grão. Resultam em menor temperabilidade e uma melhor resistência mecânica e ductilidade, quando comparada à zona de crescimento de grão (FERREIRA et al., 2018; LI et al., 2015).

A terceira zona é a região parcialmente transformada, também chamada de intercrítica. Como o próprio nome induz, é uma região onde se tem uma transformação parcial, que se encontra na faixa de temperatura de 900 a 750 °C. O resultado são microestruturas refinadas, mas ainda apresentam propriedades mecânicas inferiores ao metal de base (FERREIRA et al., 2018; LI et al., 2015; QI, Xiaonan et al., 2020).

A última região, que pode ser encontrada na ZTA é a região revenida, ou subcrítica. Ocorre em temperaturas inferiores a 700 °C. Não há transformações austeníticas, mas pode haver alguma influência da temperatura. É mais comum encontrar essa região nos aços de estrutura martensítica (FERNANDES, 2011).

O metal de base é a região mais distante do cordão, pode ser afetada pelo calor, mas em temperaturas baixas, que não permitem a transformação de fases.

Durante a soldagem de um aço de alta resistência e baixa liga acontece uma sequência de reações devido às elevadas temperaturas, que irão mudar a microestrutura da zona fundida e da zona termicamente afetada. Esse processo de

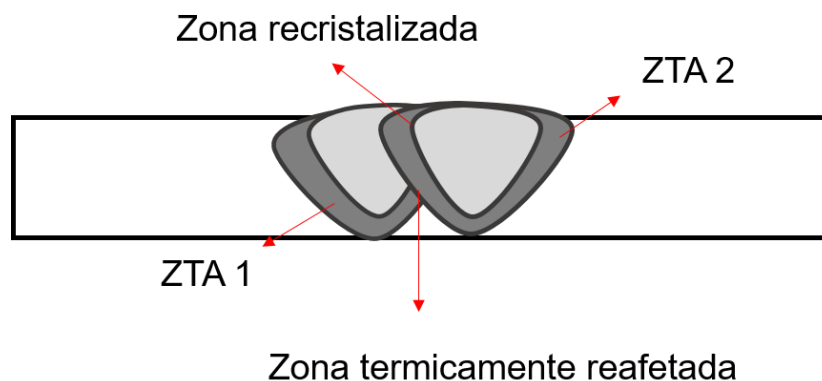
soldagem chega a temperaturas superiores a 1500 °C, nessa temperatura os gases dissolvidos reagem com os elementos de liga, e formam óxidos e nitretos. À medida que a região irá esfriando, a primeira região solidificada tende a formar ferrita delta, através do crescimento epitaxial de grãos da ZTA. À medida que a temperatura diminui mais, haverá a formação de austenita na região interdendrítica, que cresce dentro da ferrita. Para temperaturas abaixo de 750 °C, a ferrita alfa alomotrófica, nucleia-se ao longo dos contornos de grãos austeníticos. Essa ferrita cresce para dentro do grão, até chegar à formação da ferrita de Widmanstätten (FW), devido à contínua diminuição de temperatura. Continuando esse resfriamento, essa ferrita Widmanstätten irá se “desprender” e formar ferrita acicular (FARICHILD et al., 1991; FERREIRA et al., 2018; LI et al., 2015).

2.3.3 Microestrutura das ZTA das juntas de multipasses de soldagem

A soldagem em dois ou mais passes é muito comum nas soldagens para tubulações. Nesses casos há uma interação entre os cordões, e uma nova alteração na microestrutura, pois as regiões estarão expostas a vários ciclos térmicos de soldagens. Isto levará a região a ter diferentes propriedades mecânicas (QI, Xiaonan et al., 2020; WEGLOWSKI et al., 2019).

No processo de multicamada, poderá haver a formação de um material temperado na ZTA. Durante estudo realizado por Toyoda (1994) foi observado que a região que se encontra essa microestrutura temperada, resulta em uma menor dureza, e promove melhoria na ductilidade (TOYODA, 1994). A vasta possibilidade de microestruturas nas soldagens de multipasses é complexa. A Figura 13 mostra um esquema da interação entre dois passes de soldagem, permitindo observar a presença de duas ZTA, que são chamadas de zona recristalizada e zona termicamente reafetada.

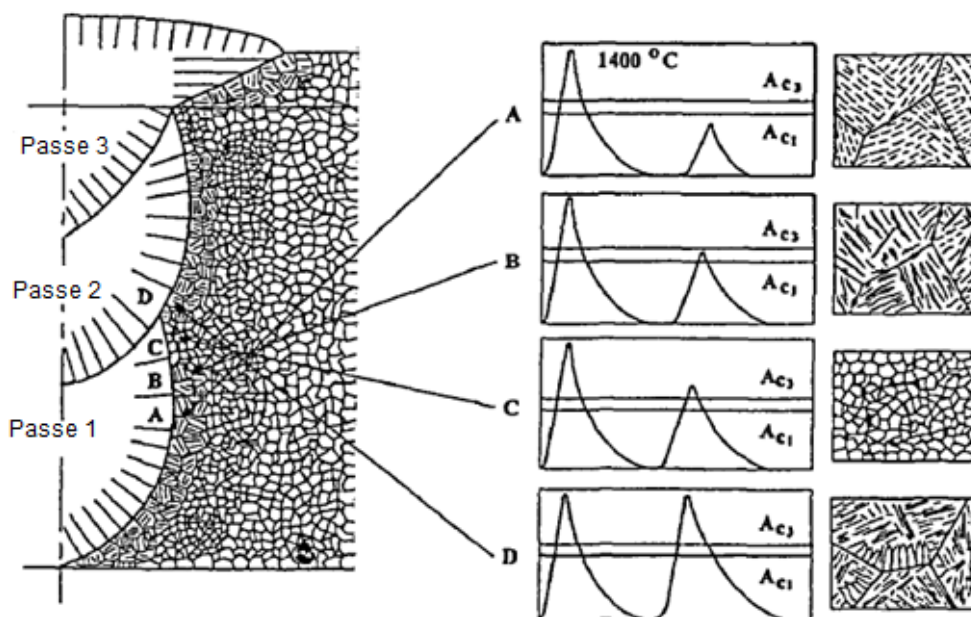
Figura 13 – Principais regiões entre dois passes de soldagem



Fonte: A autora (2023).

Durante o segundo ciclo térmico, a região de grãos grosseiros, pode criar outras sub-regiões, conforme pode ser visto na Figura 14 (LOMOZIK, 2009).

Figura 14 – Representação da ZTA de uma soldagem de multipasses



Fonte: LOMOZIK (2009).

A região denotada pela letra A, da Figura 14, indica uma zona de alta temperatura, abaixo de A_{c1} , que resulta em grãos grosseiros, rea aquecidos a temperaturas subcríticas (LOMOZIK, 2009).

A zona B é a região mais crítica, pois essa região fica em uma faixa de temperatura de 700-900 °C, e como resultado, há a formação de bainita e martensita.

A presença dessa fase reduz a ductilidade da ZTA. Essa região é conhecida como região de grãos grosseiros, reaquecidos a uma temperatura intercrítica (LOMOZIK, 2009).

A zona indicada por C é área da região refinada, pois durante os passes seguintes de soldagem, parte da região de grãos grosseiros é novamente aquecida por um ciclo térmico de temperaturas superiores a A_{c3} , que resultará na austenitização dessa área. A temperatura máxima do segundo ciclo térmico é baixa para causar o crescimento de grãos, por isso resulta em grãos finos, geralmente formados por ferrita e perlita (LOMOZIK, 2009; QI, Xiaonan et al., 2020).

A região da letra D é similar a região A, pois sofrem a mais faixa de temperatura (LOMOZIK, 2009).

2.4 MECÂNICA DA FRATURA

Durante um projeto de engenharia, um dos principais pontos de estudo é a análise da integridade estrutural de um componente ou, a depender do caso, da estrutura soldada. Esta análise visa a identificação das diferentes formas que esse material ou estrutura poderá falhar. A causa desta falha pode ter origem devido à presença de uma descontinuidade ou trinca presente no componente que se propagou. O método convencional para analisar esses riscos são baseados nos conceitos fundamentais da mecânica da fratura (CHAPETTI et al., 2019).

A mecânica da fratura estuda as condições sob as quais uma peça, submetida à ação de um carregamento, pode fraturar devido à propagação de uma trinca contida nesse sólido, mesmo em condições de carregamento abaixo do seu limite de resistência mecânica. Esse conhecimento científico permite a quantificação das relações entre as propriedades dos materiais, o nível de tensão, a presença de defeitos gerados de trincas e os mecanismos de propagação de trincas. Ou seja, a partir desse conhecimento é possível avaliar a resistência do material à fratura e a força motriz de crescimento de trinca. A formação e propagação da trinca dependem de fatores como microestrutura, carga aplicada e meio em que está exposto (CHAPETTI et al., 2019; STROHAECKER, 2007).

A mecânica da fratura possui duas vertentes de estudo:

- Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE);
- Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

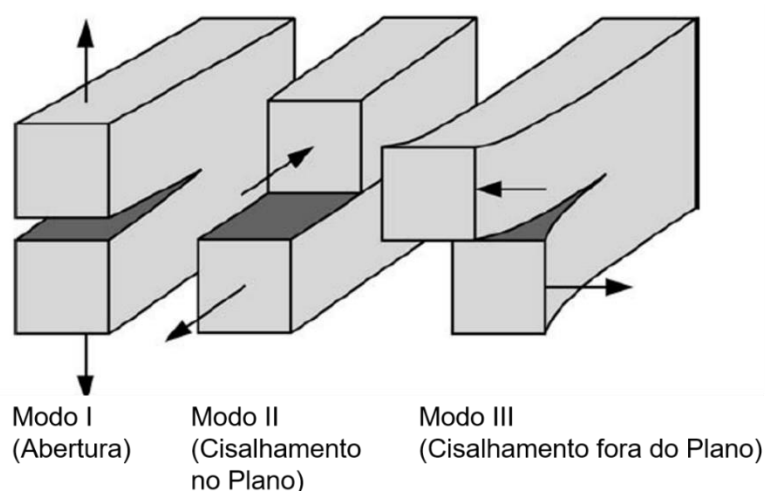
A MFLE trata da propagação instável da trinca, caracterizando um modo de fratura frágil; é usada se a ponta da trinca em um corpo é aguda e existe somente uma pequena quantidade de deformação plástica nas redondezas da ponta da trinca em materiais de elevada resistência, tais como: titânio e suas ligas (KAYAMORI et al., 2017; STROHAECKER, 2007).

Enquanto a MFEP reconhece o comportamento não linear do material, e estuda o início da propagação estável da trinca na região onde ocorre deformação plástica. Isto é, estuda a fratura de materiais dúcteis (KAYAMORI et al., 2017; STROHAECKER, 2007).

Ambas as vertentes da mecânica da fratura estão relacionadas à propagação de uma trinca, sendo o crescimento provocado por forças atuantes na estrutura. Há, basicamente, três diferentes modos de carregamento possíveis, que são classificados em Modo I, Modo II ou Modo III de fratura.

O Modo I é o que acontece na maioria dos casos práticos, por isso é o mais estudado e corresponde ao modo de carregamento que foi utilizado neste trabalho. Neste caso, o carregamento é realizado no plano perpendicular ao plano da trinca, provocando a abertura da mesma. Esse modo é também chamado de modo trativo. Enquanto no Modo II o carregamento é aplicado paralelo as faces da trinca, resultando em um cisalhamento do plano da trinca. O terceiro modo de falha é o Modo III que corresponde ao cisalhamento fora do plano da chapa, a Figura 15 ilustra os 3 modos supracitados (ANDERSON, 2017).

Figura 15 – Modos de carregamento atuantes na fratura



Fonte: Anderson (2017).

Ao analisar um carregamento monotônico aplicado em um corpo de prova trincado, pode ser observado que seu comportamento mecânico reage de forma diferente, a depender do regime de deformação do seu material, isto é, da magnitude da sua zona plástica. A mecânica da fratura linear elástica aborda os casos para tamanhos pequenos de zona plástica, enquanto a mecânica da fratura elastoplástica aborda metodologia para o estudo de aços de alta tenacidade (GROSS et al., 2017).

2.4.1 Mecânica da fratura linear elástica

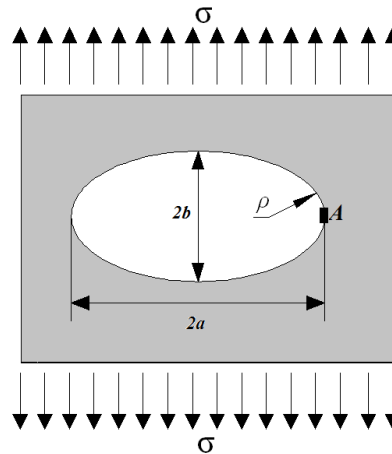
A mecânica da fratura linear elástica (MFLE) surgiu como função das limitações dos conceitos tradicionais de resistência dos materiais quanto à presença de descontinuidades internas ou superficiais, como as trincas, introduzindo assim o conceito dos fatores de intensidade de tensão, por volta de 1920 (HERTZBERG, 1996).

O seu desenvolvimento ocorreu, principalmente, durante a Segunda Guerra Mundial, pois neste período houve várias fraturas catastróficas em tanques, navios e tubulações, que resultaram em uma fratura frágil, em materiais até então com comportamento dúctil. Antes deste acontecimento, o estudo de aplicabilidade de um determinado material baseava-se na resistência dos materiais, que eram considerados isotrópicos e sem defeitos, e a integridade estrutural utilizava como parâmetro principal a tensão máxima aplicada em serviço. Entretanto, percebeu-se falhas neste modo de avaliação da integridade estrutural, e isto motivou estudo mais aprofundados a respeito dos comportamentos dos materiais (GROSS et al., 2017).

O embasamento teórico da MFLE teve origem a partir da Teoria de Inglis, que foi a primeira teoria equacionada a tratar dos efeitos da concentração de tensões. Esta teoria foi desenvolvida por volta de 1913, e estuda o efeito de um furo elíptico em uma placa de dimensões infinitas, conforme representado na Figura 16 (CASTRO E MEGGIOLARO, 2009; HERTZBERG, 1996).

Inglis desenvolveu uma equação para a tensão aplicada no ponto *A* (extremidade maior do eixo da elipse), indicada na Equação (1), onde mostra que a tensão na ponta da trinca é influenciada pela tensão aplicada ao sólido e da relação comprimento da trinca no semieixo maior e do raio da curvatura ($\rho=b^2/a$).

Figura 16 – Esquema de um furo elíptico em uma placa com carregamento



Fonte: STROHAECKER (2007).

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

Onde:

σ_A é a tensão aplicada no ponto A, indicado na Figura 16.

σ é a tensão aplicada ao sólido;

a metade do comprimento da trinca no semieixo maior.

Caso o raio da curvatura seja muito menor que o tamanho da trinca, a Equação 1, pode ser simplificada na Equação (2):

$$\sigma_A = 2\sigma\sqrt{a/\rho} \quad (2)$$

O termo $(2\sqrt{a/\rho})$ é o fator de concentração de tensões K_t . *Griffth* desenvolveu mais estudos nesta área e incluiu as considerações termodinâmicas (GROSS et al., 2017; HERTZBERG, 1996).

Em 1920, *Griffth* desenvolveu a primeira equação matemática relativa à mecânica da fratura, que estudou a propagação de trinca em vidros. Ficando estabelecido um critério para a propagação da trinca, onde afirma que para haver a propagação da trinca deve haver diminuição da energia total do sistema (GROSS et al., 2017; HERTZBERG, 1996).

Sua teoria foi baseada em uma placa infinita de largura B , contendo uma trinca de tamanho $2.a$, conforme pode ser visto na Figura 17, sujeita a um carregamento

uniforme, σ . Logo, aplicando as equações de energia elástica do corpo trincado, da energia de superfície, e fazendo as devidas substituições, ele chegou à equação referente à tensão de fratura, para o estado plano de tensão, que é dada pela Equação (3): (STROHAECKER, 2007).

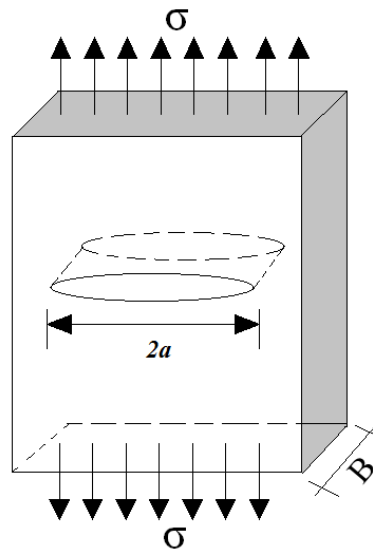
$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (3)$$

Onde:

γ_s é a energia de superfície específica.

E é o módulo de elasticidade do material.

Figura 17 – Modelo de análise proposto por Griffith



Fonte: STROHAECKER (2007).

Esta equação é válida para materiais frágeis e, como citado, foi formulada levando em consideração o balanço de energia.

A MFLE também pode ser formulada a partir do fator de intensidade de tensão K_T , proposta por *Irwin*, em 1956. A partir deste estudo, foi introduzido a energia de deformação plástica (γ_p) e da taxa de liberação de energia (G). *Irwin* modificou a teoria de *Griffith* para ser aplicado em materiais metálicos com baixa tenacidade, mas levou em consideração o grau de deformação plástica na ponta da trinca antes da fratura (ARAÚJO, 2016; HERTZBERG, 1996).

A MFLE permite avaliar o campo de tensão na ponta da trinca, e entender sua relação com outros parâmetros, como: tamanho e geometria da trinca, e tensão aplicada. Daí consegue-se avaliar as propriedades de fratura de um determinado material, baseando no que se chama de fator de intensidade de tensão (K) (ARAÚJO, 2016).

Esta relação é dada pela Equação (4), que define a tensão (σ_{ij}) em um dado ponto do material, posicionado a uma distância r da ponta da trinca, com uma inclinação θ do plano da trinca e da função trigonométrica ($f_{ij}(\theta)$) conhecida (ARAÚJO, 2016; STROHAECKER, 2007).

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot f_{ij}(\theta) \quad (4)$$

O fator intensidade de tensão (K) fornece parâmetros macroscópico os quais permitem projetar estruturas mais seguras. Fornecendo, também, conceitos básicos para o desenvolvimento de materiais mais tenazes.

A partir da teoria da elasticidade e da distribuição de tensão na extremidade de uma trinca, chega-se a Equação (5), que é uma variação da equação proposta por *Irwin* (FAN et al., 2014; HERTZBERG, 1996).

$$K_I = Y \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (5)$$

Onde:

K_I é o fator de intensidade de tensão para o modo trativo que a carga opera sobre a trinca;

σ é a tensão nominal aplicada;

Y é referente forma do defeito e a do tamanho da trinca;

Este valor é que caracteriza um material quanto a sua resistência à fratura de um material contendo uma trinca.

A MFLE adota como critério de falha o valor de K_{IC} (valor de K_I de magnitude crítica), pois a partir dessas condições dá-se início a propagação da trinca. Logo, baseado neste critério, quando $K_I > K_{IC}$ ocorre a propagação da trinca (FENGH et al., 2018).

As normas ASTM E399, ASTM E1820-11 e BS 7448-1 estabelecem metodologias experimentais para determinar o valor de K_{IC} . Este valor representa a máxima triaxialidade de tensão possível na ponta da trinca. O valor é estimado a partir da espessura do corpo de prova, que impõe restrições quanto a sua espessura (B) dada pela Equação 6:

$$B \geq 2,5 \cdot \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (6)$$

Onde:

σ_y é a tensão média entre a tensão última de resistência a tração e a tensão de limite de escoamento.

K_{IC} é o fator de intensidade de tensão crítico para o modo I.

A mecânica da fratura linear elástica normalmente é utilizada para materiais que apresentam características frágeis. Pode também ser aplicada a materiais espessos que induzem um estado de deformação plana (EDP), e para chapas finas com estado de tensão plana (ETP). Os materiais que apresentam essas características normalmente são as ligas de alumínio e titânio de aplicação aeronáutica (ANDERSON, 2017; FENG et al., 2018).

Nos casos de aços mais tenazes, a ponta da trinca possui uma grande zona plástica e a componente estrutural apresenta um comportamento plástico na sua fratura. Portanto, não é indicado a utilização apenas do fator de intensidade de tensão, mas sim de um outro parâmetro que descreve a iniciação e propagação da trinca para esses tipos de materiais, que é o caso do CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*).

2.4.2 Mecânica da fratura elastoplástica

Limitações da MFLE frente a materiais estruturais com maior tenacidade levaram ao desenvolvimento da mecânica da fratura elastoplástica (MFEP). A produção de aços de grande resistência e tenacidade motivou a elaboração de metodologias que descrevessem o comportamento de materiais elasto-plásticos. As propriedades de fratura desses materiais são obtidas através da MFEP, pois, considera o aumento da zona plástica frente a trinca quando os flancos da trinca se separam (KAYAMORI et al., 2017).

A integral J e o CTOD são os dois principais critérios de fratura utilizados para medir a tenacidade à fratura na ponta da trinca. O CTOD foi proposto por *Wells*, que se baseou na abertura normal dos flancos da trinca em relação à ponta da trinca, e concluía que o arredondamento na ponta da trinca era provocado pela deformação plástica. Para determinar o CTOD, tem-se as normas BS 7448 – 1, ASTM 1820 e ASTM E 1290. A integral J é um método que foi proposto por *Rice*, e que estima o campo de tensão na ponta da trinca através de uma integral de linha que preenche um contorno arbitrário. O método para determinar a Integral J é descrito na norma ASTM E 1820-11 (KAYAMORI et al., 2017).

2.4.2.1 Método de medição do CTOD

O CTOD é um dos métodos utilizados para a avaliação da propagação da trinca em um material com elevada tenacidade. A sua denominação vem do inglês, *Crack Tip Opening Displacement*, e é uma técnica que se baseia em avaliar a tenacidade de um material, em relação a abertura das bocas da trinca (ARAÚJO, 2016; KAYAMORI et al., 2017). Uma das formas mais comuns para avaliar o CTOD é analisar o deslocamento normal ao plano da trinca, em relação à posição original da ponta da trinca, quando um carregamento monotônico é aplicado em uma trinca inicialmente pontiaguda.

Esta técnica foi desenvolvida por *Wells*, em 1960, que percebeu que o considerável arredondamento da ponta da trinca era diretamente proporcional à tenacidade do material. Esta técnica pode ser aplicada para estabelecer, quantitativamente, tamanhos de trincas máximos e tensões de projetos críticas. Quando se utiliza o CTOD para a avaliação da tenacidade do material, leva-se em consideração, que para tipo de material, existe um valor de CTOD crítico (δ_c), que é o estado limite para a propagação da trinca (BRANCO et al., 1986; GROSS et al., 2017). *Weels* em seu experimento considerou uma chapa infinita contendo uma trinca plana vazante, e voltou seus estudos para expressões desenvolvidas para materiais elásticos. A partir daí ele realizou análises que relacionavam o CTOD (δ), ao fator de intensidade de tensões K_I , chegando a Equação 7.

$$\delta = \frac{4 \cdot K_I^2}{E \cdot \pi \cdot \sigma_{LE}} \quad (7)$$

Onde:

δ é o valor do CTOD;

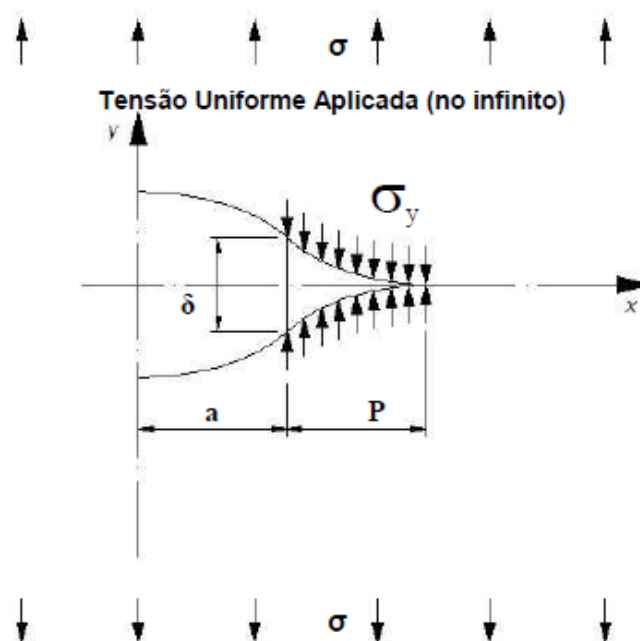
K_I é o fator de intensidade de tensão no modo I de solitação;

E é o módulo de elasticidade do material;

σ_{LE} é a tensão de limite de escoamento.

Estudos posteriores, realizados por *Burdekin e Stone*, avaliaram uma chapa infinita contendo uma trinca de comprimento $2.a$, onde esta chapa era submetida a uma tensão trativa, baseados no modelo desenvolvido por Dugdale, conforme pode ser visto no esquema da Figura 18.

Figura 18 – Modelo esquemático desenvolvido por Dugdale



Fonte: SOUZA (2011).

Observou-se que esse carregamento desenvolveu na ponta da trinca uma zona plástica de comprimento P , que tem tensão uniforme e constante ao escoamento do material nesta região, e assim seria possível estimar o tamanho desta região plástica ao redor da trinca (SOUZA, 2011).

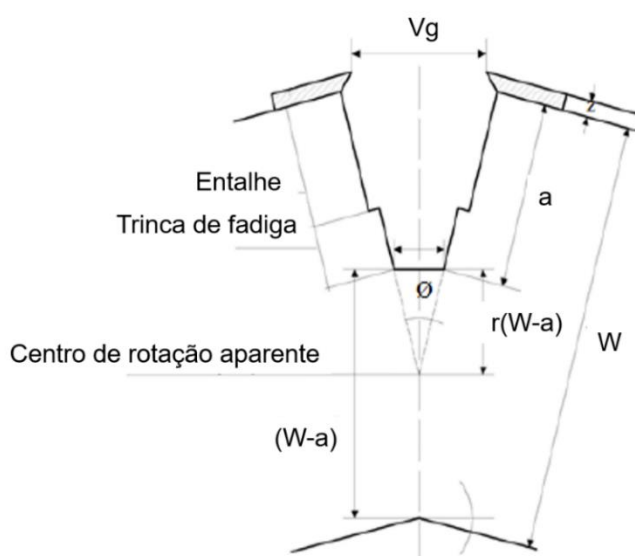
Burdekin e Stone chegaram a seguinte expressão (Equação 8):

$$\delta = \frac{8 \cdot \sigma_y \cdot a}{E \cdot \pi} \cdot \ln \left[\sec \left(\frac{\pi \cdot \sigma}{2 \cdot \sigma_y} \right) \right] \quad (8)$$

Dawes propôs uma nova expressão para o desenvolvimento do cálculo do CTOD, baseado na expressão desenvolvida por *Burdekin e Stone*. Ele adicionou ao

seu experimento um extensômetro (*clip-gage*) para monitorar a abertura das faces da trinca durante o carregamento. Esse extensômetro mede a abertura da boca da trinca (V_g) e relaciona com a abertura da ponta da trinca. Essa relação é feita a partir de um centro de rotação aparente no corpo de prova, localizado a uma distância r ($w-a$) abaixo da extremidade da pré-trinca de fadiga. O entalhe usinado mais a trinca de fadiga gira em torno desse centro de rotação aparente, formando um ponto de deslocamento nulo. Conforme pode ser visto no esquema da Figura 19 (SOUZA, 2011).

Figura 19 – Representação da abertura da boca da trinca



Fonte: SILVA (2013).

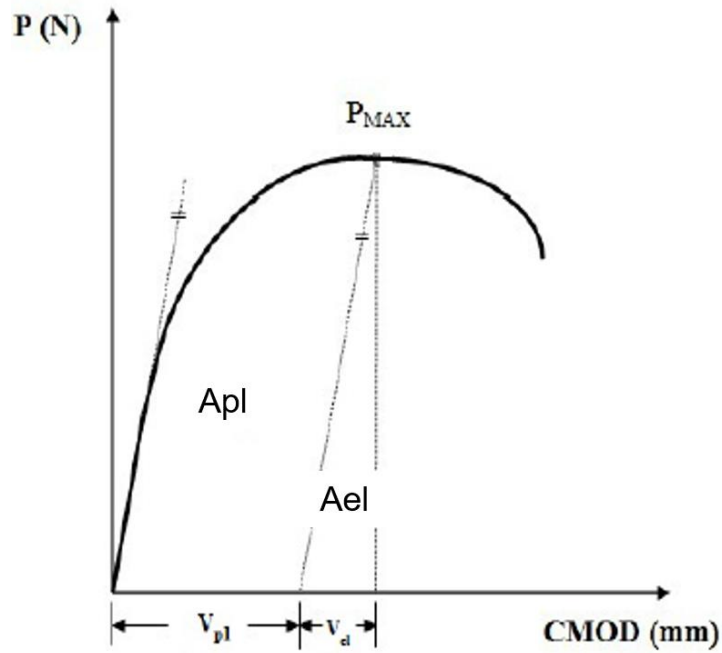
Após a adição do extensômetro, os cálculos para o CTOD ficaram relativamente mais simples e as normas técnicas passaram a descrever como se obtém o valor final do CTOD utilizando relações matemáticas. Como exemplo, tem-se a norma ASTM 1820, que foi a utilizada no presente estudo.

Para o cálculo total do CTOD devem ser consideradas as deformações plástica e elástica, conforme mostrado na Equação 9

$$\delta = \frac{\delta_{el} + \delta_{pl}}{m \cdot \sigma_Y} \quad (9)$$

A Figura 20 mostra essa separação entre as duas regiões: elástica e plástica.

Figura 20 – Gráfico após o ensaio de CTOD: componentes plásticas e elásticas



Fonte: SILVA (2013).

O valor da componente plástica de CTOD (δ_{pl}) é determinado por semelhança de triângulo a partir do deslocamento de V_g . A norma ASTM 1820 fornece expressões matemáticas para esse cálculo, conforme pode ser visto na Equação 10

$$\delta_{pl} = \frac{\eta_{pl} A_{pl}}{B_N b_0} \quad (10)$$

Onde:

A_{pl} : é o valor da área referente a deformação plástica, que está associado ao valor V_g do deslocamento medido pelo extensômetro de fratura;

η_{pl} : fator elástico, calculado por: $3,667 - 2,199 \left(\frac{a_{(i-1)}}{W} \right) + 0,437 \cdot \left(\frac{a_{(i-1)}}{W} \right)^2$

a : é comprimento da trinca inicial;

W : é a largura do corpo de prova;

$b_0 = W - a_0$ – valor remanescente do CP;

B_N – espessura do CP após o entalhe lateral.

A componente elástica do CTOD é calculada a partir da expressão da Equação

$$\delta_{el} = \frac{K_I^2}{E \cdot \sigma_{LE}} \left(\frac{1 - \nu^2}{2} \right) \quad (11)$$

Onde:

ν é coeficiente de Poisson.

E é módulo de Young.

K_I – é o fator de intensidade de tensão, calculado pela Equação 12.

$$K_I = \left[\frac{P_i \cdot S}{(B \cdot B_N)^{\frac{1}{2}} \cdot W^{\frac{3}{2}}} \right] f\left(\frac{a_i}{W}\right) \quad (13)$$

Onde:

P_i : é a carga aplicada;

S : distância entre apoios;

B : espessura do CP;

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

A fratura do material irá ocorrer quando o CTOD atingir o valor crítico, que corresponde à propagação instável da trinca, neste momento o carregamento máximo é atingido e se obtém o valor da abertura na ponta da trinca. Esse método caracteriza a capacidade de um material se deformar plasticamente, antes da ruptura, através do tamanho da abertura da pré-trinca de fadiga existente no corpo de prova (SOUZA, 2011).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram produzidas juntas soldadas por processo híbrido laser-arco com FCAW e GMAW, as quais foram submetidas a caracterização microestrutural e mecânica. A seguir serão descritos detalhadamente os materiais e métodos utilizados no presente trabalho.

3.1 MATERIAIS

No presente trabalho foi utilizado o aço API 5L X70, fornecido pela Petrobras, em parceria com o Firjan Senai-RJ. Esse aço foi produzido por laminação controlada.

Na Tabela 3 é apresentada a composição química do aço em questão, obtida por espectrometria de emissão ótica da Bruker, modelo Q4 TASMAN essas análises foram realizadas no INTM. Foram realizadas queimas em regiões distintas no metal de base, e ao final retirado a média da composição de cada elemento.

Tabela 3 – Composição química do aço X70

<i>Elemento</i>	<i>%C</i>	<i>%Si</i>	<i>%Mn</i>	<i>%P</i>	<i>%S</i>	<i>%Cr</i>	<i>%Mo</i>
	0,084	0,358	1,355	0,013	0,00073	0,028	0,07
<i>Elemento</i>	<i>%Ni</i>	<i>%Cu</i>	<i>%Nb</i>	<i>Ti</i>	<i>%V</i>	<i>%W</i>	<i>%Fe</i>
	0,576	0,027	0,045	0,011	0,016	<0,005	Balanço

Fonte: A autora (2023).

3.2 PREPARAÇÃO DOS TUBOS DE AÇO API 5L X70

As amostras do aço X70 eram na forma de secções de tubos com uma espessura de parede de 16 mm. A partir dessas amostras, foram confeccionados corpos de provas para posterior soldagem e análises referentes as juntas soldadas.

Antes da soldagem todas as chapas passaram pela usinagem, onde houve a preparação do chanfro em U, conforme mostra a Figura 21. Com uma face de raiz de 10 mm e um gap de 0,4 mm. Para garantir a fixação deste gap, foram feitos pontos de soldas manuais nas extremidades das uniões e um ponto autógeno no centro e os 6 mm de profundidade formavam um ângulo de chanfro de 60°.

Após a preparação do chanfro, as amostras foram submetidas à limpeza mecânica por lixamento com um disco flap em lixadeira elétrica manual, estando prontas para a soldagem.

A soldagem foi realizada no laboratório de soldagem do Firjan Senai-RJ, em duas etapas: o primeiro passe foi realizado com a soldagem híbrida laser-arco, que uniu a face da raiz e os outros 6 mm foram preenchidos FCAW ou GMAW. Todos os processos consistiram em soldagem de topo.

Figura 21 – Esquema do chanfro em U



Fonte: A Autora (2023).

3.3 EQUIPAMENTOS DE SOLDAGEM

As soldas produzidas no Centro de Tecnologia SENAI de Solda do Rio de Janeiro, foram realizadas em uma célula robotizada de soldagem TruLaser Robot 5020 da Trumpf, conforme mostra a Figura 22. O equipamento utiliza como fonte de laser um disco Yb:YAG, de comprimento de onda 1030 nm, e uma faixa de potência de 320 a 8000 W.

Todas as amostras foram fixadas na mesa de soldagem, observando o alinhamento da peça a ser soldada com o do cabeçote de soldagem. Por ser um processo bastante sensível e com muitas variáveis, fez-se necessário seguir um roteiro cuidadoso, para garantir uma boa qualidade da soldagem. Verificar a distância focal, a distância do *stick-out* (extensão energizada do arame eletrodo no GMAW), ajuste da distância laser-arco, inclinação da tocha do arco e programar o robô para garantir a trajetória correta. Posteriormente, foram realizadas as soldagens, nas configurações *laser leading* e *arc leading*. As juntas que demonstraram as melhores características foram as laser leading, por isso todas as análises foram realizadas nessa configuração.

Figura 22 – Equipamento de soldagem HLAW do Firjan Senai/RJ



Fonte: SENAI/RJ (2022).

O preenchimento das juntas foi realizado no robô da Fanuc especificamente para aplicações de soldagem a arco. Foram tanto realizados preenchimento usando o FCAW quanto o GMAW. A Figura 23 mostra o equipamento utilizado.

Figura 23 – Equipamento de soldagem a arco



Fonte: SENAI/RJ (2022).

3.4 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM DO AÇO X70

As amostras foram postas na mesa de soldagem e verificados o seu posicionamento referente ao cabeçote do laser e da tocha do arco. O pré-aquecimento da região da soldagem foi de aproximadamente 200 °C, realizado com o auxílio de um maçarico e um termômetro para monitoramento da temperatura desejada.

As Tabelas 4 e 5 explicitam os parâmetros que foram utilizados nos dois processos de soldagem utilizados. O primeiro foi o passe da face da raiz, executado mediante o processo de soldagem híbrida laser-arco e que preenchia os 10 mm. Os outros 6 mm, referentes aos passes de enchimento, foram realizados FCAW e GMAW.

Tabela 4 – Parâmetros de soldagem das juntas com preenchimento FCAW

	Raiz	Enchimento
Processo	HLAW/GMAW	FCAW
Tensão (V)	24,9	31
Corrente (A)	257	235
Velocidade de alimentação (m/min)	11,6	10,2
Velocidade de soldagem (m/min)	1,74	0,54
Potência (W)	7265	-
Número de passes	1	5
Abertura da junta (mm)	0,4	-
Gás de proteção	8% de CO ₂ e 92% Ar	100% CO ₂
Vazão do gás (l/min)	20	22
Stick-out (mm)	15	20
Distância focal (mm)	5	-

Fonte: A Autora (2023).

Tabela 5 – Parâmetros de soldagem das juntas com preenchimento GMAW

	Raiz	Enchimento
Processo	HLAW/GMAW	GMAW
Tensão (V)	27,5	30
Corrente (A)	257	340
Velocidade de alimentação (m/min)	11,6	13,2
Velocidade de soldagem (m/min)	1,74	0,96
Potência	7265	-
Número de passes	1	5
Abertura da junta (mm)	0,4	-
Gás de proteção	8% de CO ₂ e 92% Ar	8% de CO ₂ e 92% Ar
Vazão do gás (l/min)	20	22
Stick-out (mm)	15	20
Distância focal (mm)	5	-

Fonte: A Autora (2023).

As Tabelas 6 e 7 apresentam a composição química fornecida pelo fabricante dos arames usados no processo FCAW e GMAW, respectivamente.

Tabela 6 – Composição química do arame utilizado no processo FCAW

Material	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Cr	%Ni	%Cu	%Mo
E71T-1C	0,0414	1,13	0,068	0,0076	0,420	0,0289	0,0153	0,0286	0,0042

Fonte: A Autora (2023).

Tabela 7 – Composição química do arame utilizado no processo GMAW

Material	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Cr	%Ni	%Cu	%Mo
E80C-Ni1	0,0444	1,39	0,003	0,0092	0,415	0,0440	0,894	0,0410	0,119

Fonte: A Autora (2023).

3.5 ANÁLISE METALOGRÁFICA DO AÇO X70

Conforme mencionado, as amostras foram soldadas no Firjan Senai-RJ e trazidas a UFPE para a realizações das análises. Inicialmente foram cortadas no sentido transversal, na serra de fita da Franho FM 3700HM e as seções de estudos específicas foram cortadas utilizando tanto a cortadeira semi-automática, modelo DiscoTom-10 da fabricante Struers, quanto a cortadeira de precisão, modelo Accutom-100, ambas da fabricante Struers, e disponibilizados pelo INTM.

Após realização dos cortes, as amostras foram embutidas em um material polimérico, utilizando a embutidora semi-automática, modelo Citopress-30 Struers, disponível no laboratório do CompoLab. Em seguida, foram submetidas à preparação metalográfica: lixamento com lixas de carbeto de silício à base de água, seguida do polimento em pasta de diamante, ambos realizados na lixadora/politriz semiautomática, modelo Tegramin 20, disponível no INTM. Posteriormente, foram realizados ataques químicos com Nital 2% por aproximadamente 25 s, para a visualização das fases presentes na microestrutura das amostras. Finalmente, os corpos de prova foram lavados com água destilada e álcool etílico, e secados com o auxílio de um soprador térmico.

Após a preparação metalográfica, deu-se início a análise microestrutural da região de soldagem, com base na norma ASTM E3. Foi utilizado um microscópio ótico invertido (modelo Axio Lab A1, da Zeiss), acoplado com uma câmera digital Axicam 105 color e software Zeiss Blue. Todas estas análises foram realizadas no CompoLab-LBC.

Enquanto a caracterização macroestrutural foi realizada utilizando um estereoscópio Zeiss, modelo STEMI 200 com câmera digital Axiocam 105 Color acoplada e com o software associado Zeiss Blue, disponível no INTM.

Finalmente, foram realizadas medições da composição química na zona fundida das juntas no INTM, utilizando o espectrômetro de emissão óptica da Bruker, modelo Q4 TASMAN.

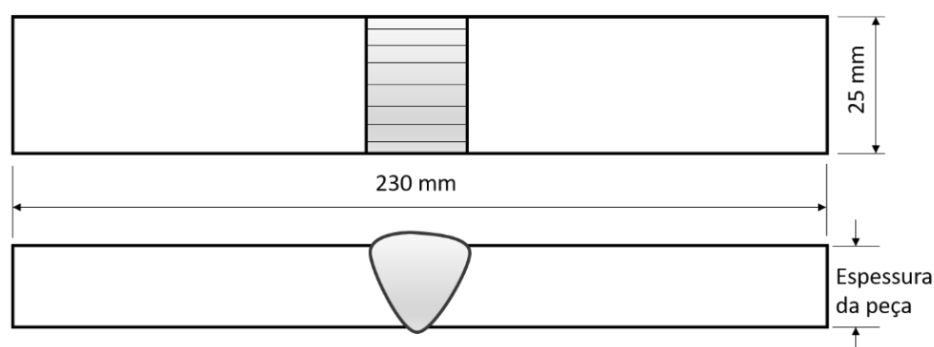
3.6 TESTES DE TRAÇÃO DO AÇO X70

Para determinar as propriedades mecânicas de tração foram retiradas amostras no sentido transversal das juntas soldadas, utilizando a norma API 1104: 2013, com espessura igual à da chapa original. Foram extraídos três corpos de prova

de cada tipo de junta. O cordão foi posicionado perpendicularmente ao eixo de deslocamento da máquina.

Os testes de tração foram realizados à temperatura ambiente, em uma máquina de ensaio mecânico universal da MTS de carga máxima de 2000 kN, modelo Exceed E64, localizada no INTM. As dimensões dos corpos de prova de tração são apresentadas na Figura 24.

Figura 24 – Desenho esquemático dos corpos de prova para tração



Fonte: A Autora (2023).

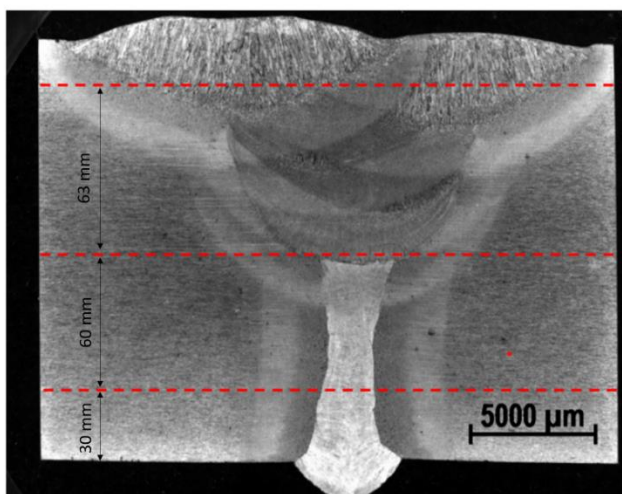
A partir destes ensaios foi possível determinar valores de tensão limite de resistência a tração e a tensão de escoamento.

As superfícies de fratura foram analisadas no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), modelo MIRA3, da Tescan, instalado no INTM.

3.7 MICRODUREZA VICKERS DO AÇO X70

Os ensaios de microdureza foram realizados no perfil da soldagem, utilizando-se um o Microdurômetro Emcotest Durascan, modelo G5, com capacidade de 0,25 kgf a 62,5 kgf, localizado no CompoLab-LBC. Foram realizadas três linhas transversais em cada amostra, como esquematizada na Figura 25, pois como foram utilizados processos diferentes de soldagem, pode ser revelado diferenças significativas de dureza entre estas regiões (face de raiz e preenchimento) e também avaliar as zonas de multi-passes. Todos os ensaios foram baseados na norma ASTM E384-16, utilizando uma carga de 0,3 kgf e 10 s de indentação. Para fins qualitativos, foram feitos mapas de dureza em toda região soldada.

Figura 25 – Regiões explicitando as áreas da microdureza



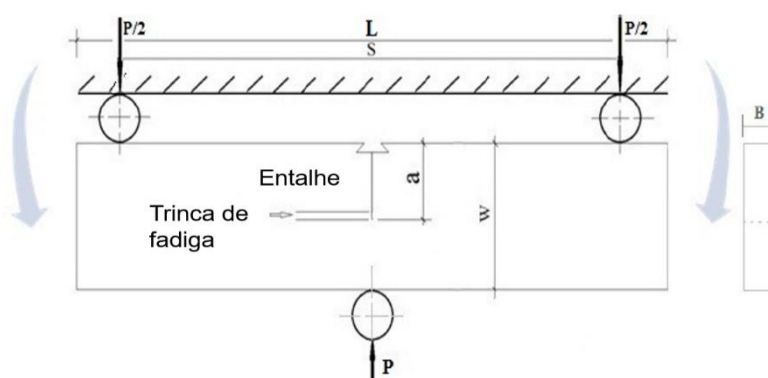
Fonte: A Autora (2023).

3.8 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA

A medição do CTOD foi feita de forma experimental, utilizando a norma já estabelecida ASTM 1820. Este ensaio tem como objetivo determinar quanto um material resiste à propagação de uma trinca.

Os corpos de provas utilizados nesses ensaios são normalizados, sendo necessário o prévio entalhe e a pré-trinca por fadiga. Foram utilizados corpos de prova de flexão em três pontos (SE(B)), conforme mostra a Figura 26.

Figura 26 – Representação esquemática de um corpo de prova SE(B)



Fonte: A Autora (2023).

A norma indica que o comprimento nominal do entalhe mais a pré-trinca de fadiga esteja entre 0,45 e 0,55 W. Os entalhes foram do tipo *narrow*, usinados em uma

máquina de eletrerosão a fio, modelo MD+PROIII, da Mitsubishi, que fica localizado no laboratório de usinagem do INTM. A Figura 27 mostra detalhe do entalhe usinado.

Figura 27 – Entalhe usinado para realização de pré-trincamento por fadiga



Fonte: A Autora (2023).

O procedimento para a realização da pré-trinca por fadiga foi realizado em uma máquina para ensaios mecânico servo-hidráulica, modelo LANDMARK, da MTS, instalada no INTM. A norma estabelece que o tamanho da pré-trinca deve ser de 1,3 mm ou 2,5% da espessura W . O principal objetivo desta pré-trinca é evitar que qualquer deformação plástica que tenha sido gerada durante a usinagem do entalhe, influencie o resultado da abertura da ponta da trinca. As aberturas das pré-trincas duraram cerca de 08:30 h. Essa propagação foi lenta a fim de evitar algum desvio da trinca para que o ensaio não fosse invalidado. Além disso, todas as amostras passaram por uma compressão lateral, e em algumas também foi realizado o entalhe lateral, que são considerados procedimentos para alívio de tensões.

O corpo de prova deve ser posicionado centralizado entre os três apoios, ficando o entalhe totalmente alinhado ao centro do cilindro central.

Os valores a carga máxima aplicada durante o pré-trincamento são calculados pela fórmula da Equação 13. Que dependem das dimensões dos CPs e do resultado do ensaio de tração.

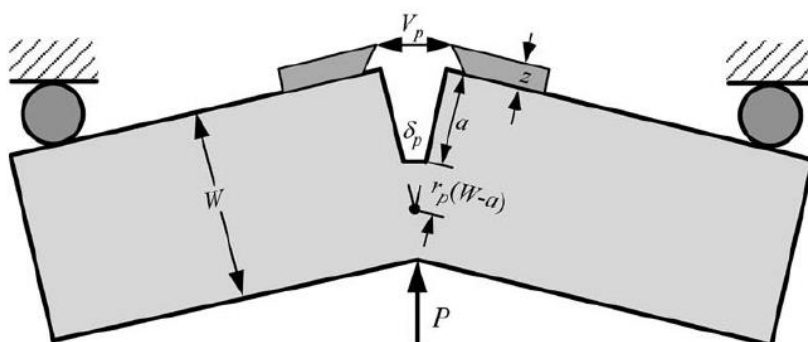
$$F_{max} = \frac{B(W - a)^2 \cdot (\sigma_{LE} + \sigma_{LR})}{4 \cdot S} \quad (14)$$

A razão das cargas de fadiga foi de $R = 0,1$.

Os ciclos de fadiga eram encerrados quando chegava no valor pré estipulado, para facilitar a visualização um risco horizontal era feito na posição final da pré-trinca. Após a abertura da trinca, verifica se o desvio máximo do crescimento da trinca é de até 10° , em relação ao eixo central do entalhe.

Após finalizada a pré-trinca o corpo de prova está pronto para o ensaio do CTOD. O mesmo procedimento que foi realizado para o posicionamento do CP durante a pré-trinca por fadiga deve ser feito, para que o crescimento da trinca ocorra no sentido do vértice do entalhe. Um extensômetro de fratura é fixado na abertura do entalhe. O ensaio também foi realizado na máquina para ensaios mecânico servo-hidráulica, modelo LANDMARK, da MTS. Os dados da carga aplicada em função da abertura da boca da trinca (CMOD) são fornecidos pelo software, MTS Teste Suite. Durante o ensaio a carga aplicada P cresce e provocará a rotação do corpo de prova em torno de um eixo de rotação. A Figura 28 mostra esse esquema.

Figura 28 – Corpo de prova SE(B) durante o ensaio de CTOD



Fonte: A Autora (2023).

O cálculo do CTOD é feito por meio desta rótula plástica, que surge devido ao ligamento remanescente. Os deslocamentos e as cargas obtidas são usados para determinar os valores de CTOD. A abertura da boca da trinca durante o ensaio se divide em duas partes, conforme já citado: ao regime elástico e ao plástico, contribuindo para o surgimento dos dois valores de CTOD, que é dado pela soma do CTOD elástico com plástico.

As etapas finais do ensaio de CTOD consiste na medição do tamanho real da trinca, que é necessário para a obtenção do CTOD de carga máxima. Após o ensaio,

o corpo de prova foi imerso em nitrogênio líquido por aproximadamente 16 minutos, e logo após foi martelado, para haver a completa separação do CP.

Após separados, pode ser feita a medição do tamanho original da trinca (a_0). A norma especifica que nove pontos equidistantes devem ser feitos ao longo do comprimento da seção da amostra e encontrado o valor médio do comprimento da trinca.

Obtido este resultado, foram encontradas todas as variáveis para o cálculo do valor de CTOD.

3.9 ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

A análise das superfícies de fratura do metal de base e da zona de soldagem foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e complementada por microscopia estereoscópica.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo estão expostos todos os resultados obtidos com o presente estudo, bem como uma discussão sobre o assunto.

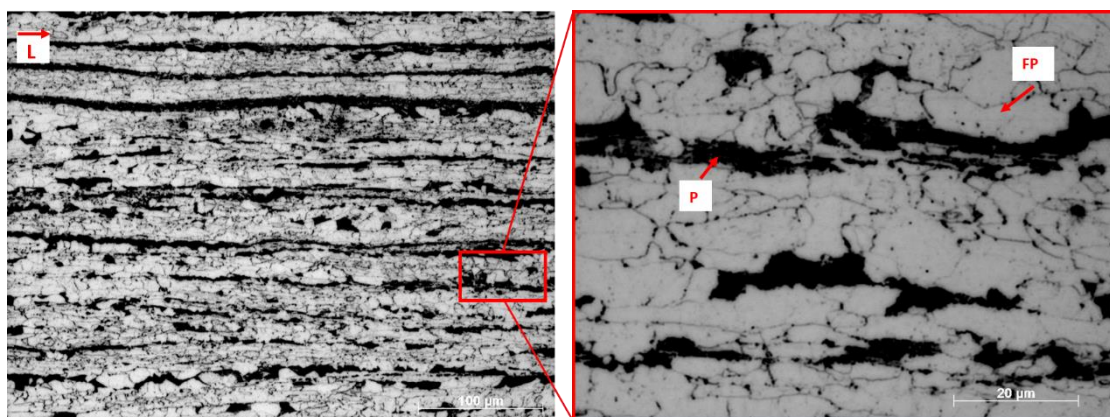
4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA

A análise metalográfica foi realizada no microscópio ótico e eletrônico de varredura. Foram feitas análises macrográficas e micrográficas de cada região da junta soldada.

4.1.1 Caracterização microestrutural do metal de base

O metal de base é o aço X70, conforme já escrito é um aço que sofreu um processo termomecânico de laminação controlada durante a sua fabricação; isso pode ser observado através microscópico óptico, conforme mostra a Figura 29. Esta micrografia mostra a presença de bandeamento, esperado devido ao seu tipo de fabricação (COLPAERT, 2008).

Figura 29 – Detalhe da microestrutura do metal de base do aço X70.



Fonte: A Autora (2023).

Esse bandeamento é formado, predominantemente, por bandas alternadas de grãos alongados de ferrita poligonal (FP) e perlita (P), com carbonetos dispersos. A predominância de ferrita deve-se ao baixo teor de carbono (0,086% C). Essa formação é devido à segregação elementos como P, Mn e Si, que inicia-se durante o processo de fabricação da chapa de aço, principalmente durante a laminação a quente (COLPAERT, 2008; QI, XIAONAN et al., 2020; SAEDI, et al., 2018).

Essa microestrutura indicada se relaciona com um aço que possui uma boa relação de ductilidade e dureza, pois a presença de ferrita confere mais ductilidade e a perlita apresenta uma dureza relativamente alta e baixa tenacidade (CHAOWEN et al., 2010; VILANNI, 2017).

4.1.2 Caracterização macroestrutural da junta soldada

Nas Figuras 30 e 31 são apresentadas a macrografia das juntas soldadas. É possível notar regiões bem distintas: a zona fundida, duas zonas termicamente afetadas e o metal de base (VILANNI, 2017). A região mais afastada da zona fundida é o metal de base, que é a região que não tem sua microestrutura modificada pelo calor (VILANNI, 2017).

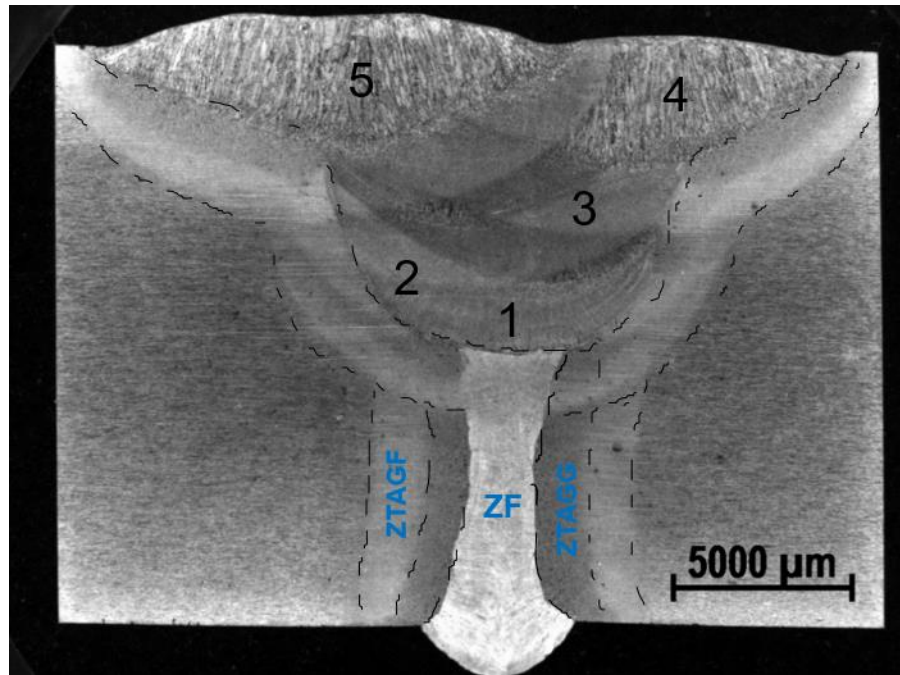
A zona fundida é toda a região central, que é formada pelo passe da face de raiz e os passes para o preenchimento. É a região de mais alta temperatura, pois é nela que há a fusão do metal de base junto com o metal de adição. Observa-se também os contornos das camadas depositadas, resultado de uma soldagem de um passe de raiz mais cinco passes de preenchimento (VILANNI, 2017; WĘGŁOWSKI et al., 2019).

A região vizinha à zona fundida é a chamada zona termicamente afetada. Essa região tem sua microestrutura afetada e alterada devido ao calor gerado durante o processo. A partir desta macro pode-se notar há presença de duas zonas termicamente afetadas, que se distinguem através da sua coloração. Para melhor detalhamento dessas regiões, são necessárias análises microscópica e de microdureza (FERNANDES, 2011; SAEDI, 2018).

Ambas as juntas utilizaram dois tipos de processos de soldagem: HLAW e FCAW ou GMAW. O primeiro passe foi feito pelo processo HLAW, e preencheu aproximadamente 10 mm da espessura da chapa, e os 6 mm restantes foram soldados com arame tubular ou *metal cored*, sendo necessário cinco passes para cada junta soldada. Por ser uma soldagem de multipasses houve diferentes ciclos térmicos e recristalização causada pelo passe seguinte. Esses diferentes aportes térmicos modificam a microestrutura e influência nas dimensões da ZTA (AYDIN et al., 2013; ZHANG e Gaom 2012).

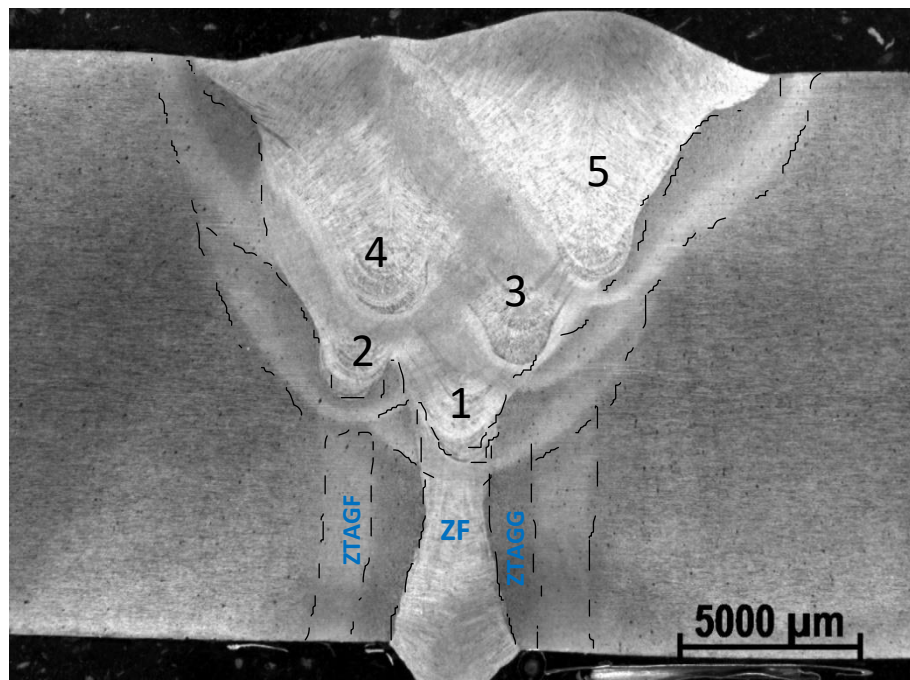
Comparando as duas macrografias, referentes às juntas soldadas (Figura 30 e 31), observa-se um maior reforço e penetração, e menor largura na junta com GMAW.

Figura 30 – Macrografia junta soldada com preenchimento FCAW



Fonte: A Autora (2023).

Figura 31 – Macrografia junta soldada com preenchimento GMAW



Fonte: A Autora (2023).

Ambas as situações observam juntas com preenchimento total e sem defeitos como vazios ou mordeduras.

Nos passes de preenchimento as características adequadas de um depósito são: maiores larguras, com baixa penetração. Nesse sentido, os depósitos realizados por FCAW resulta ser o mais adequado.

Para o caso do GMAW, o aumento na penetração seria o resultado tanto do aumento da corrente de soldagem, que passou de 235 A em FCAW para a 340 A com GMAW, quanto também pela característica do GMAW, pois é um arame que possui elevada taxa de deposição. Resultado semelhante havia sido concluído por Barnes (2009), onde menciona que maiores taxas de deposição são observadas quando utilizados arames do tipo GMAW, e por isso, pode ser utilizado maiores velocidades de soldagem nesse processo. No entanto, o último argumento é desconsiderado, já que tanto GMAW como FCAW empregam eletrodo no formato de arame contínuo.

A redução na largura e o aumento na penetração nos depósitos de GMAW não é desejável, pois implica a necessidade de maior quantidade de passes de soldagem. Essas características geométricas estão associadas à temperatura do arco, a tensão, o tipo de gás e o tipo de corrente empregada. Ao comparar os processos GMAW e FCAW podemos descartar o tipo de corrente pois ambas as juntas foram elaboradas com CDEP (corrente direta eletrodo positivo). Do ponto de vista da temperatura no arco, ela é definida por efeito Joule sendo a corrente o elemento de maior peso nesse fenômeno. Neste caso, a maior corrente no GMAW significa maior temperatura no arco, o que aumentaria tanto a penetração como a largura da poça de fusão. No entanto, o emprego de uma tensão levemente menor que em FCAW produz o efeito contrário, já que a largura do arco diminui, e nesse sentido também a largura do depósito. A maior diferença entre os processos de soldagem é por conta da mudança do gás de proteção, passando de 100% CO₂ em FCAW para 8% de CO₂ e 92% Ar em GMAW. Considerando uma temperatura do arco de 7700 °C, a condutividade térmica do CO₂ é de aproximadamente 0,025 W/cmK, quando para o Ar é de 0,12 W/cmK, sendo maioritário esse gás para o processo com GMAW, levando à formação de uma zona quente do arco mais estreita, o que explica a menor largura e maior penetração.

Finalmente, a Tabela 8 mostra a composição química da região do metal de soldagem, a que mostra que houve aumento de alguns elementos de liga, como Si, P, S, Mo e Cr, quando comparado à composição química do MB.

Tabela 8 – Composição química da região de zona fundida das juntas soldadas

JUNTA SOLDADA	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo
HLAW-FCAW	0,079	0,48	1,331	0,035	0,0047	0,028	0,075
	%Ni	%Cu	%Nb	%Ti	%V	%W	%Fe
	0,603	0,028	0,018	0,065	0,015	<0,005	Resto
HLAW-Metal cored	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Cr	%Mo
	0,081	0,301	1,38	0,0096	0,0040	0,031	0,087
	%Ni	%Cu	%Nb	%Ti	%V	%W	%Fe
	0,7100	0,026	0,020	0,057	0,017	<0,005	Resto

Fonte: A Autora (2023).

4.1.3 Caracterização microestrutural da zona fundida

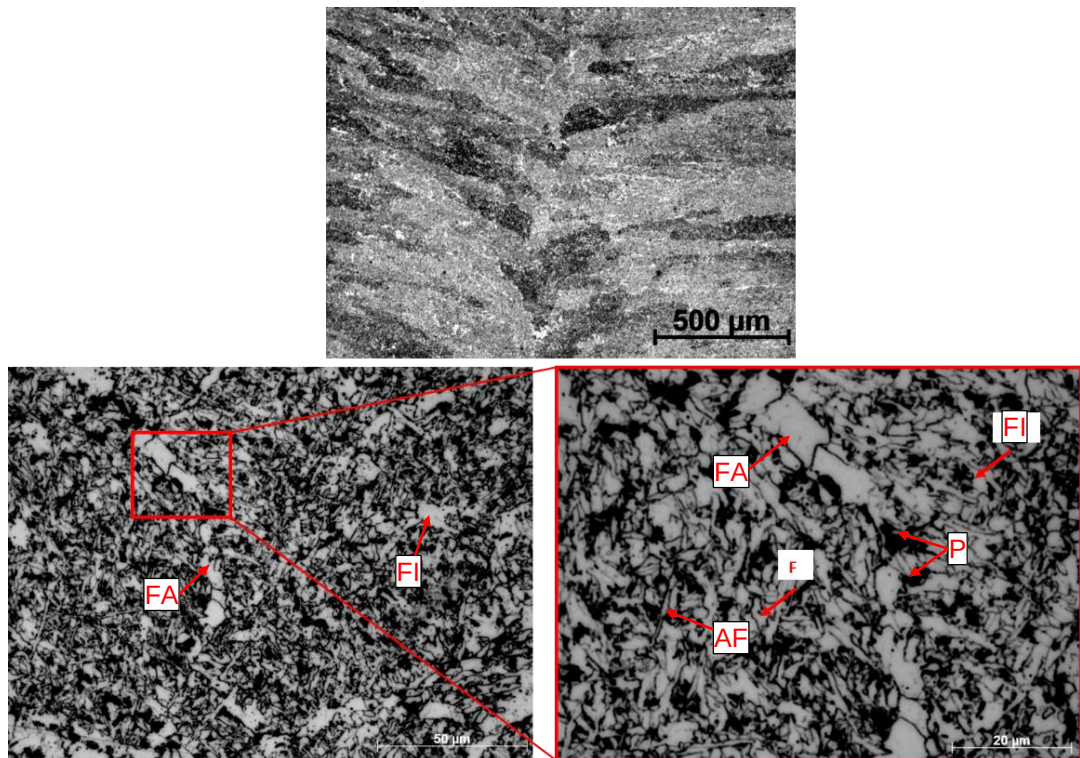
As zonas fundidas destas juntas soldadas são formadas por dois processos de soldagem diferentes, a região da raiz da junta, que utilizou o processo HLAW e o preenchimento que foi realizado com multi-passes, utilizando o GMAW ou FCAW.

4.1.3.1 Microestrutura da zona fundida formada pelo processo HLAW

As Figuras 32 e 33 mostram a região da zona fundida formada pelo processo de soldagem HLAW, das juntas com o preenchimento arame tubular e *metal cored*, respectivamente. Percebe-se a presença de grãos colunares, formados devido a liberação de calor latente de solidificação e ao distanciamento da interface sólido-líquido do metal de base, fazendo com que a temperatura do líquido nesta região se aproxime da temperatura de fusão do metal. Isto reduz a nucleação de novos grãos e os grãos passam a ser formados em direção ao líquido, tendo uma aparência mais alongada.

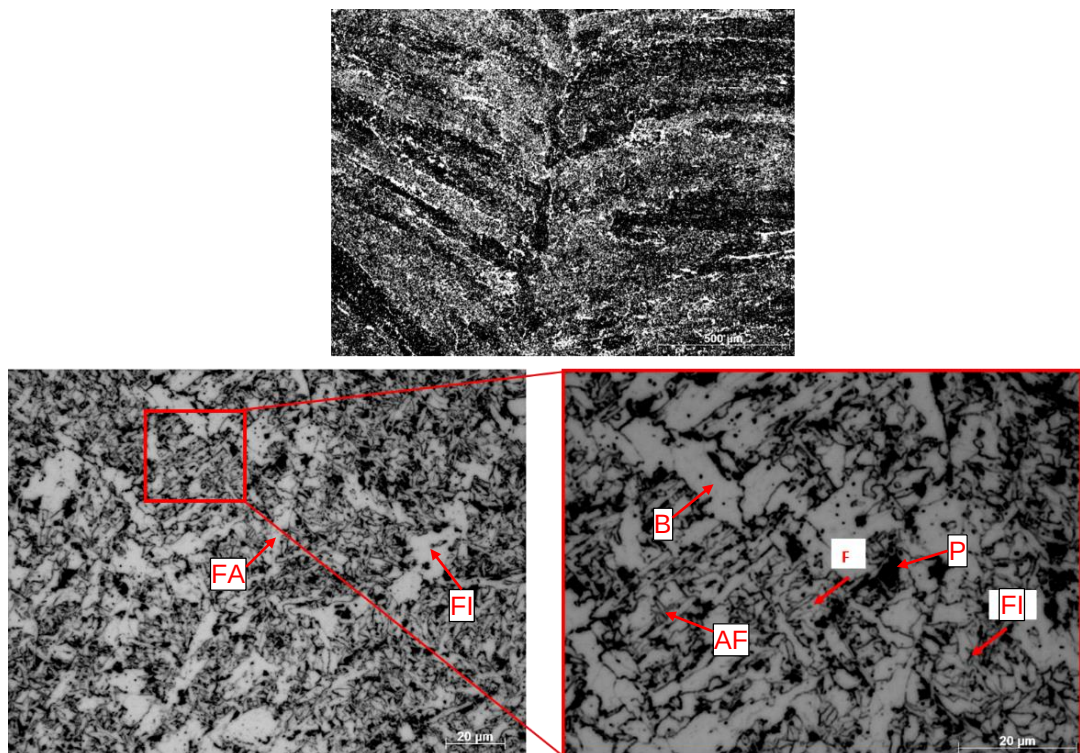
Os grãos são constituídos majoritariamente de ferrita acicular (AF), ferrita idiomórfica (FI), ferrita alotriomórfica (FA) e perlita (P). Devido à elevada velocidade de resfriamento derivada do processo laser se espera a formação de ferrita Widmanstätten (FW), bainita e martensita (GHOMASHCHI et al., 2015).

Figura 32 – Microestrutura da zona fundida HLAW com FCAW



Fonte: A Autora (2023).

Figura 33 – Microestrutura da zona fundida HLAW com GMAW



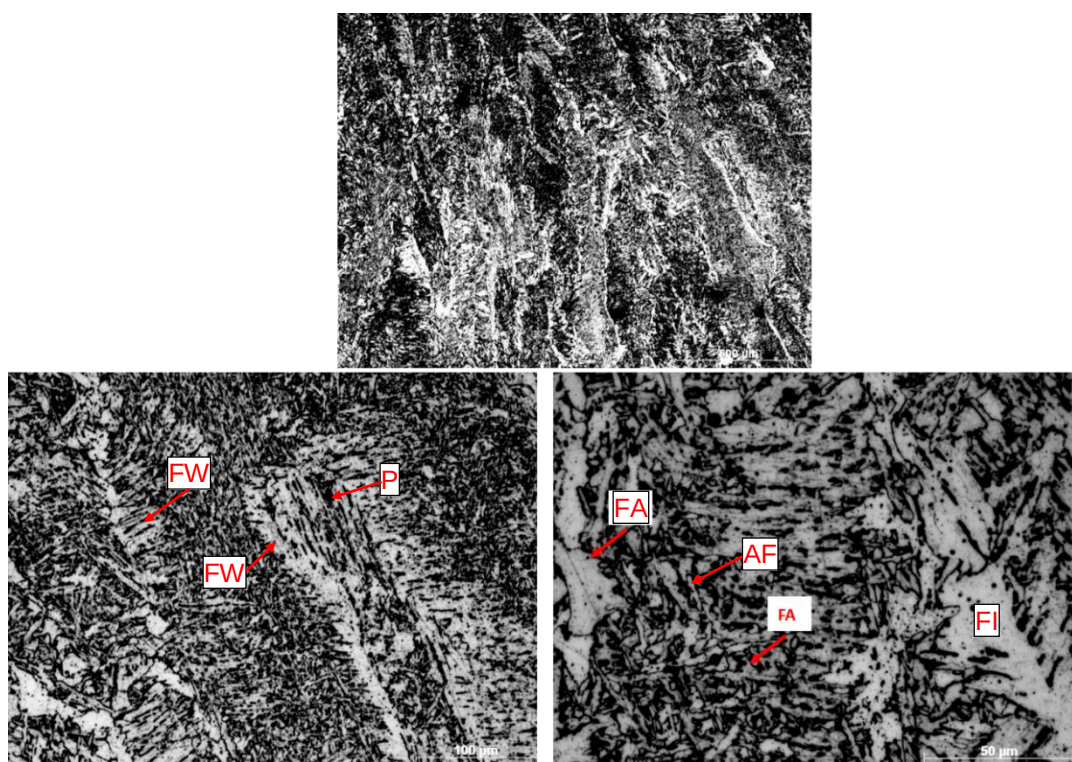
Fonte: A Autora (2023).

Como em ambas as juntas foram utilizados o mesmo processo de soldagem, alterando apenas um pouco a tensão de soldagem, nota-se semelhança nos tipos de microestruturas encontrados.

4.1.3.2 Microestrutura da zona fundida causada pelo processo de soldagem a arco elétrico

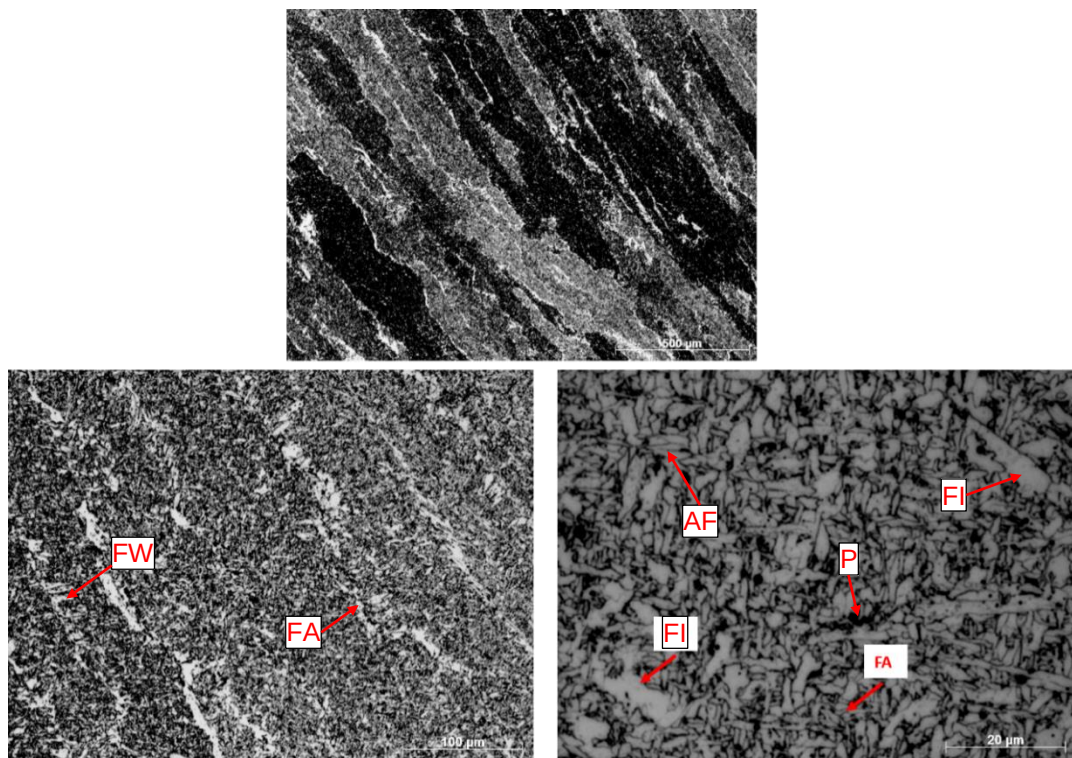
As Figuras 34 e 35 mostram a microscopia ótica da região do último passe de soldagem, tanto pelo processo de FCAW, quanto por GMAW, sendo que para ambas o aporte térmico foi calculado em 0,65 kJ/mm e 0,45 kJ/mm, considerando eficiências de 0,8 e 0,7, respectivamente. A estrutura macro apresenta a estrutura de grão alongado, igual ao do processo HLAW, porém mais curvos, pois a direção de crescimento vai mudando com o avanço da interfase sólido-líquido (S/L), o que não ocorre na HLAW, onde a direção de crescimento da interface S/L é constante.

Figura 34 – Microestrutura da ZF causada pelo processo de soldagem FCAW



Fonte: A Autora (2023).

Figura 35 – Microestrutura da ZF causada pelo processo GMAW



Fonte: A Autora (2023).

É notória a presença de ferrita Widmanstätten (FW) e alotriomorfa (FA), porém com menos presença comparados com os depósitos com a soldagem híbrida. Isto é resultado da diminuição na velocidade de resfriamento. Os depósitos com FCAW e GMAW aportam mais calor, promovendo assim mais difusão, que permite a formação de fases mais ajustadas com as novas características de resfriamento.

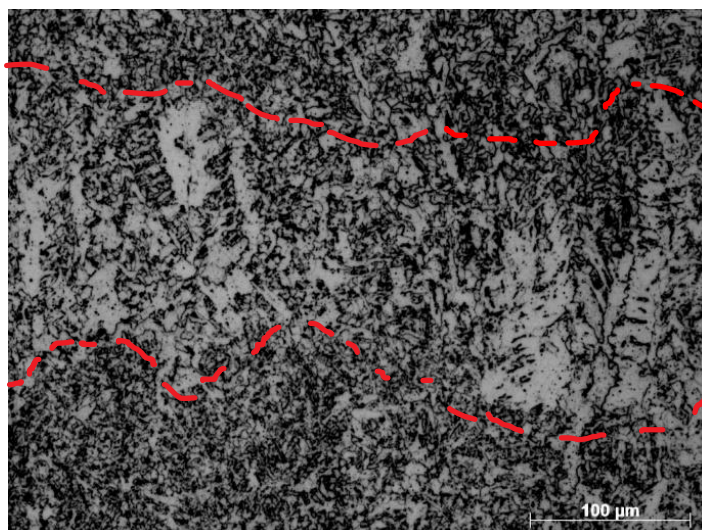
Igualmente, ambas apresentam uma estrutura clássica de ferrita primária (FP) que é o primeiro produto a se formar, a temperaturas abaixo de 1000 K (726 °C), durante a decomposição da austenita. Os grãos de ferritas alongados são, possivelmente, devido a não ocorrência de recristalização (CHEN, 2013; SA, 2002). Nota-se também a presença de ferrita acicular (FA) que são formadas por ripas de ferritas finas e alongadas, não paralelas entre si, devido à taxa de resfriamento menores (GIORGETE, 2019; WĘGŁOWSKI, 2019).

Para o caso dos depósitos com GMAW, se identifica a redução significativa na quantidade e no tamanho da perlita, a ferrita Widmanstätten e alotriomorfa, devido a maior velocidade de resfriamento, o que também explica a formação maioritária de ferrita acicular.

4.1.3.3 Microestrutur da zona fundida entre o processo HLAW e Arco

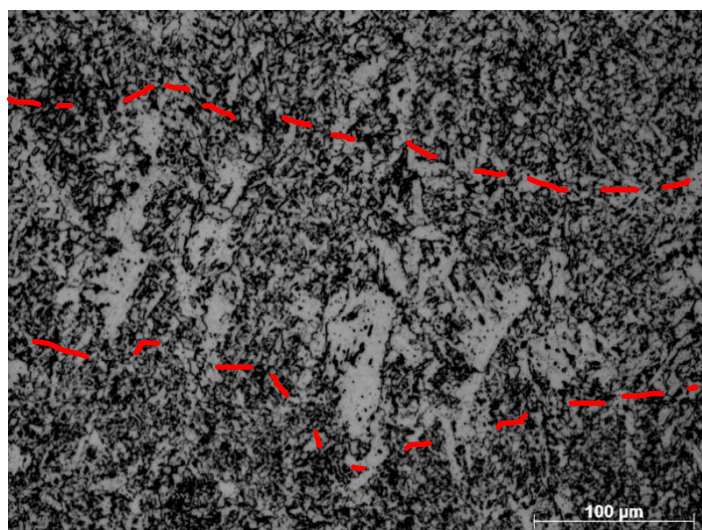
As Figuras 36 e 37 são referentes à região que houve interação entre os dois processos de soldagem.

Figura 36 – Microestrutura da ZF entre o processo HLAW e FCAW



Fonte: A Autora (2023).

Figura 37 – Microestrutura da ZF entre o processo HLAW e GMAW



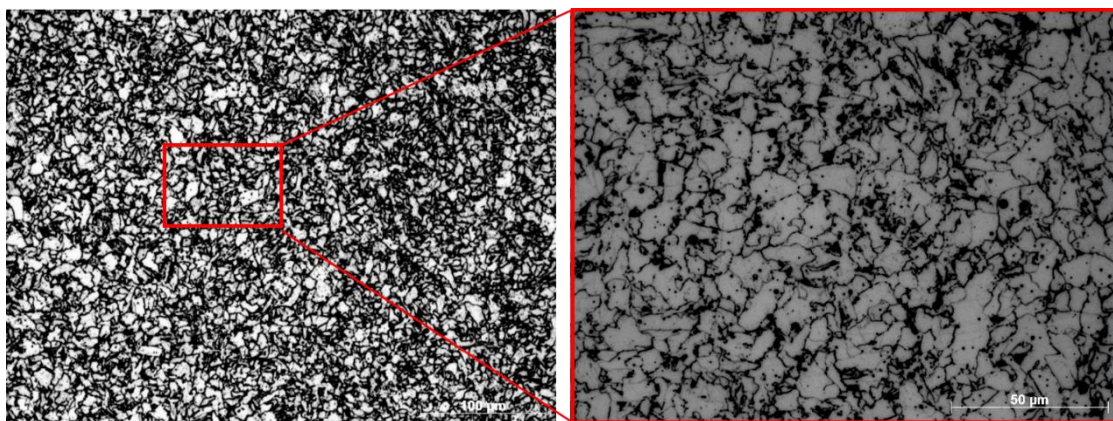
Fonte: A Autora (2023).

Nas regiões superiores e inferiores, nota-se que houve um refinamento do grão. Enquanto na região central pode ser notado a presença de grãos mais alongados de ferrita, típico de uma região que sofreu alto revenimento (MODENESI, 2001). Essa é uma região com microestruturas heterogêneas, devido aos diferentes ciclos térmicos.

4.1.3.4 Microestrutura da zona fundida causada pelo multi-passes do processo a arco

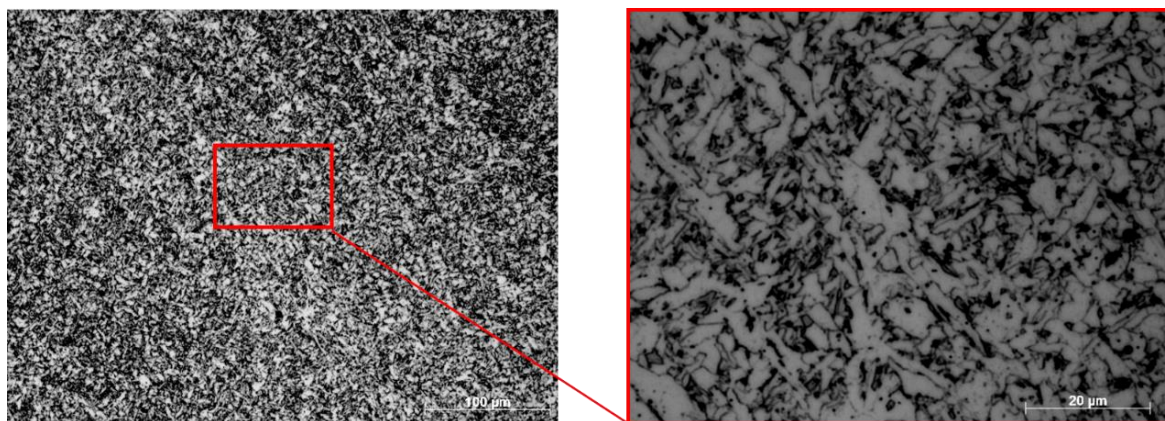
A soldagem multi-passes pode causar a reaustenitização e a subsequente transformação nesta área onde há interação entre os passes, e como consequência a formação de uma estrutura ferrítica, causada devido ao novo ciclo térmico que atinge a região, conforme pode ser visto nas Figuras 38 e 39 (VILANNI, 2017).

Figura 38 – Microestrutura da ZF causada pelo multi-passes do processo FCAW



Fonte: A Autora (2023).

Figura 39 – Microestrutura da ZF causada pelo multi-passes do processo GMAW



Fonte: A Autora (2023).

Toyoda Masao (1994) avaliou a região de interação entre dois passes de soldagem, e mostrou que pode gerar uma região conhecida como intercrítico de reaquecimento, que altera a ZTA do passe anterior, transformando em uma região de microestruturas refinadas. Analisando a microestrutura das Figuras 38 e 39, nota-se a presença de grãos pequenos e majoritariamente de ferrita poligonal para a soldagem

por FCAW, semelhante ao estudo de Toyoda Masao. No entanto, para os depósitos com GMAW, a forma da estrutura se torna acicular, o que indica que a velocidade de resfriamento é maior, o que concorda com o menor aporte térmico. A ferrita tem uma estrutura fina, típica de aços com teor muito baixo de carbono. (KRAUSS E THOMPSON; LI et al., 2014).

Como essa região é uma área que teve contato com parte da ZTA do passe anterior de soldagem e um passe subsequente, resulta nessa região refinada, pois os grãos são novamente aquecidos e passam por um novo ciclo térmico a temperaturas superiores a A_{c3} , havendo uma austenitização dessa área (LAMOZIK, 2009; WEGLOWSKI et al., 2019).

Os grãos da Figura 39 são grãos mais refinados, quando comparados aos da Figura 38, devido ao maior aporte térmico da soldagem com GMAW.

4.1.4 Caracterização microestrutural da zona termicamente afetada

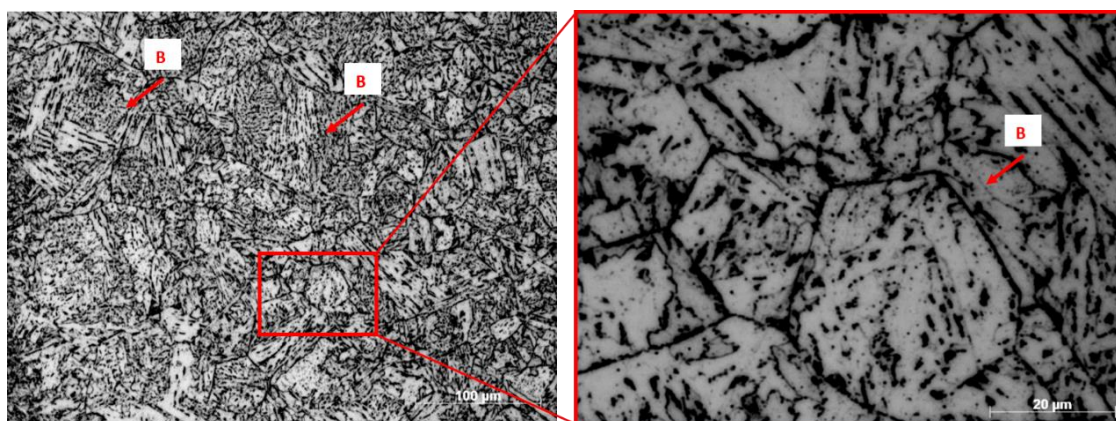
A análise microestrutural da região da zona termicamente afetada do aço X70 soldado pelo processo HLAW mais FCAW ou GMAW é complexa. Li et al. (2015) realizaram um estudo sobre a transformação por resfriamento contínuo (TRC) da ZTA do aço X70. Esse estudo mostra que os pontos críticos da mudança da fase austenita dos aços X70 são: $A_{c1} = 705\text{ °C}$ e $A_{c3} = 870\text{ °C}$. Para taxas de resfriamentos na faixa de 1 a 60 °C/s a microestrutura formada consiste basicamente em ferrita e bainita. O contínuo aumento da taxa de resfriamento leva à formação cada vez maior de bainita e diminuição da ferrita. Na faixa de resfriamento de 0,1 a 1,0 °C/s percebe-se uma certa quantidade de perlita, que tende a aumentar com a diminuição da taxa de resfriamento. A nucleação da ferrita pró-eutetoide inicia-se nos contornos de grãos austeníticos, devido às baixas taxas de resfriamento. A perlita se forma quando a composição se aproxima do estado eutetoide.

O Andres Acuna (2016), em seu trabalho, sobre soldagem HLAW também avaliou o diagrama TRC nos aços X70 e concluiu que taxas de resfriamentos mais rápidas que 10 °C/s são apresentadas nas juntas HLAW, enquanto processos a arco apresentou taxas de resfriamentos na faixa de 15 °C/s. Por isso, espera-se encontrar estruturas de ferrita, bainita e possíveis martensitas (ACUNA, 2016).

4.1.4.1 Microestrutura da ZTA causada pelo processo HLAW

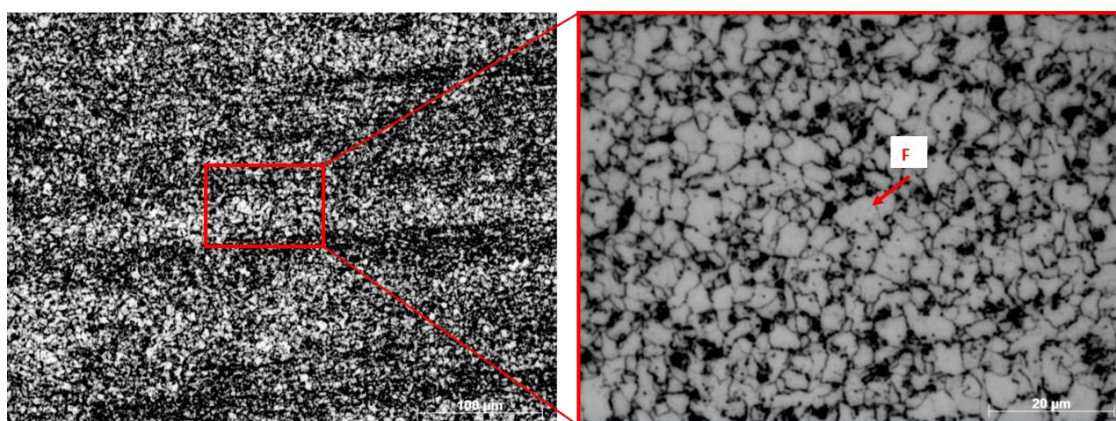
Macro estruturalmente se observam duas regiões bem distintas que formam a ZTA causada pelo processo de soldagem HLAW: a ZTA mais próxima a zona fundida, que é formada por crescimento de grãos (ZTACG) e uma segunda ZTA mais próxima ao metal de base, formada por grãos refinados (ZTARF). As Figuras 40 e 41 mostram essas regiões.

Figura 40 – Microestrutura da ZTACG causada pelo processo HLAW



Fonte: A Autora (2023).

Figura 41 – Microestrutura da ZTAIC causada pelo processo HLAW



Fonte: A Autora (2023).

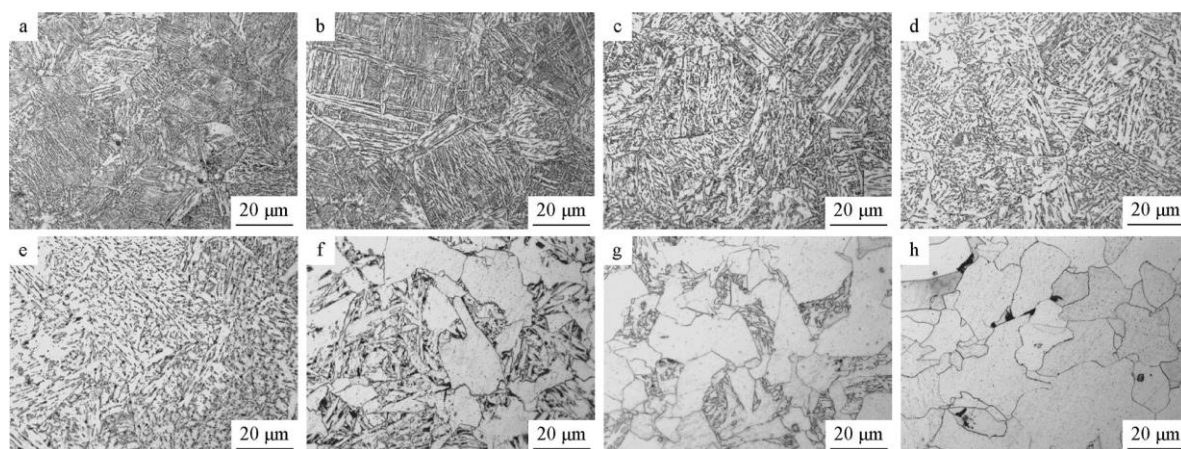
A Figura 40 mostra a região mais próxima a zona fundida, que é a região de crescimento de grão. Essa área atinge temperaturas entre 1100 °C e 1500 °C, que é a fase austenita de maior crescimento de grãos. Os grãos formados são, predominantemente bainitas (B) (BHADESHIA, 2013; KRAUSS e THOMPSON, 2014; LI et al., 2014). Nesta região, os grãos crescem bastante e a tenacidade reduz

significativamente, por ser formado majoritariamente por bainitas, e as orientações dos ripados serem aleatórias, o que pode impedir a extensão de trincas e melhorar a resistência do material (LI et al., 2014; FERREIRA et al., 2018; LOMOZIK, 2009).

A bainita esperada na ZTACG pode ser de três tipos, segundo a classificação de Zajac et al. (2005): bainita granular (BG), bainita superior (BS) ou bainita inferior (BI). Hesler et al. (2011), são mais específicos ao indicar que a formação de cada uma delas depende da velocidade de resfriamento, sendo que a BG se produz nas menores taxas de resfriamento (20 para 3 °C/s), seguido da BS (30 para 20 °C/s) e a BI (100 para 50 °C/s), sendo que a BS corresponderia a bainita superior degenerada junto com martensita. Li et al. (2011) obtiveram bainita granular e superior com velocidades de resfriamento de 37 e 23 °C/s, enquanto a estrutura se tornou ferrítica acicular, com pequenos pacotes de ferrita e bainita com 75 °C/s. Comparando essa informação com a estrutura da Figura 40 não se ajusta com a esperada bainita inferior.

O próprio Li et al. (2014) estudaram a microestrutura da ZTACG para distintas velocidades de resfriamento, o resultado se apresenta na Figura 42. A estrutura similar à observada na Figura 40 corresponde à Figura 42c-d. Isto significa que a velocidade de resfriamento é inferior, o que poderia explicar por conta do pré-aquecimento de 200 °C. Logo, se pode concluir que a velocidade de resfriamento é aproximadamente de 20 a 10 °C/s, o que promoveria a formação de bainita granular (BG), com traços de bainita superior degenerada (HESLER et al. 2011).

Figura 42 – Imagens de MO de simulação da ZTACG a diferentes velocidades de resfriamento: a) 60, b) 40, c) 20, d) 10, e) 5, f) 1, g) 0,5, e h) 0,1 °C/s (LI et al., 2014)



A região subsequente é a região da ZTAIC, conforme pode ser visto na Figura 41, formada predominantemente por ferrita poligonal e perlita de tamanho pequeno.

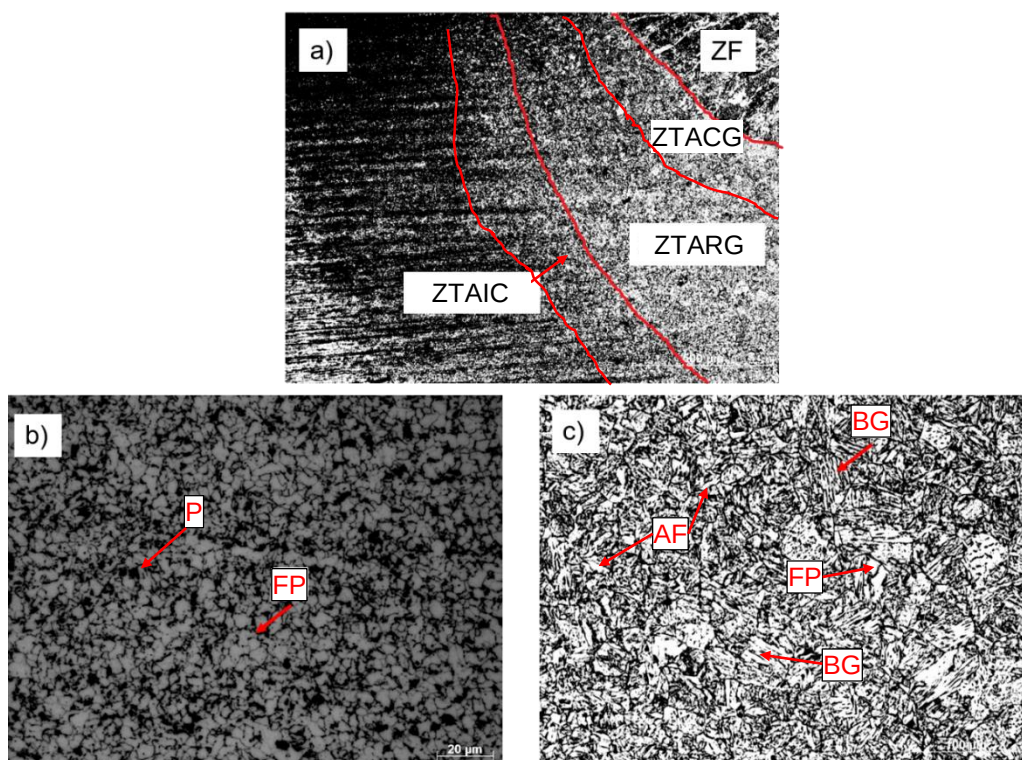
Essas áreas são aquecidas a temperaturas abaixo de A_{c1} , que é, aproximadamente, a temperatura de normalização dos aços. A taxa de resfriamento teria de ser menor de $0,1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, o que levaria a formação de ferrita e perlita, sem evidências de bainita, descritas na Figura 41.

4.1.4.2 Microestrutura da ZTA causada pelo processo de soldagem a arco

Da mesma forma que no processo HLAW, a ZTA causada pela soldagem a arco, possuem duas microestruturas bem distintas. A região de crescimento de grãos e a de refino, conforme por ser visto nas Figuras 43 e 44, referentes ao processo de soldagem FCAW e GMAW, respectivamente.

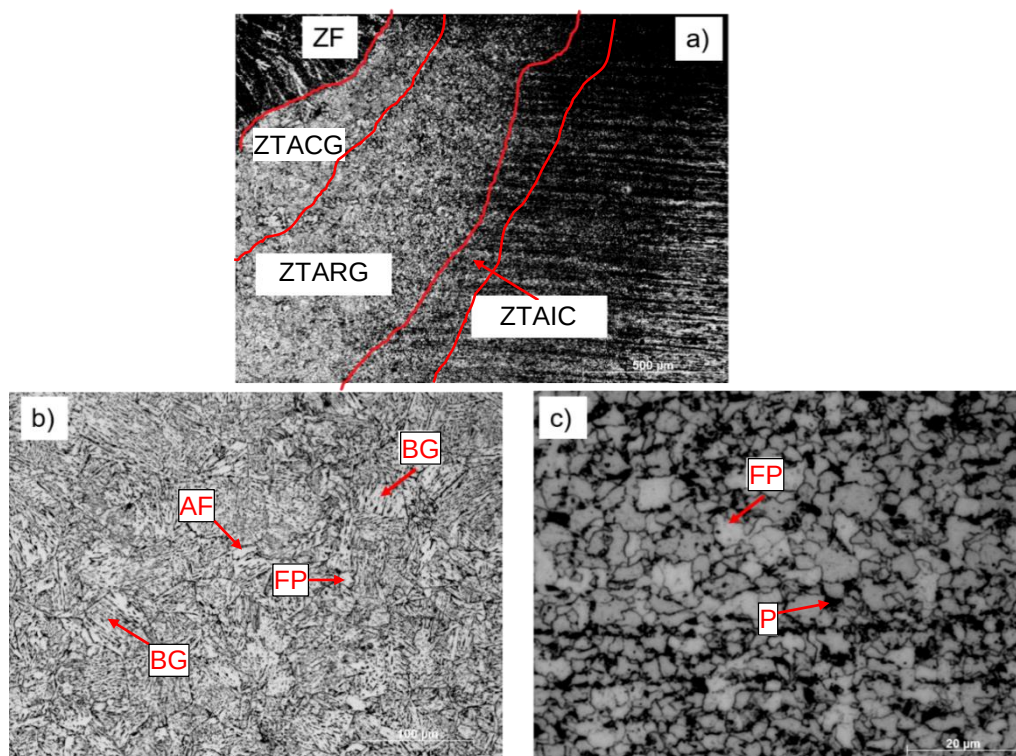
A região da ZTA de grãos grosseiros é formada, majoritariamente, por microestruturas Bainita (B). Enquanto a ZTA de refino de grão obteve estrutura semelhante à do processo HLAW, ferrita fina com carbonetos dispersos (WEGLOWSKI et al., 2019).

Figura 43 – ZTA formada pelo processo FCAW: a) ZTA; b) ZTARG; c) ZTACG



Fonte: A Autora (2023).

Figura 44 – ZTA formada pelo processo GMAW: a) ZTA; b) ZTACG; c) ZTARG



Fonte: A Autora (2023).

Segundo Sharma e Maheshwari (2017) a ZTA dos aços de alta resistência para transporte de petróleo e gás está dividida em quatro regiões: a ZTA de tamanho de grão grosseiro (ZTACG), a ZTA de grão fino (ZTAFG), a ZTA Inter crítica (ZTAIC) e a ZTA subcrítica (ZTASC). A ZTACG é gerada na região que atinge temperatura superiores a 1300 °C, enquanto a ZTAFG é a região que supera a temperatura austenítica (A_{c3}), porém inferior a 1300 °C. A ZTAIC corresponde a aquela região na ZTA que atinge a temperatura na faixa de A_{c3} (870 °C) a A_{c1} (705 °C), sendo a última a temperatura eutectoide. Finalmente, na ZTASC a temperatura atingida é inferior a A_{c1} , que corresponde a 705 °C.

Para ambas as juntas a ZTACG e a ZTARG (Figura 43c e Figura 44b) são formadas principalmente por bainita granular (BG), ferrita poligonal (FP) e acicular (AF), o que indica velocidades de resfriamento de entre 10,0 e 1,0 °C/s, considerando o aporte térmico e o pré-aquecimento.

A ZTAIC é indicada na Figura 43b e Figura 44c, é a região onde a temperatura atingida foi inferior a A_{c1} (corresponde a 705 °C), resultando em uma transformação parcial das faixas de ferrita e total das faixas de perlita em austenita; continuando o resfriamento, se produz a transformação inversa, mas neste caso houve um

desaparecimento parcial do bandeamento observado no metal de base. Essa perda é mais significativa no caso de FCAW (Figura 43b) quando comparado ao GMAW (Figura 44c), especificamente devido ao maior aporte térmico no primeiro caso. As observações apresentadas se ajustam com a descrição do Gordienko et al. (2020), que identificaram a mesma perda do bandeamento no aço X70 soldado a laser, apesar deste caso ter havido uma menor deterioração do bandeamento por conta do menor aporte térmico utilizado.

Autores como Jacobo et al. (2020) consideram que a AF e B têm essencialmente o mesmo mecanismo de transformação, mas suas microestruturas são diferentes. AF nucleia intragranularmente em inclusões não metálicas, onde as agulhas de AF crescem a partir das inclusões individuais em todas as direções, gerando uma microestrutura desorganizada. Por outro lado, a B nucleia na superfície dos grãos e cresce na forma de feixes de plaquetas paralelas com uma microestrutura mais organizada.

Não entanto, é importante salientar que para o caso da soldagem a bainita gerada não ocorre por transformação isotérmica, pois durante o processo o resfriamento é contínuo. Há distintas hipóteses controversas com relação à formação da bainita.

Kolmskog (2013) apoiou a teoria de difusão controlada, que é famosa por seu crescimento reconstrutivo de ferritas. Porém, a principal característica deste mecanismo é a existência de simetrias na microestrutura, que não é observada no processo de transformação de austenita em bainita. Bhadeshia et al. sugeriram (1982, 1992¹) que ocorre o mecanismo de deslocamento sem difusão, com nucleação no contorno de grão da austenita, sendo esse modelo responsável por explicar a maioria das características morfológicas da bainita, mas que somente funciona para o processo de transformação isotérmica da bainita.

O modelo de cinética de transformação da bainita para transformações isotérmicas e não isotérmicas foi proposto por Matsuda & Bhadeshia (2004) mas ele é adaptado apenas para transformações de baixa taxa de resfriamento (abaixo de 1,0 °C/s). Outro modelo de transformação isotérmica e não isotérmica para aços de médio carbono proposto por Quidort e Brechet (2002) é baseado na teoria de difusão

controlada de carbono, mas a fração de volume de bainita calculada, para uma taxa de resfriamento de 20 °C/s, se afasta significativamente dos valores medidos.

Liu et al, (2015) propõem um modelo que dividem a transformação no resfriamento contínuo em pequenas frações, onde a cinética se ajusta ao modelo de transformação isotérmica, assumindo que a difusão do carbono supersaturado na austenita é restrita pelo resfriamento contínuo, sendo que os resultados são muito coerentes com o observado na ZTACG do aço X70. Neste trabalho, dados de expansão térmica de CGHAZs em aço duto X70 foram adquiridos usando dilatômetro para estudar características de transformação de bainita sob várias entradas de calor de soldagem, que é a razão entre a potência de entrada da pistola de soldagem e a velocidade de rotação da pistola. Com base no modelo de transformação isotérmica revisado de Bhadeshia, um modelo de cinética de transformação de bainita para transformação de resfriamento contínuo foi desenvolvido de acordo com o mecanismo de deslocamento sem difusão.

4.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados no metal de soldagem na direção transversal à junta. As Tabelas 9 e 10 apresentam os resultados de resistência à tração e limite de escoamento para a junta com enchimento em FCAW e GMAW, respectivamente.

Tabela 9 – Resultados dos ensaios de tração para a junta soldada com FCAW

FCAW	Tensão limite de resistência [MPa]	Limite de escoamento – 0,2% [MPa]
CP1	624,1	543,2
CP2	632,6	541,8
CP3	631,3	544,4
Média	629,3	543,1

Fonte: A Autora (2023).

Os resultados dos ensaios de tração mostraram-se satisfatórios, e com boa reprodutibilidade, indicando que o material supera o valor mínimo de 483 MPa, referente a norma dos aços API 5L-X70 PSL1 e PSL2 (BUSCHIAZZO, 2006).

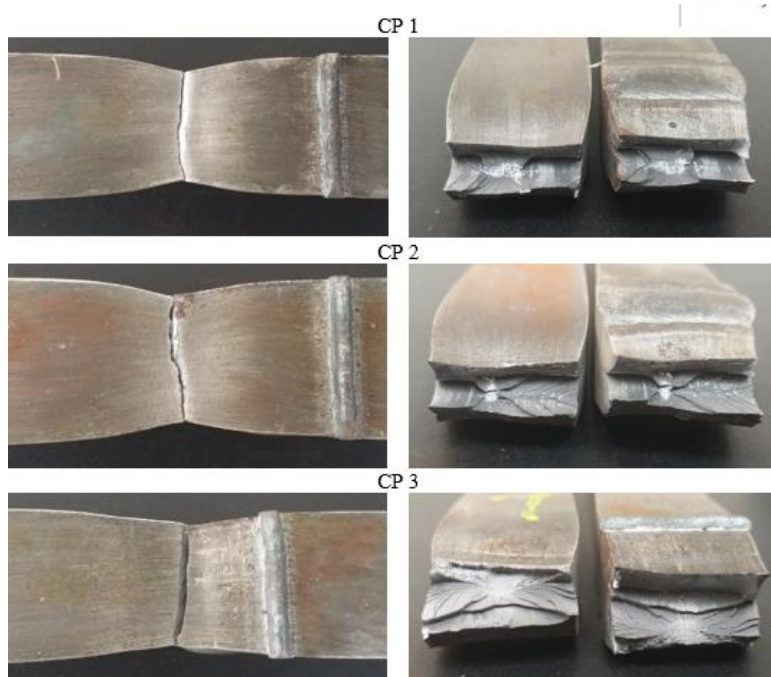
Tabela 10 – Resultados dos ensaios de tração para a junta soldada com GMAW

GMAW	Tensão limite de resistência [MPa]	Limite de escoamento – 0,2% [MPa]
CP1	637,4	542,3
CP2	635,3	538,9
CP3	625,8	539,5
Média	632,8	540,2

Fonte: A Autora (2023).

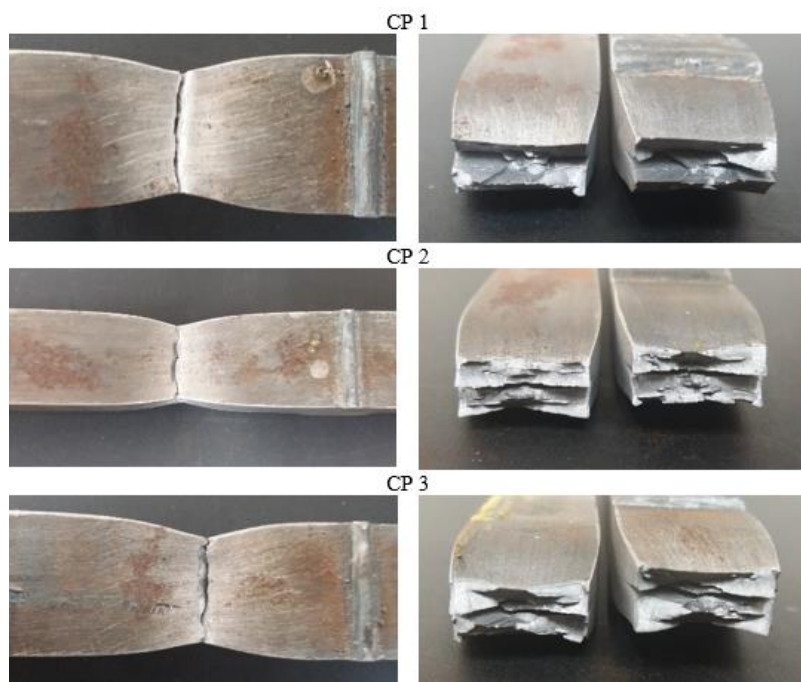
A partir da análise das Tabelas 9 e 10, pode-se notar que não houve uma diferença significativa entre os tipos de soldagens. Por se tratar de aços de elevada resistência, essas diferenças, podem ser devido a preparação dos ensaios.

Em todos os ensaios de tração a ruptura ocorreu na região do metal de base, relativamente afastado da zona fundida, conforme mostram as Figuras 45 e 46, indicando sua boa integridade. Além disso, pode se observar que em todos os corpos de provas, na região próxima a fratura, houve a formação do empescoçamento, típico de uma fratura dúctil (CHEN et al., 2013; WANG et al., 2017).

Figura 45 – Fractografias dos ensaios de tração da junta com FCAW

Fonte: A Autora (2023).

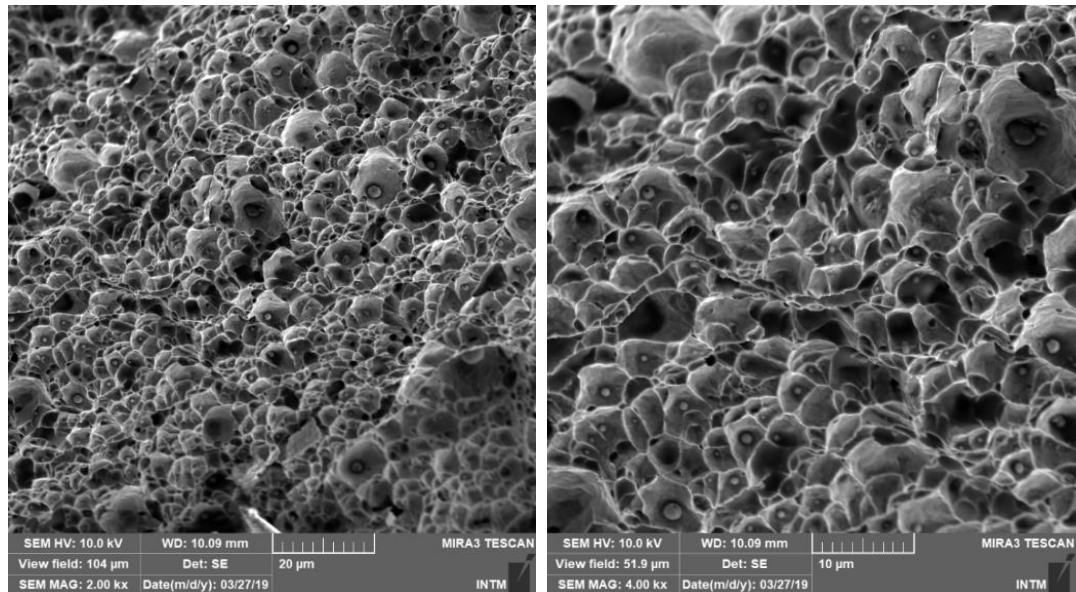
Figura 46 – Fractografia dos ensaios de tração da junta com GMAW



Fonte: A Autora (2023).

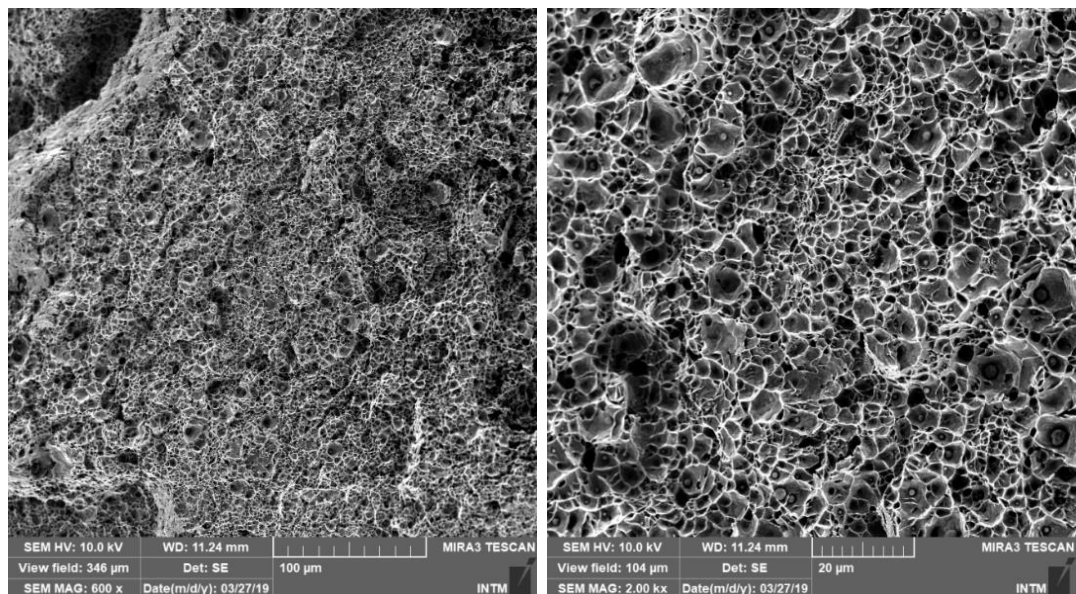
Os elevados valores de alongamento e o empescoçamento dos CPs após o ensaio de tração, indicam um material dúctil, que foi comprovado após a análise no MEV, conforme pode ser visto das Figuras 47 e 48. A partir dessas fractografias, fica comprovado que o modo de fratura é predominantemente dúctil, ao observar o mecanismo de nucleação, crescimento e coalescência das microcavidades (BAO, LIANGLIANG et al., 2022; CHEN et al., 2013; GIORGETTI et al., 2019). Sendo acertado indicar que corresponde com a ZAT intercrítica, onde se perderam as características iniciais do metal de base, como o bandeamento. O menor tamanho das microcavidades na fratura das juntas feitas com GMAW se ajusta com a menor perda do bandeamento, por conta do menor aporte térmico, o que levou ao menor tamanho da ferrita e a perlita formadas.

Figura 47 – Fractografia após ensaio de tração junta soldada com FCAW



Fonte: A Autora (2023).

Figura 48 – Fractografia após ensaio de tração junta soldada com GMAW



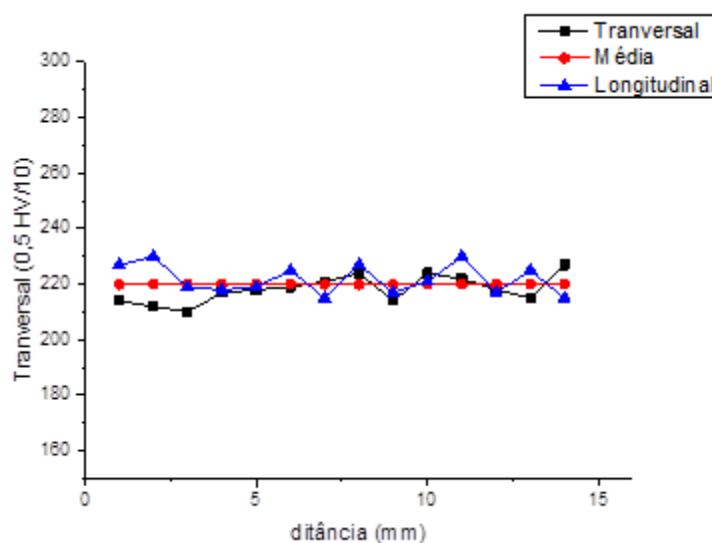
Fonte: A Autora (2023).

4.3 PERFIL DE DUREZA VICKERS

4.3.1 Microdureza do metal de base

A Figura 49 ilustra o perfil de dureza vickers por microindentação HV, realizado ao longo da chapa, tanto no sentido transversal, quanto no longitudinal ao sentido de laminação.

Figura 49 – Microdureza do metal de base aço X70



Fonte: A Autora (2023).

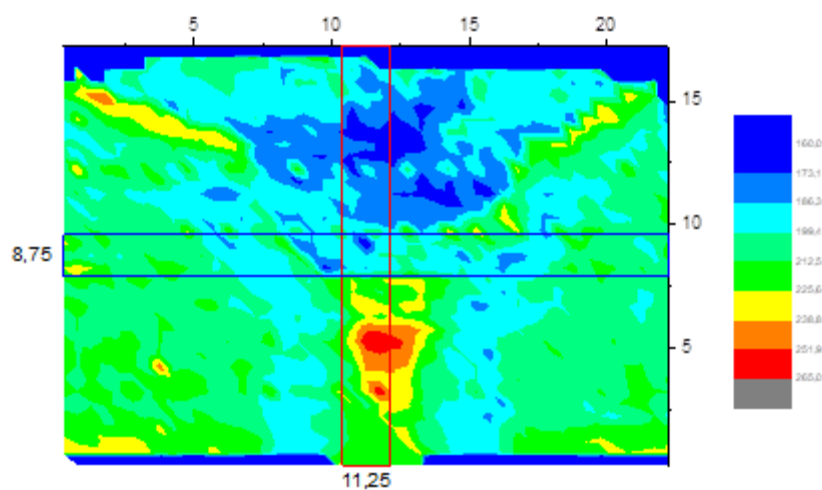
Foram realizadas 14 indentações em cada orientação, a média das medidas de dureza por microindentação é de 220 HV.

4.3.2 Mapa da dureza na junta

As Figuras 50 e 51 mostram os mapas de dureza das juntas soldadas pelos processos HLAW na face da raiz e o preenchimento por FCAW e GMAW, respectivamente. Através das escalas de cores, percebe-se que a faixa de dureza varia de 160 a 265 HV.

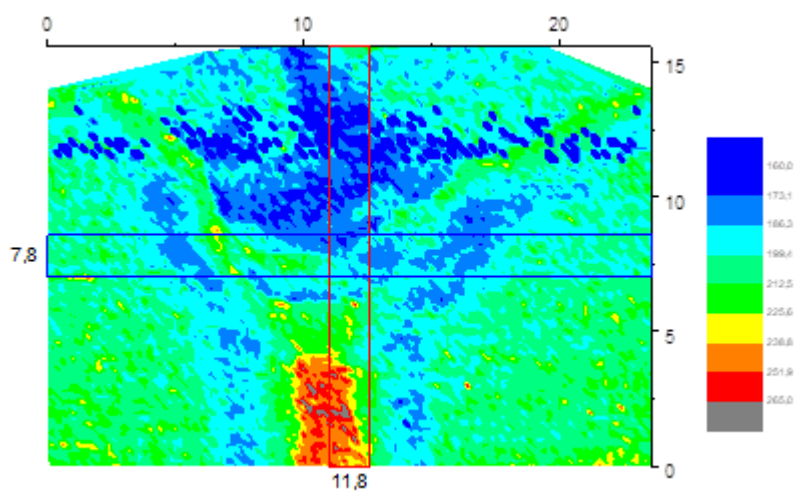
Tomando como referência o valor de 220 HV definido anteriormente para o metal de base, se identifica a mudança microestrutural naquelas regiões com durezas inferiores (160 HV) e superiores (265 HV).

Figura 50 – Mapa de dureza da seção transversal do junta soldada com FCAW



Fonte: A Autora (2023).

Figura 51 – Mapa de dureza da seção transversal do junta soldada com GMAW



Fonte: A Autora (2023).

Precisamente, os gráficos das Figuras 50 e 51 mostram que a região de fusão do processo HLAW é o que gerou a mais alta dureza. Esse comportamento pode ser atribuído ao metal de adição que foi transferido durante o processo de soldagem, como explicado na Tabela 8. No entanto, esse efeito não se observa nos passes de preenchimento, o que indica que o efeito é por conta das mudanças microestruturais, sendo que a microestrutura nessa região foi identificada como ferrita acicular (AF), ferrita idiomórfica (FI), ferrita alotriomórfica (FA) e perlita (P), se confirmando a presença de bainita, como esperado na seção 4.1.3.1.

Comparando os resultados da Figura 50 e Figura 51 com o atingido pelo Acuna (2016), em soldagem híbrida do aço X70 com preaquecimento de 100 °C, se evidencia grande similaridade em relação à dureza na soldagem com laser. No entanto, Acuna obteve na região de influência do laser (passe de raiz) a dureza próxima aos 360 HV, por conta da formação predominante de martensita. Como o valor atingido nos testes em avaliação é entorno de 265 HV a formação de martensita para as juntas desenvolvidas poderia ser descartada, devido a maior temperatura de pré-aquecimento utilizada no presente trabalho.

De maneira geral, as regiões de elevadas durezas estão associadas às falhas do tipo frágil e a uma diminuição de tenacidade do material naquela área.

Na região adjacente à zona fundida pelo processo HLAW, se tem a ZTA de crescimento de grãos, ela possui uma faixa de dureza semelhante ao do metal de base (225 HV). Por outro lado, há uma queda de dureza na região ZTA intercrítica, como mostram os gráficos. Analisando as ZTAs observou-se que a ZTAIC da junta soldada pelo processo FCAW tem uma média de valor maior quando comparada com a do GMAW. A menor média de dureza foi encontrada na região de fusão multi-passes nos processos a arco.

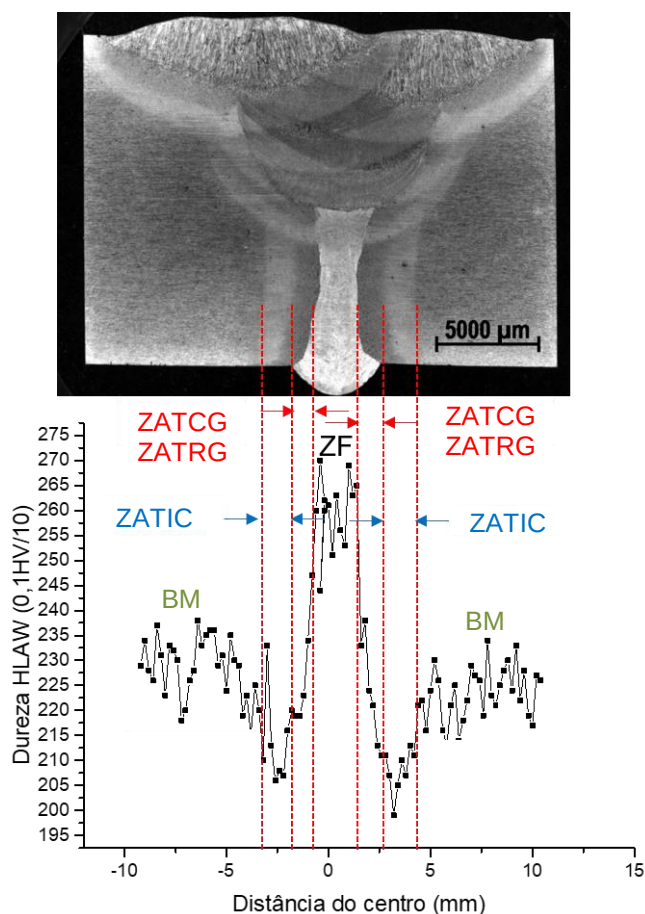
Segundo S. H. Hashemi et al. (2012), em seu estudo sobre a relação das características microestruturais e da tenacidade ao impacto do aço API X70 soldados por arco submerso, a média de dureza do metal de base foi de 210 HV, enquanto que a maior dureza foi encontrada na zona de fusão, com uma média de 240 HV, esse aumento foi atribuído à presença de microestruturas de bainita e ferrita de Widmanstätten. A maior queda de dureza foi percebida na ZTA, que atribuiu a mudança de microestrutura nesta região.

Esse estudo corrobora com os resultados encontrados no MB do presente trabalho, e com a queda de dureza na ZTA. Entretanto, a elevada dureza na zona fundida só foi encontrada no processo de soldagem HLAW, pois na região de soldagem multipasses dos processos FCAM e GMAW percebe-se que é a região de menor dureza. Esses resultados estão coerentes quando associados à microestrutura desta região, pois, foram encontradas, na área de soldagem a arco, majoritariamente microestruturas do tipo ferrita primária alongadas e ferritas finas, que possuem uma menor dureza. Igualmente, há efeito na região de revenimento formada entre os passes de soldagem, devido ao novo ciclo térmico que atingiu a região, formada predominantemente por grãos pequenos de ferrita (Figura 38 e Figura 39).

4.3.3 Microdureza da região da soldagem

Foram realizadas microdurezas em diferentes regiões do cordão. A primeira linha foi referente ao processo de soldagem HLAW. A segunda linha foi realizada na região onde houve a interação entre o processo FCAW e o HLAW. A última análise foi realizada nos passes do processo de soldagem a arco elétrico. O gráfico da Figura 52 mostra o resultado do ensaio de microdureza realizado na região da soldagem HLAW.

Figura 52 – Microdureza da seção transversal da junta soldada por HLAW



Fonte: A Autora (2023).

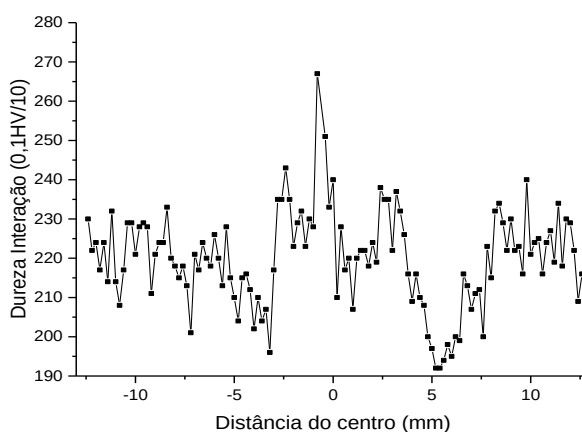
A região de mais alta dureza é a da zona fundida; como explicado anteriormente a elevada dureza é devido as microestruturas observadas, sendo destacada a formação de bainita, além de serem formadas por microestruturas ferrita aciculares e perlita. Resultados semelhante foram observados por Wang et al. (2017) em seu estudo sobre soldagem HLAW em aços microligados.

A região adjacente à zona fundida, é a ZTA de grãos grosseiros e finos; nela se observa uma queda de dureza, quando comparada com à ZF. Resultado semelhante foi observado por Ivan Bunaziv et al. (2018) e por Wang et al. (2017), ambos avaliaram a dureza nas ZTA causadas pelo processo HLAW em aços de alta resistência e baixa liga. Nesta região se atinge temperaturas superiores a A_{c3} , o que leva a formação total de austenita que posteriormente se transforma em bainita granular e ferrita acicular, tanto na ZATCG como na ZATRG (Figura 40). A respeito do aumento no tamanho de grão na ZTACG, isto não leva a perda de dureza, pois é compensada com a formação de uma microestrutura mais dura, a qual poderia corresponder com bainita granular e bainita superior degenerada, como explica Hesler et al. (2011). Por outro lado, na ZTARG persiste a presença de BG, porém com outras fases de menor dureza.

A zona subsequente é a região da ZTAIC, que pode ser facilmente identificada no MO, nesta fase se dá a transformação parcial para austenita, o que leva a transformação da estrutura de bandeamento como explicado na seção 4.2. Nesta seção se define que a falha acontece precisamente na ZTAIC, o que coincide com a queda na dureza registrada (Figura 52).

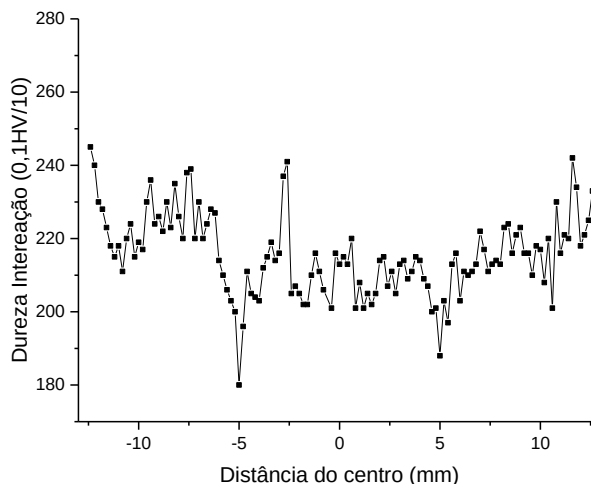
Agora, ao considerar o efeito de vários passes, a região onde há uma interação entre o passe de soldagem HLAW com o de soldagem a arco, é uma região que possui uma grande heterogeneidade microestrutural, e isto resulta na dispersão dos valores de microdurezas obtidos, conforme pode ser visto na Figura 53 e 54.

Figura 53 – Microdureza da seção transversal da junta soldada por HLAW e FCAW



Fonte: A Autora (2023).

Figura 54 – Microdureza da seção transversal da junta soldada por HLAW e GMAW



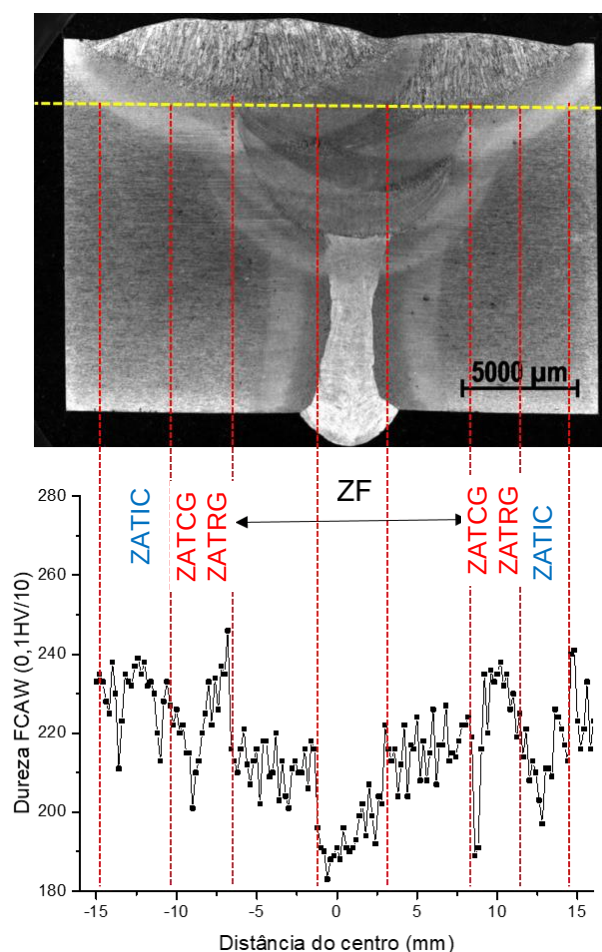
Fonte: A Autora (2023).

Comparando os dois gráficos, percebe-se que o GMAW resultou em uma menor média de dureza, especialmente na região central, onde há maior influência dos dois processos de soldagens. Ivan Bunaziva et al. (2018) concluíram que uma menor entrada de calor resulta em uma maior dureza, devido à formação de grãos maiores. Mesma situação foi encontrada no presente estudo, conforme foi mencionado na análise microestrutural.

A soldagem de dois ou mais passes gera uma interação entre os cordões, e uma nova alteração microestrutural é gerada, conforme já exposto. Pois essas regiões foram expostas a vários ciclos térmicos de soldagem, que leva a diferentes propriedades mecânicas, que se confirma a partir dos resultados de microdureza (WEGLOWSKI et al., 2017).

O gráfico da Figura 55 mostra o resultado deste ensaio realizado na região de soldagem multi-passes por FCAW. A zona fundida é toda a região que vai de -7 mm até 7 mm, aproximadamente. Nota-se uma variação de dureza nesta região, com uma redução na área central. Esta queda ocorre pois nesta região houve a interação dos dois passes de soldagem e levou à transformação da estrutura ferrítica acicular em poligonal seguida do aumento no tamanho de grão da ferrita (ZHU, 2014), o que levou a perda substancial de dureza. Como observado no mapa de microdureza, é a região que se encontra as menores faixas de dureza.

Figura 55 – Microdureza da seção transversal da junta soldada por FCAW



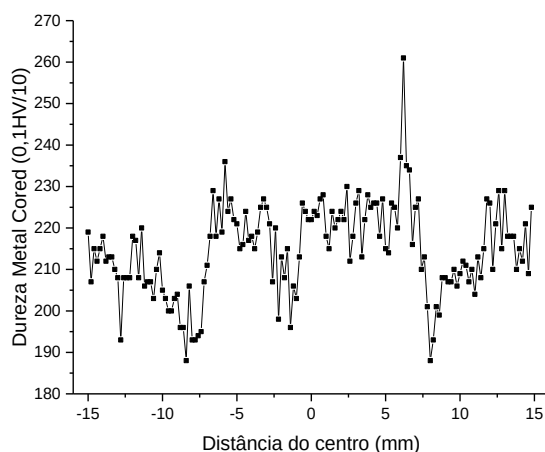
Fonte: A Autora (2023).

A região subsequente é a ZTA, a análise desta região indica pelo menos duas sub-regiões. A zona mais próxima a zona da mistura é uma zona de alta temperatura, que resulta de grãos grosseiros e fino de austenita, que posteriormente transforma em bainita granular e superior degenerada na ZATCG, e BC com ferrita acicular na ZATRG, que faz aumentar a dureza quando comparado à região da zona fundida. A região seguinte é formada pela ZATIC descrita na Figura 52, que alcançam também a austenitização parcial e destruição da estrutura de bandeamento do metal de base.

A Figura 56 mostra distribuição de microdureza ao longo dos passes de soldagem GMAW. A distribuição do resultado diferiu um pouco, quando comparada com a soldagem FCAW. Pois há um aumento de dureza na região central, com valores aproximados à dureza do metal de base e pode ser associado à composição do eletrodo utilizado. Na região em que houve interação entre os passes de soldagem,

percebe-se também uma queda de dureza, semelhante à encontrada na junta soldada por FCAW, para a mesma região.

Figura 56 – Microdureza da seção transversal da junta soldada por GMAW



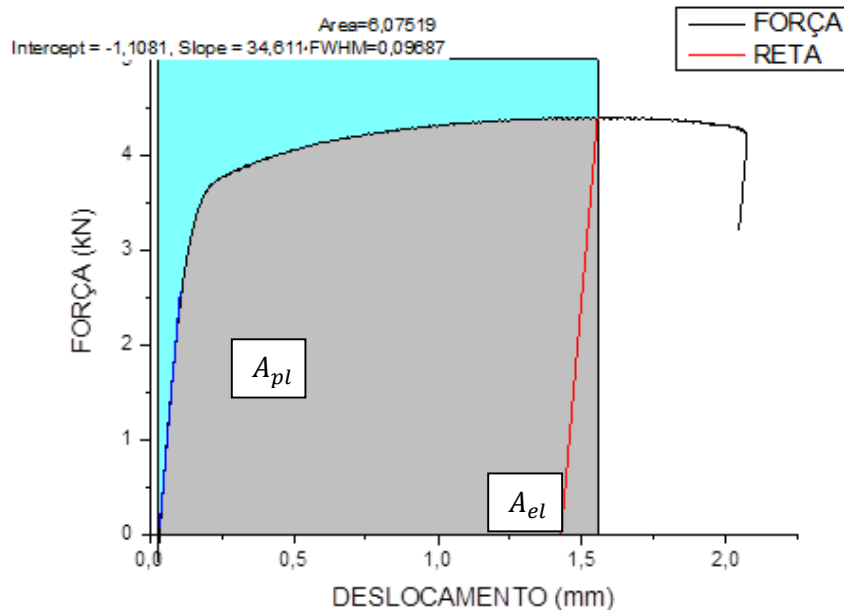
Fonte: A Autora (2023).

4.4 ENSAIO DE CTOD

A seguir, serão avaliados os ensaios de CTOD que foram realizados tanto no metal de base, quanto nas juntas soldadas.

A Figura 57 mostra detalhes como foram extraídos dados relativos aos ensaios de CTOD. Após plotado o gráfico, era calculado um ajuste linear, o mais próximo possível da parte linear da curva Força vs. CMOD, e essa equação era plotada no ponto de força máxima. Interpolando cada uma das áreas, conseguia-se os resultados para a área plástica e elástica, além dos valores de V_m e V_p , necessários para o cálculo final do CTOD.

Figura 57 – Gráfico para análise dos resultados do CTOD



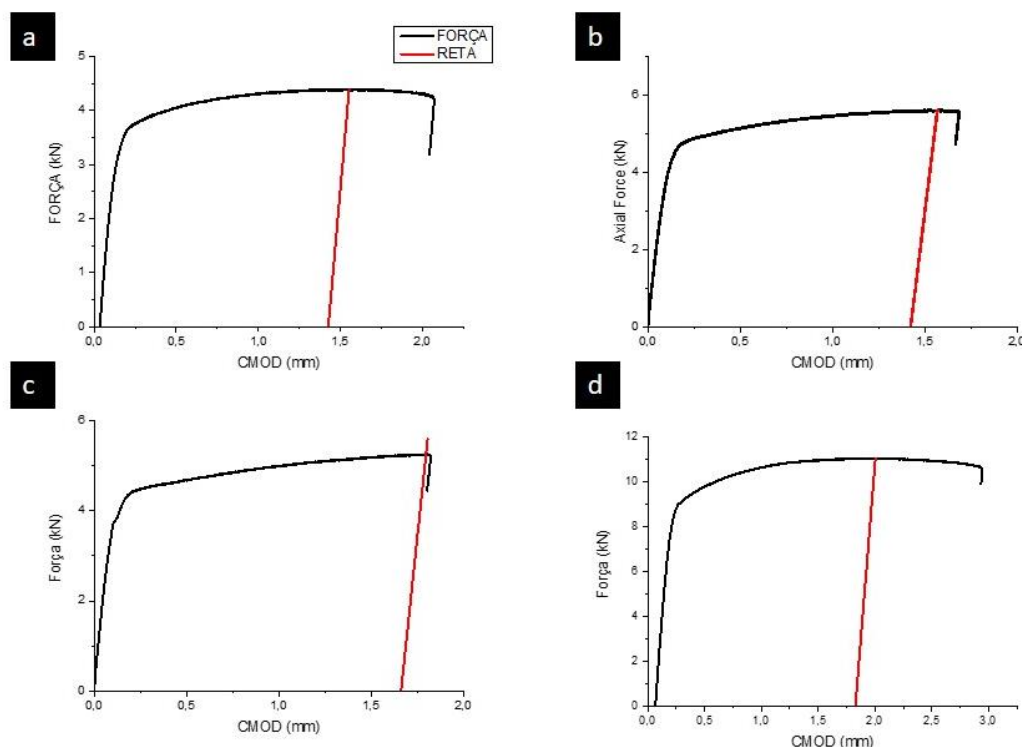
Fonte: A Autora (2023).

4.4.1 Ensaio de CTOD no Metal de Base

Para o ensaio de CTOD no metal de base foram confeccionados quatro corpos de prova válidos. A Figura 58, apresenta os gráficos Força versus CMOD (Deslocamento de abertura da boca da trinca) dos corpos de prova CTOD-MB1, CTOD-MB2, CTOD-MB3 e CTOD-MB4, respectivamente. Os corpos de provas 1, 2 e 3 eram do tipo retangular $B = 7 \text{ mm}$ e $W = 14 \text{ mm}$, enquanto o corpo de prova 4 era do tipo quadrado $B = 16 \text{ mm}$ e $W = 16 \text{ mm}$. Para CPs com espessuras menores há um predomínio de estado plano de tensão e as possibilidades de ocorrência de delaminação são menores (AVILA et al., 2015; BARBOSA, 2012; DIAZ AVILA 2016).

Analisando os gráficos da Figura 58, observa-se que a carga máxima foi atingida de maneira progressiva, após ultrapassar o limite elástico. Ou seja, a carga começa a aumentar de maneira aproximadamente constante, e em todos os gráficos há uma grande região plástica, o que sugere uma propagação dúctil. Não houve grande disparidade entre os resultados, por isso as análises seguintes foram realizadas em CPs com espessuras menores.

Figura 58 – Gráficos Força versus CMOD: (a) corpo de prova CTOD-MB1; (b) CTOD-MB2; (c) corpo de prova CTOD-MB3; (d) corpo de prova CTOD-MB4



Fonte: A Autora (2023).

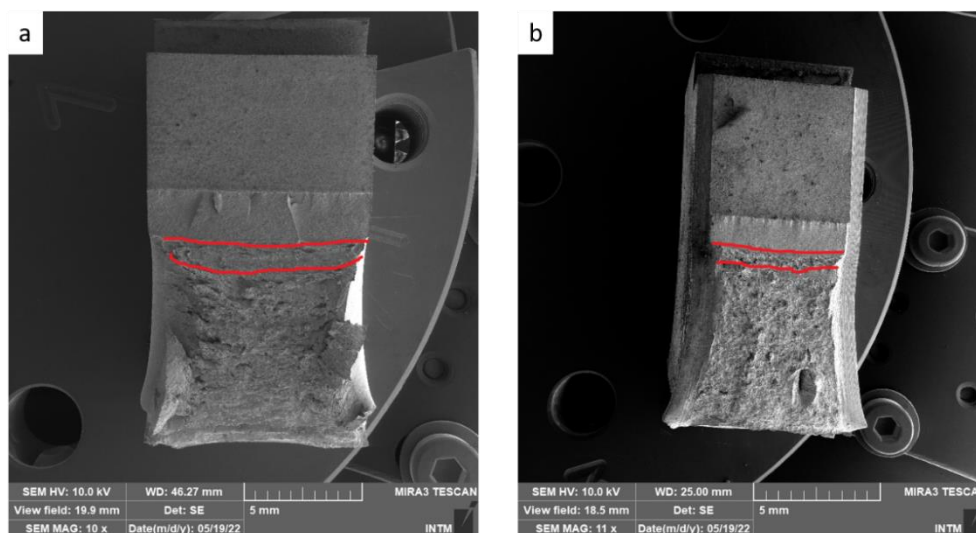
A Figura 58 mostra que os dois primeiros tiveram comportamento semelhantes tanto em relação à carga máxima atingida, quanto ao tamanho do deslocamento da abertura da boca da trinca. Entretanto, a primeira curva foi a que teve a menor área plástica ($5,8 \text{ mm}^2$), que poderá gerar o menor embolotamento da ponta da trinca, e consequentemente, valor mais reduzido de CTOD. Enquanto os dois últimos gráficos tiveram uma deformação maior. A força máxima do gráfico da Figura 58d é superior a dos outros, visto que essa foi a condição de maior espessura.

Finalizados os ensaios, as amostras eram separadas completamente, para que pudessem ser analisados todos os requisitos exigidos pelas normas, e após isso, calcular o CTOD. Após separados, foram realizadas as medições das pré-trinca de fadiga, todas as amostras apresentaram uma frente de trinca uniforme, com desvio menor que 10% da média das 9 medidas e a relação a/W ficou entre 0,45 e 0,55.

A Figura 59 mostra a macrografia da amostra CTOD-MB2 e CTOD-MB3 após o ensaio do CTOD. É possível observar um crescimento de trinca de forma mais linear na Figura 59-b. Essa foi a situação em que foi realizado o procedimento de entalhe lateral, que serve como um alívio de tensão residual na ponta da trinca.

Entretanto, com os outros resultados estavam respaldados pelas normas, foi preferível não ser realizados nas outras juntas, por questão de economizar tempo útil do ensaio (DIAZ AVILA 2016).

Figura 59 – Fractografia após o ensaio de CTOD: a) sem entalhe lateral e b) com entalhe lateral



Fonte: A Autora (2023).

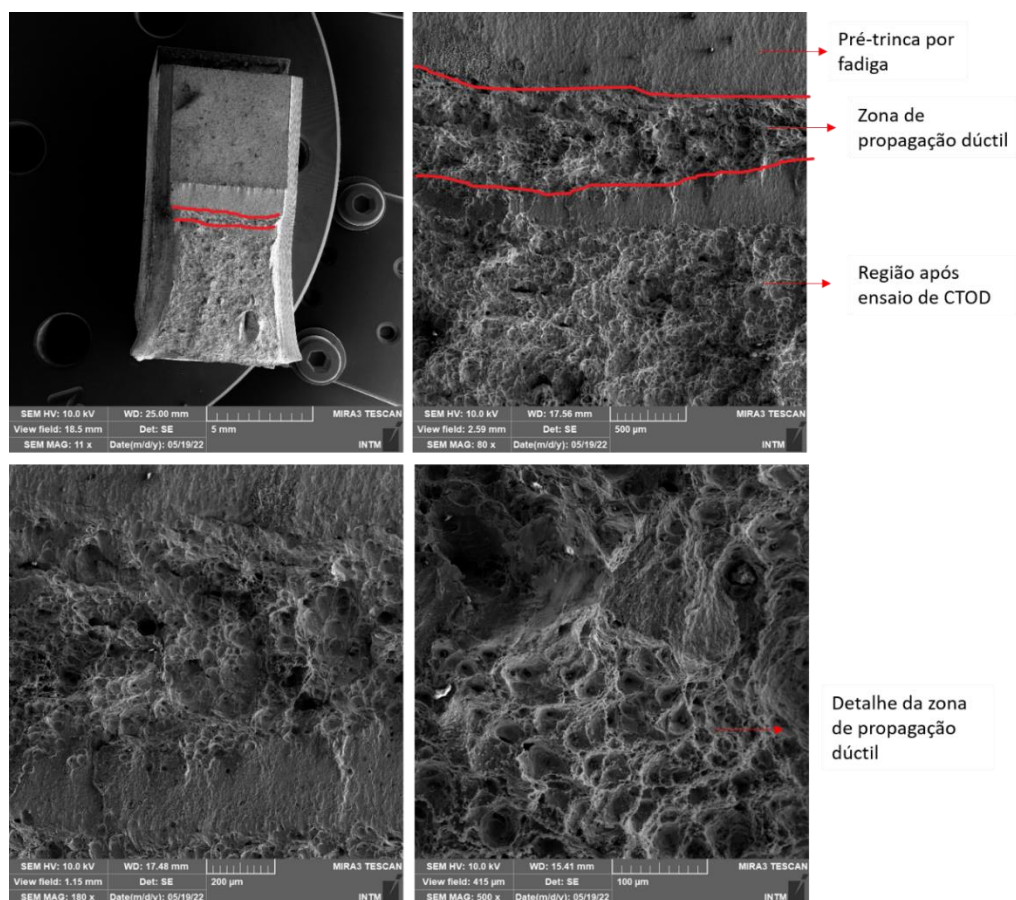
A Tabela 11 apresenta os resultados dos ensaios de CTOD, de acordo com a norma ASTM 1820. O menor valor de CTOD foi encontrado na junta 1, sendo de 0,2652 mm. Esse resultado era esperado, pois a análise feita anteriormente, indicou que essa foi a amostra com o menor valor da área plástica. O valor do CTOD médio foi de 0,35 mm, esse resultado mostra que o MB possui grande plasticidade na ponta da propagação da sua trinca, demonstrando que a energia esteja sendo gasta para embolotar a região na ponta da trinca e não propaga-la (HIPPERT, 2004; PARK, DONG-YEOB et al., 2014).

Tabela 11 – Valores de CTOD (δ) de carga máxima do metal base

B (mm)	CP	a/W (%)	Força máxima (kN)	$A_{pl}(mm^2)$	δ (mm)	δ_{ME} (mm)	J_{MI} (kJ/m ²)
7	MB 1	48,57	4,39	5,80	0,26	0,35	296,19
	MB 2	50,71	5,61	7,56	0,35		393,56
	MB 3	49,28	5,61	8,14	0,38		420,00
16	MB 4	50,58	11,03	18,44	0,39		412,91

A Figura 60 mostra detalhes da região de fratura após o ensaio de CTOD, e corrobora com os resultados supracitados, visto que pode ser observada uma região majoritariamente de fratura dúctil na região da propagação da trinca por CTOD. Isso é identificado pela presença de microcavidades, tipicamente de micromecanismo de fratura dúctil.

Figura 60 – Imagens da região fraturada do metal de base



Fonte: A Autora (2023).

A partir destas imagens é possível observar as três regiões tipicamente encontradas nos ensaios de CTOD: pré-trinca por fadiga, crescimento da trinca por CTOD e a região após a trinca. A primeira região é a pré-trinca por fadiga, que começa logo após o entalhe usinado. Como são usados ciclos baixos de forças, a trinca cresce de maneira bem estável, simulando um defeito existente no material. Após essa região, ocorre a propagação da trinca por CTOD, região plastificada em que há acúmulo de energia, impedindo a propagação rápida e instável da trinca. Por último, tem-se a área de não interesse para o ensaio em questão, que deve ser diferenciada

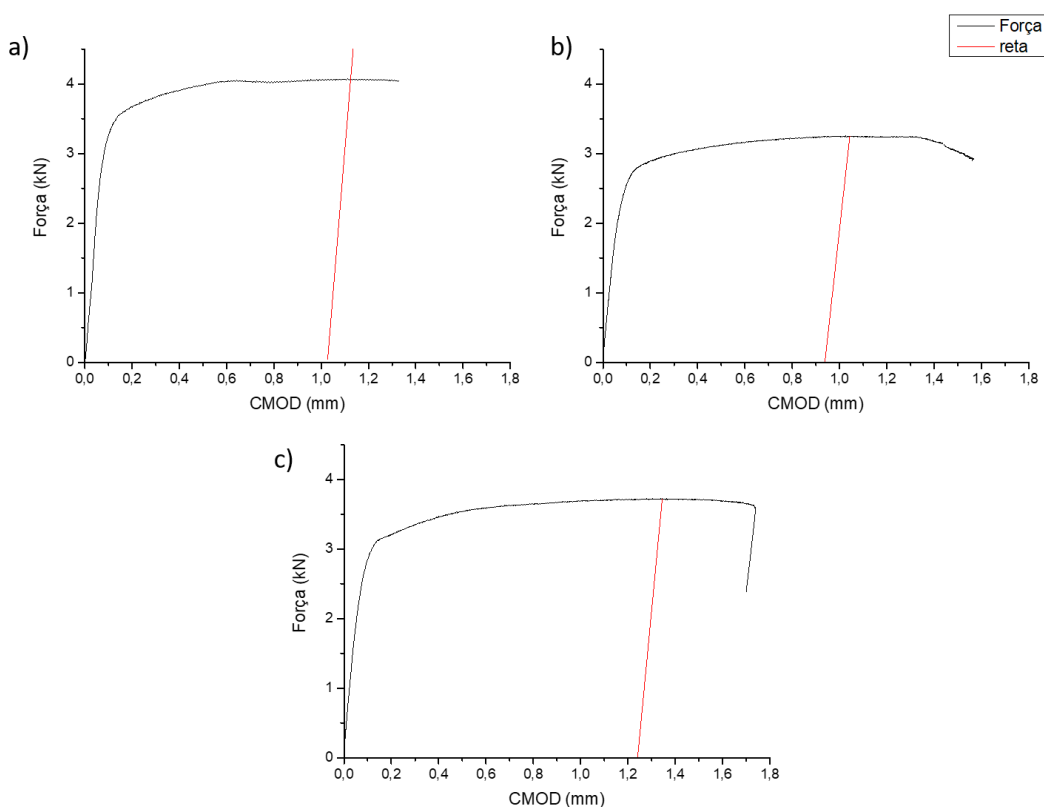
da zona de propagação dúctil, para poder ser medidos os resultados referentes ao ensaio.

4.4.2 ENSAIO DE CTOD NA JUNTA SOLDADA

Nestes ensaios, foram determinados valores de CTOD de carga máxima, na zona de fusão entre o processo HLAW e o passe de soldagem a arco. Ao final, seis resultados foram significativos, segundo às recomendações da norma ASTM 1820.

A Figura 61 mostra a curva Carga vs. CMOD das juntas soldadas pelo processo HLAW-FCAW. Enquanto a Figura 62 mostra uma macrografia de cada uma dessas juntas após a realização do ensaio.

Figura 61 – Ensaio CTOD realizado nos corpos de prova retirados da junta soldada HLAW – FCAW

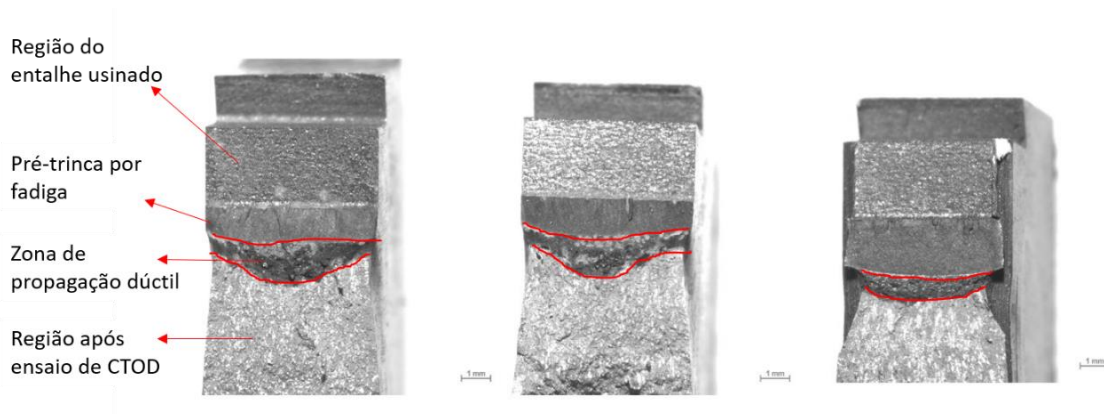


Fonte: A Autora (2023).

A Figura 62 mostra a região da propagação da trinca por CTOD, das três amostras supracitadas. Nas duas primeiras juntas, não foi realizado o entalhe lateral, enquanto a terceira junta, nota-se a presença desse entalhe, que foi realizado após a abertura da pré-trinca. Por causa disso, nota-se que o terceiro CP teve um

crescimento mais igualitário em todas as regiões, enquanto nas outras duas temos um afinamento maior nas extremidades. Entretanto, todas as amostras passaram em todos os requisitos das normas, por isso, foi realizado esse entalhe em apenas uma amostra, a fim de reduzir o tempo total do ensaio.

Figura 62 – Imagens da seção transversal da região fraturada das juntas soldadas pelo processo HLAW - FCAW

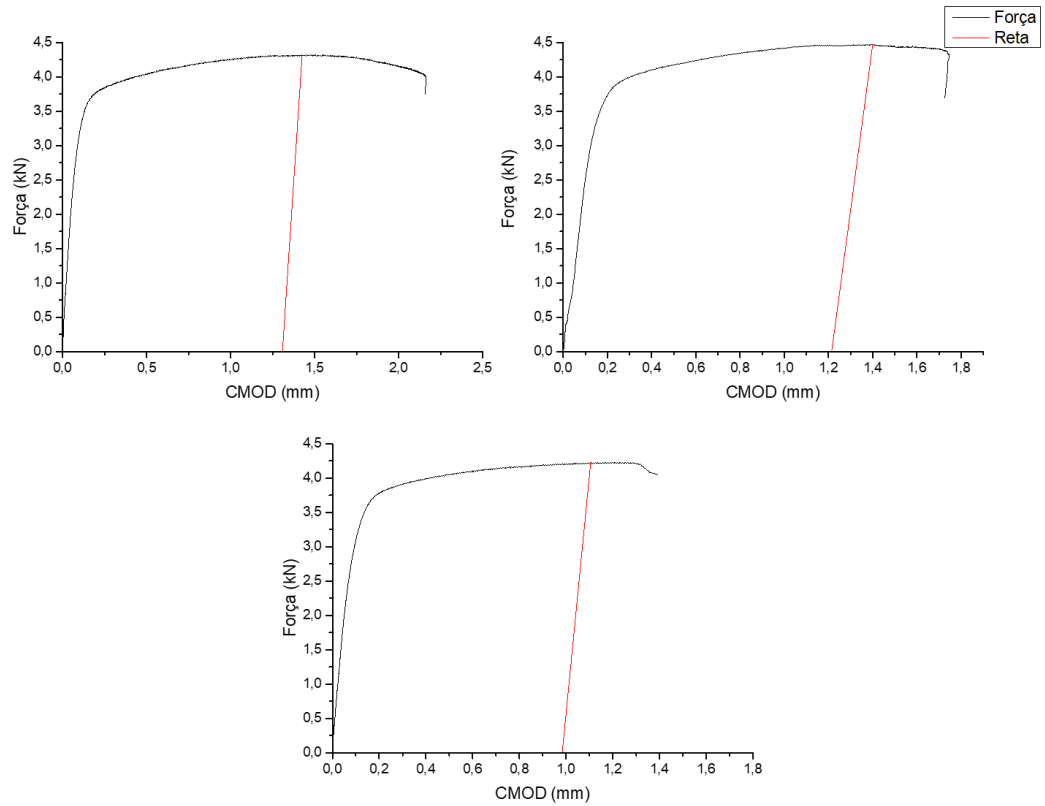


Fonte: A Autora (2023).

Analisando os gráficos da Figura 60, observa-se que todos os CPs tiveram um crescimento considerável na região plástica. A área da região plástica do gráfico referente à segunda amostra foi a menor ($2,91 \text{ mm}^2$), enquanto que a região elástica do primeiro foi o maior ($1,05 \text{ mm}^2$). Comparando aos resultados do metal de base é esperado uma redução no valor final do CTOD para essas juntas soldadas, pois todas tiveram uma menor área plástica. Para demais conclusões as amostras foram completamente separadas e analisadas no MEV.

A Figura 63 mostra a curva Força vs. CMOD das juntas soldadas pelo processo HLAW-GMAW. Comparando-os com gráficos do metal de base e das juntas soldadas pelo processo HLAW-FCAW (Figura 58 e 61, respectivamente) os resultados plotados para essa configuração de junta, obtiveram resultados maiores de região plástica que junta HLAW-FCAW, e menores que o metal de base. Mas todas elas tiveram grande deformação plástica, e por isso analisadas pela mecânica da fratura elastoplástica.

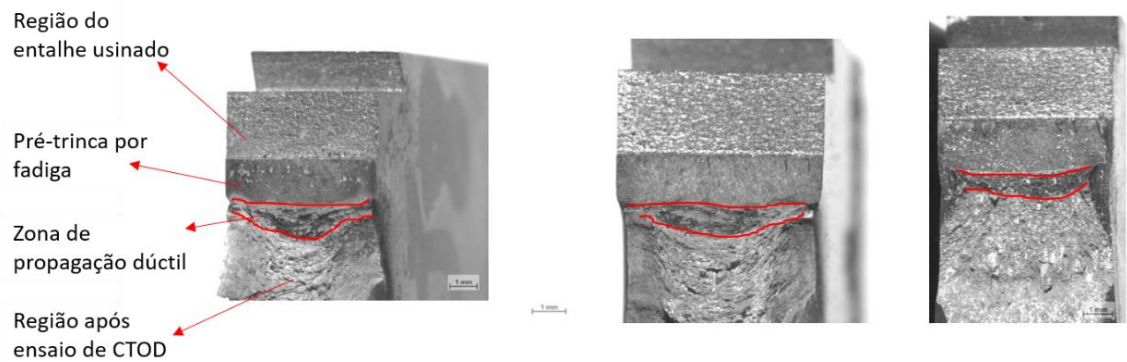
Figura 63 – Ensaio CTOD realizado nos corpos de prova retirados da junta soldada HLAW – GMAW



Fonte: A Autora (2023).

A Figura 64 mostra as imagens da seção transversal da região fraturada das juntas HLAW-GMAW. Assim como nos casos já citados do metal de base e da união por HLAW-FCAW, em apenas uma amostra foi realizado o entalhe lateral, e, como esperado, um resultado de crescimento de trinca mais uniforme ao longa da secção.

Figura 64 – Imagens da seção transversal da região fraturada das juntas soldadas pelo processo HLAW - GMAW



Fonte: A Autora (2023).

A Tabela 12 mostra o resultado dos ensaios de CTOD para os corpos de prova com entalhe na ZF dos processos HLAW-FCAW e HLAW-GMAW. Os CPs HLAW-FCAW tiveram os menores valores para CTOD, obtendo uma média de $\delta_{ME} = 0,21$ mm, enquanto as juntas HLAW-GMAW obteve um resultado médio de 0,28 mm, esses valores corroboram com os valores de microdurezas encontrados nesta região, pois valores maiores de dureza, geram, normalmente, menor valor de CTOD.

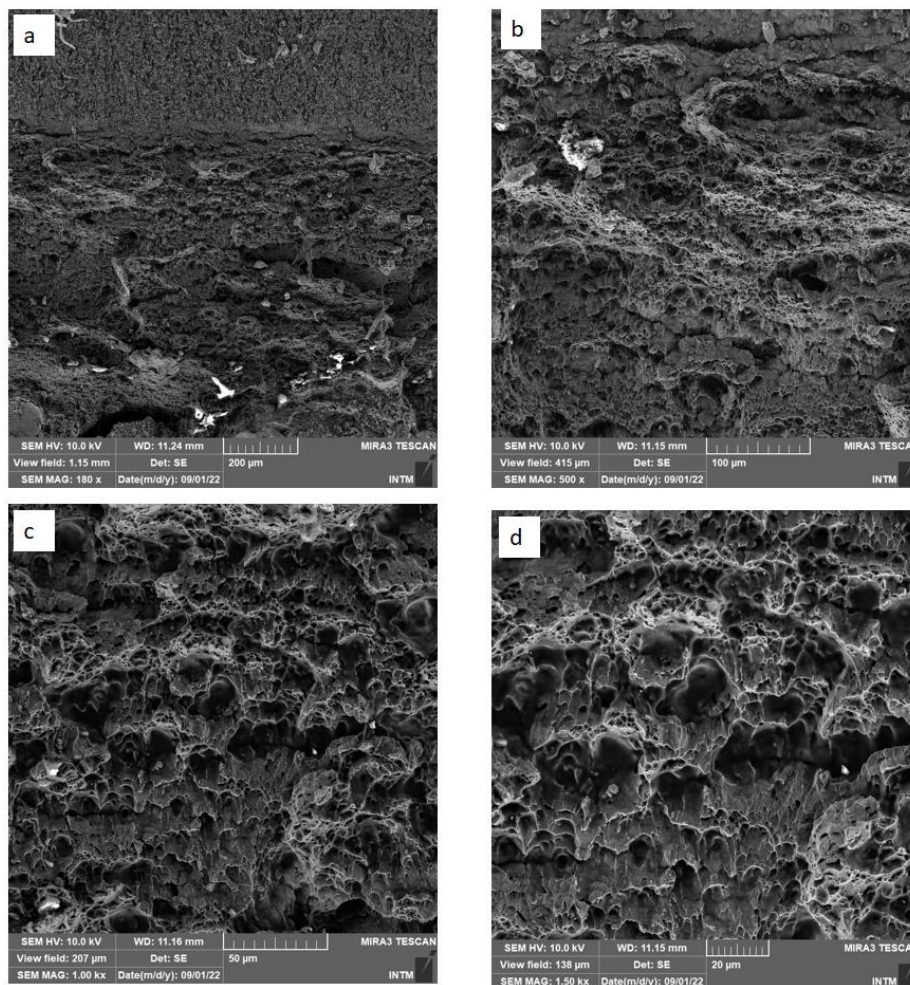
Tabela 12 – Resultados dos ensaios de CTOD com entalhe na ZF dos processos HLAW-FCAW e HLAW-GMAW

<i>CP</i>	<i>a/W (%)</i>	<i>Força máxima (kN)</i>	<i>A_{pl}(mm²)</i>	<i>δ (mm)</i>	<i>δ_{ME} (mm)</i>	<i>J_{MI} (kJ/m²)</i>
<i>HLAW-FCAW 1</i>	45	4,078	3,17	0,18	0,21	211,71
<i>HLAW-FCAW 2</i>	47,5	3,25	2,91	0,20		239,25
<i>HLAW-FCAW 3</i>	45,8	3,72	4,10	0,24		286,01
<i>HLAW-GMAW 1</i>	45,8	4,32	5,38	0,30	0,28	351,03
<i>HLAW-GMAW 2</i>	45,4	4,48	5,18	0,28		336,69
<i>HLAW-GMAW 3</i>	45,4	4,22	3,98	0,28		328,43

Fonte: A Autora (2023).

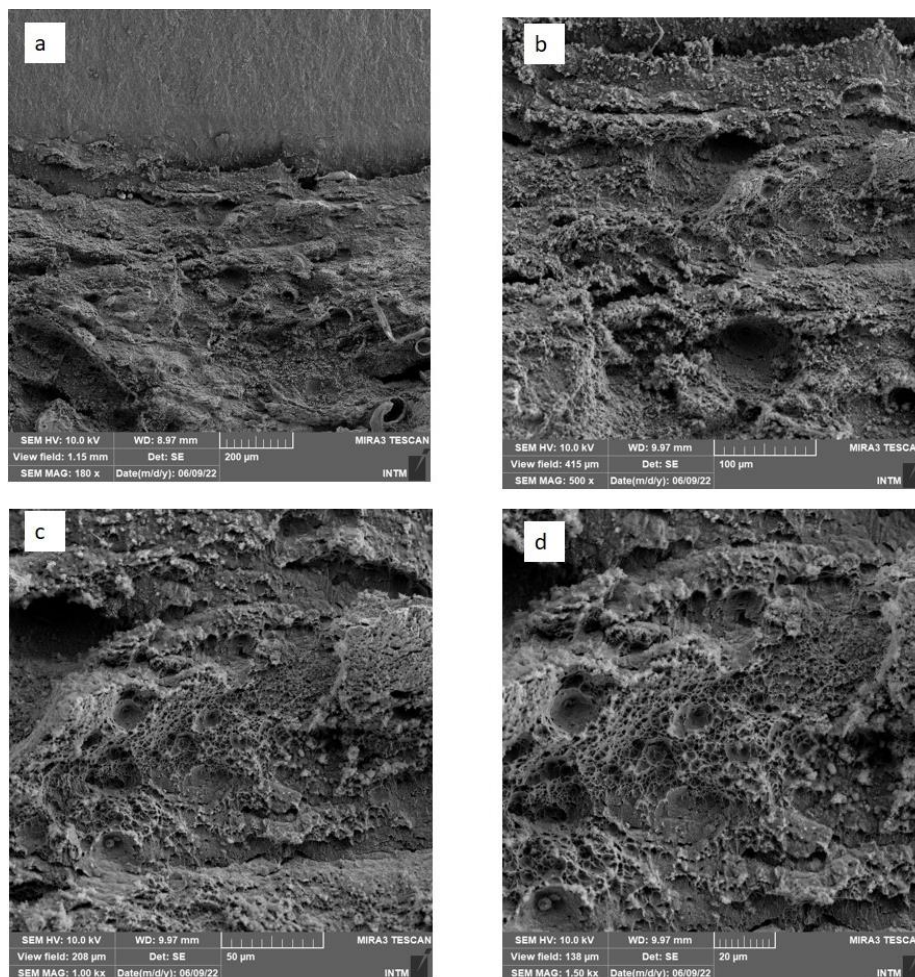
As Figuras 65 e 66 apresentam detalhes dessas fractografias em MEV das regiões de propagação da trinca no ensaio de CTOD das juntas HLAW-FCAW e HLAW-GMAW, respectivamente. Ambas apresentaram uma superfície rugosa, o que confirma o comportamento elasto-plástico das juntas.

Figura 65 – Imagens capturadas no MEV da região fraturada após ensaio de CTOD da junta soldada pelo processo HLAW-FCAW



Fonte: A Autora (2023).

Figura 66 – Imagens capturadas no MEV da região fraturada após ensaio de CTOD da junta soldada pelo processo HLAW-GMAW



Fonte: A Autora (2023).

5 CONCLUSÕES

Após a discussão e avaliações dos resultados, chegou-se as seguintes conclusões referentes ao estudo realizado:

- As juntas soldadas tiveram um excelente acabamento, apresentando preenchimento total, não sendo encontrado defeitos do tipo vazios ou mordeduras;
- A junta com preenchimento por GMAW resultou em um maior reforço e maior penetração a cada passe de soldagem;
- A microestrutura dos corpos de provas do metal de base é composta majoritariamente por ferrita mais fina e camadas menores de perlita, formando uma estrutura típica de bandeamento;
- A zona fundida da soldagem HLAW gerou os maiores valores de dureza das juntas;
- As juntas formaram duas ZTA bem distintas. A ZTACG, região mais próxima a zona fundida e uma segunda de ZTARG, mais próxima ao metal de base;
- Os resultados dos ensaios de tração apresentaram boa reprodutibilidade e todos os ensaios a ruptura ocorreram na região do metal de base, próximo à região da soldagem, indicando a boa integridade da junta soldada;
- Os ensaios CTOD confirmaram o comportamento dúctil do aço API X70, resultando em um valor do CTOD médio de 0,35 mm;
- Ambas as juntas possuíram boa capacidade de absorção de propagação de trincas, resultando em elevados valores de CTOD;
- Os CPs HLAW-FCAW tiveram os menores valores para CTOD, obtendo uma média de $\delta_{ME} = 0,21$ mm, enquanto as juntas HLAW-GMAW obteve um resultado médio de 0,28 mm;
- As fractografias pós ensaio de CTOD apresentaram uma superfície rugosa, o que confirma o comportamento elasto-plástico das juntas.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar os ensaios de CTOD variando a posição do entalhe usinado, para que possa ser avaliado por completo a região da junta;
- Realizar os ensaios de CTOD variando a temperatura, para determinar a faixa de transição dúctil-frágil;
- Estudo da corrosão das juntas soldadas.

7 REFERÊNCIAS

- ACHERJEE, Bappa. Hybrid laser arc welding: State-of-art review. **Optics & Laser Technology**, v. 99, p. 60-71, 2018.
- ADAMS JR, Clyde M. Cooling rates and peak temperatures in fusion welding. **Welding J. (NY)**, v. 37, 1958.
- AKELLA S., KUMAR B. R., **Distortion control in TIG welding process with Taguchi approach**, Advanced Materials Manufacturing and Characterization, 3, 199-205 (2013).
- ANDERSON, Ted L. **Fracture mechanics: fundamentals and applications, Fourth Edition** CRC press, 2017.
- API 5L, American Petroleum Institute. *Specification for Line Pipe. ANSI/API Specification 5L*, 45th Ed. Washington: American Petroleum Institute; 2012.
- ARAUJO, Aldecir Alves. **CURVAS DE RESISTÊNCIA CTOD-R DA INTERFACE METAL-CLAD DE TUBOS API X52 CLADEADOS POR SOLDAGEM COM INCONEL 625**. 2016. Tese de Doutorado. Universidade Federal do Rio de Janeiro.
- ASM INTERNATIONAL. American Society for Materials. High-strength structural and high-strength low-alloy steels. In: Metals Handbook Vol. 01: Properties and Selection. 10^a ed. Metals Park: Ohio, ASM, 2011.
- ATABAKI, M. Mazar et al. Experimental and numerical investigations of hybrid laser arc welding of aluminum alloys in the thick T-joint configuration. **Optics & Laser Technology**, v. 59, p. 68-92, 2014.
- AVILA, Julián A. et al. Guide for recommended practices to perform crack tip opening displacement tests in high strength low alloy steels. **Soldagem & Inspeção**, v. 21, n. 3, p. 290-302, 2016.
- AYDIN, Hakan; NELSON, Tracy W. Microstructure and mechanical properties of hard zone in friction stir welded X80 pipeline steel relative to different heat input. **Materials Science and Engineering: A**, v. 586, p. 313-322, 2013.
- BARNES, G.C. **Flux cored arc welding**. Chapter 5, DAN TN, 2009.
- BAO, Liangliang et al. **Investigation on microstructure and impact toughness of simulated heat affected zone of high strength low alloy steels by laser-arc hybrid welding**. Materials Research Express, v. 9, n. 9, p. 096519, 2022.
- BHADESHIA, H. K. D. H. About calculating the characteristics of the martensite-austenite constituent. **Proc Int Semin Weld High Strength Pipeline Steels**, CBMM TMS, p. 99-106, 2013.

BHADESHIA, H. K. D. H. Reliability of weld microstructure and property calculations. **Welding Journal-New York-**, v. 83, n. 9, p. 237-S, 2004.

BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. **Steels: microstructure and properties**. Butterworth-Heinemann, 2017.

BHADESHIA, H. K. D. H. (1982). Bainite: Overall transformation kinetics. **Le Journal de Physique Colloques**, 43(C4), C4-443.

BELTRÁN, Juan Pablo et al. Construction of slurry pipelines. **Procedia Engineering**, v. 138, p. 127-130, 2016.

BIEZMA, M. V. et al. Most fatal oil & gas pipeline accidents through history: a lessons learned approach. **Engineering failure analysis**, v. 110, p. 104446, 2020.

BONISZEWSKI, Tad. **Self-shielded arc welding**. Elsevier, 1992.

BOTT, I.S.; LUIS F.C.G.; TEXEIRA, P.R. **High-Strength Steel Development for Pipelines: A Brazilian Perspective**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 36A, p. 443 - 454, 2005.

BRANCO, Carlos Moura; FERNANDES, António Augusto; CASTRO, Paulo Manuel Salgado Tavares. Fadiga de estruturas soldadas. **Fundação Calouste Gulbenkian**, 1986.

BRANCO, Ricardo; BERTO, Filippo. Mechanical Behavior of High-Strength, Low-Alloy Steels. 2018.

BUNAZIV, Ivan et al. Fiber laser-MIG hybrid welding of 5 mm 5083 aluminum alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 233, p. 107-114, 2016.

BUNAZIV, Ivan et al. **Effect of preheating and preplaced filler wire on microstructure and toughness in laser-arc hybrid welding of thick steel**. Journal of Manufacturing Processes, v. 82, p. 829-847, 2022.

BUSCHIAZZO, A. Andres, **Crescimento de Trinca por Fadiga em Juntas Soldadas Circunferenciais em Aço da Classe API 5L-X70 Para Risers Rígidos**. 2006. Tese de Doutorado. Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

CAO, X. et al. Hybrid fiber laser–Arc welding of thick section high strength low alloy steel. **Materials & Design**, v. 32, n. 6, p. 3399-3413, 2011.

CARLA SILVA DE ARAÚJO, Livia et al. Evaluation of the influence of post welding heat treatments on microstructure and mechanical properties of API 5L X70Q weld joints. **Welding international**, v. 31, n. 4, p. 251-258, 2017.

CASALINO, G. et al. HYBRID LASER WELDING: A REVIEW. **DAAAM International Scientific Book**, 2010.

CASTRO, J. T. P.; MEGGIOLARO, M. A. Fadiga-Técnicas e Práticas de Dimensionamento Estrutural sob Cargas Reais de Serviço: Volume I- Iniciação de Trincas. 2009.

CHAPETTI, Mirco D.; STEIMBREGER, Ceferino. A simple fracture mechanics estimation of the fatigue endurance of welded joints. **International Journal of Fatigue**, v. 125, p. 23-34, 2019.

CHAPMAN, Jay P. et al. Slurry pipeline technology—an overview. In: **Proceedings of the Rio Pipeline Conference**, Rio de Janeiro, Brazil. 2009.

CHEN, Y. B. et al. Effects of welding positions on droplet transfer in CO₂ laser–MAG hybrid welding. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 68, n. 5-8, p. 1351-1359, 2013.

CHEN, Yanbin et al. Microstructure and mechanical properties of a thick-section high-strength steel welded joint by novel double-sided hybrid fibre laser-arc welding. **Materials Science and Engineering: A**, v. 582, p. 284-293, 2013.

CIZEK, Pavel et al. Effect of simulated thermomechanical processing on the transformation characteristics and microstructure of an X80 pipeline steel, **The In: International Conference on Super-High Strenght Steels**, 1.; Italia, 2005.

COLEGROVE, Paul et al. Welding process impact on residual stress and distortion. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 8, p. 717-725, 2009.

COLPAERT, Hubertus et al. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. Editora Blucher, 2008.

COOPER ORDONEZ, Robert Eduardo et al. Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares. 2004.

DE SOUSA MAROUÇO, Erick et al. ESTUDO DO APORTE TÉRMICO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE METAIS DE SOLDA DE AÇO C-Mn OBTIDOS PELO PROCESSO ARCO SUBMERSO. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 10, n. 2, 2013.

DENG, Dean; MURAKAWA, Hidekazu. Prediction of welding distortion and residual stress in a thin plate butt-welded joint. **Computational Materials Science**, v. 43, n. 2, p. 353-365, 2008.

DI, Xin-Jie et al. Microstructure and mechanical properties of intercritical heat-affected zone of X80 pipeline steel in simulated in-service welding. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 28, n. 7, p. 883-891, 2015.

DUGDALE, Donald S. Yielding of steel sheets containing slits. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 8, n. 2, p. 100-104, 1960.

EASTERLING, Kenneth. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. Elsevier, 2013.

EL RAYES, M.; WALZ, C.; SEPOLD, G. The influence of various hybrid welding parameters on bead geometry. **Welding journal**, v. 83, n. 5, p. 147-153, 2004.

FAN, M.; YI, D. K.; XIAO, Z. M. A Zener–Stroh crack in fiber-reinforced composites with generalized Irwin plastic zone correction. **International Journal of Mechanical Sciences**, v. 82, p. 81-89, 2014.

FARICHILD, D. P. et al. A study concerning intercritical HAZ microstructure and toughness in HSLA steels. **Welding journal**, v. 70, n. 12, p. 321. s-329. s, 1991.

FENG, Hui et al. Elastic-plastic behavior analysis of an arbitrarily oriented crack near an elliptical inhomogeneity with generalized Irwin correction. **European Journal of Mechanics-A/Solids**, v. 67, p. 177-186, 2018.

FERNANDES, Paulo Eduardo Alves. **Avaliação da tenacidade à fratura da zona afetada pelo calor (ZAC) do aço API 5L X80 soldado pelos processos SMAW e FCAW**. 2011. Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo.

FERREIRA, Dario et al. A New Approach to Simulate HSLA Steel Multipass Welding through Distributed Point Heat Sources Model. **Metals**, v. 8, n. 11, p. 951, 2018.

FIGUEIRÔA, Daniel Wallerstein. **Influência do teor de CO₂ e do metal de adição na soldagem híbrida laser-GMAW em aço estrutural grau S355**. 2016. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Pernambuco.

FISCHDICK ACUNA, Andres Fabricio. **Hybrid Laser Welding in API X65 and X70 Steels**. 2016. Tese de Doutorado. The Ohio State University.

FREIRE, J. L. F. **Engenharia de Dutos**. Editora ABCM, Rio de Janeiro, p. 4.4 - 4.5, 2009.

FU, Yunlong et al. Effect of metal transfer mode on spatter and arc stability in underwater flux-cored wire wet welding. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 35, p. 161-168, 2018.

GAO, Qiuzhi et al. Anisotropy and microstructural evolutions of X70 pipeline steel during tensile deformation. **Journal of Materials Research**, v. 33, n. 20, p. 3512-3520, 2018.

GHOMASHCHI, R., Costin, W., & Kurji, R. Evolution of weld metal microstructure in shielded metal arc welding of X70 HSLA steel with cellulosic electrodes: A case study. **Materials Characterization**, 107, 317-326, 2015.

GIORGETTI, V. et al. Stress corrosion cracking and fatigue crack growth of an API 5L X70 welded joint in an ethanol environment. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 169, p. 223-229, 2019.

GODEFROID, Leonardo Barbosa; SENA, Betânia Mendes; TRINDADE FILHO, Vicente Braz da. Evaluation of Microstructure and Mechanical Properties of Seamless Steel Pipes API 5L Type Obtained by Different Processes of Heat Treatments. **Materials Research**, v. 20, n. 2, p. 514-522, 2017.

GORDIENKO, A. I., Derevyagina, L. S., Malikov, A. G., Orishich, Surikova, N. S., & Volochaev, M. N. The effect of the initial microstructure of the X70 low-carbon microalloyed steel on the heat affected zone formation and the mechanical properties of laser welded joints. **Materials Science and Engineering: A**, 797, 140075, (2020).

GROSS, Dietmar; SEELIG, Thomas. **Fracture mechanics: with an introduction to micromechanics**. Springer, 2017.

HALEY, Daniel; PRATT, Oliver. **Basic principles of lasers**. Anaesthesia & Intensive Care Medicine, v. 18, n. 12, p. 648-650, 2017.

HALVERSON CTS, <<http://www.halversoncts.com/78-gas-metal-arc-welding-gmaw-and-flux-cored-arc-welding-fcaw-welding-stations.html>>, acessado dia 02/02/2020.

HASHEMI, S. H.; MOHAMMADYANI, D. Characterisation of weldment hardness, impact energy and microstructure in API X65 steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 98, p. 8-15, 2012.

HASLER, S., Roelofs, H., Urlau, U., & Kruse, J. New bainitic steel for cold heading applications. Wieland, HJ (Edtr.): **Future trends in steel development, processing technologies and applications**, Stahleisen, 207-214, 2011.

HERMENEGILDO, Tahiana Francisca da Conceição et al. **Soldagem por atrito com pino não consumível do aço de alta resistência ISO 3183 X80M**. 2012.

HERTZBERG, Richard W.; VINCI, Richard Paul; HERTZBERG, Jason L. **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. New York: Wiley, 1996.

HIPPERT JR, E. Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J- Δa para previsão de colapso em dutos. **Dissertações (Doutorado)-Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica**, 2004.

HOWARD, Robert A. **Flux-cored brazing preform**. U.S. Patent n. 10,086,477, 2 out. 2018.

HU, B.; DEN OUDEN, G. Synergetic effects of hybrid laser/arc welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 10, n. 4, p. 427-431, 2005.

HUDA, Nazmul et al. Influence of martensite-austenite (MA) on impact toughness of X80 line pipe steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 662, p. 481-491, 2016.

IONIX, < <http://www.ionix.fi/en/technologies/laser-processing/hybrid-laser-welding>>, acessado dia 12/11/2019.

JACOBO, L. R., García-Hernández, R., López-Morelos, V. H., & Contreras, A. Effect of acicular ferrite and bainite in API X70 steel obtained after applying a heat treatment on corrosion and cracking behaviour. **Metals and Materials International**, 27, 3750-3764, 2021.

JAMES, M. N. Residual stress influences on structural reliability. **Engineering Failure Analysis**, v. 18, n. 8, p. 1909-1920, 2011.

JASNAU, Ulf; HOFFMANN, Jan; SEYFFARTH, Peter. Nd: YAG–Laser–GMA–Hybrid Welding in Shipbuilding and Steel Construction. In: **Robotic Welding, Intelligence and Automation**. Springer, Berlin, Heidelberg, 2004. p. 14-24.

JORGE, J. C. F. et al. **Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C–Mn and high strength low alloy steel weld metals—a review**. Journal of Materials Research and Technology, v. 10, p. 471-501, 2021.

JOSHI, Pranav S. et al. Supply Chain Innovations in the Oil and Gas Industry. In: **IIE Annual Conference. Proceedings. Institute of Industrial and Systems Engineers (IISE)**, 2017. p. 1852-1857.

KAH, P. Overview of the exploration status of laser-arc hybrid welding processes. **Rev. Adv. Mater. Sci**, v. 30, p. 112-132, 2012.

KAH, P.; SALMINEN, A.; MARTIKAINEN, J. The effect of the relative location of laser beam with arc in different hybrid welding processes. **Mechanics**, v. 83, n. 3, p. 68-74, 2010.

KANNAN, T.; MURUGAN, N. Effect of flux cored arc welding process parameters on duplex stainless steel clad quality. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 176, n. 1-3, p. 230-239, 2006.

KATAYAMA, S. (Ed.). **Handbook of laser welding technologies**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2013.

KAYAMORI, Yoichi; KAWABATA, Tomoya; HAGIHARA, Yukito. Formulation of CTOD design curve considering the yield to tensile ratio. **Procedia Structural Integrity**, v. 5, p. 279-285, 2017.

KELLY, S. M. et al. Using hybrid laser-arc welding to reduce distortion in ship panels. **Welding Journal**, v. 88, n. 3, p. 32-36, 2009.

KOLMSKOG, P. Does Bainite form with or without diffusion: The experimental and theoretical evidence (Doctoral dissertation, KTH Royal Institute of Technology), 2013.

KONSTRUKCIJSKA, VISOKOTRDNALNA MALOLEGIRANA HSLA. High-strength low-alloy (HSLA) steels. **Materiali in tehnologije**, v. 45, n. 4, p. 295-301, 2011.

KRAUSS, G., & Thompson, S. W. Ferritic microstructures in continuously cooled low- and ultralow-carbon steels. **ISIJ international**, 35(8), 937-945, 1995.

LI, Hui et al. Microstructure transformation of X70 pipeline steel welding heat-affected zone. **Rare Metals**, v. 33, n. 4, p. 493-498, 2014.

LI, Chaowen et al. Microstructure and toughness of coarse grain heat-affected zone of domestic X70 pipeline steel during in-service welding. **Journal of Materials Science**, v. 46, n. 3, p. 727-733, 2011.

LI, Xueda et al. Influence of martensite–austenite constituents formed at different intercritical temperatures on toughness. **Materials & Design**, v. 67, p. 457-463, 2015.

LIN, Q.; LI, X.; SIMPSON, S. W. Metal transfer measurements in gas metal arc welding. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 34, n. 3, p. 347, 2001.

LIU, C., Di, X., Chen, C., Guo, X., & Xue, Z. A bainite transformation kinetics model and its application to X70 pipeline steel. **Journal of Materials Science**, 50, 5079-5090, 2015.

LOMOZIK, M. Effect of the welding thermal cycles on the structural changes in the heat affected zone and on its properties in joints welded in low-alloy steels. **Welding international**, v. 14, n. 11, p. 845-850, 2009.

LU, Yaohui , Zhu, S., Zhao, Z., Chen, T., & Zeng, J. Numerical simulation of residual stresses in aluminum alloy welded joints. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 50, p. 380-393, 2020.

MARTYNOV, Sergey B. et al. Assessment of fracture propagation in pipelines transporting impure CO₂ streams. **Energy Procedia**, v. 114, p. 6685-6697, 2017.

Matsuda, H., & Bhadeshia, H. K. Kinetics of the bainite transformation. Proceedings of the Royal Society of London. Series A: **Mathematical, Physical and Engineering Sciences**, 460(2046), 1707-1722, 2004.

MODENESI, Paulo J. Efeitos mecânicos do ciclo térmico. **Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal de Minas Gerais-UFMG**, 2001.

MOHAMAT, Syarul Asraf et al. The effect of flux core arc welding (FCAW) processes on different parameters. **Procedia Engineering**, v. 41, p. 1497-1501, 2012.

MONTEMARANO, T. W. et al. High strength low alloy steels in naval construction. **Journal of Ship Production**, v. 2, n. 03, p. 145-162, 1986.

MURUGAN, V. Vel; GUNARAJ, V. Effects of process parameters on angular distortion of gas metal arc welded structural steel plates. **Welding journal**, v. 11, p. 165-171, 2005.

NAVY

NETO, Campos; DA SILVA, Carlos Alvares; POMPERMAYER, Fabiano Mezadre. Ressurgimento da indústria naval no Brasil (2000-2013). 2014.

NEVES, J.; LOUREIRO, A. Fracture toughness of welds—effect of brittle zones and strength mismatch. **Journal of materials processing technology**, v. 153, p. 537-543, 2004.

NOGUEIRA, Rosiane de Castro. Caracterização mecânica e análise microestrutural com a utilização da técnica de tríplice ataque do aço multifásico AISI 4350. 2013.

ONYEGIRI, Ikechukwu; KASHTALYAN, Maria. Engineering critical assessment for a sandwich pipe field joint. **Ocean Engineering**, v. 172, p. 788-802, 2019.

OUCHI, C. **Development of Steel Plates by Intensive Use of TMCP and Direct Quenching Processes**. ISIJ International, Vol. 41. Japan: Department of Metallurgy, Graduate School of Engineering, Tohoku University. 2001. 542-553 p

PALMER, A. C.; KING, R. A. **Subsea Pipeline Engineering**. 2º Ed. PennWell Books, 2008. 575 p.

PARK, Dong-Yeob et al. **Fracture toughness of X70 pipe girth welds using clamped SE (T) and SE (B) single-specimens**. In: International Pipeline Conference. American Society of Mechanical Engineers, 2014. p. V004T11A005.

PEREIRA JH, Bracarense AQ. Monitoramento contínuo das distorções ocorridas na soldagem GMAW robotizado de um modelo em escala reduzida de anel segmentado utilizando sensores a laser. In: **Anais do 41º Congresso Nacional de Soldagem**; 2015; Salvador, BA. Moema: ABS; 2015.

PEREIRA, Jonathas Henrique; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. Analysis of distortion in welding joints in “X” and “V” reduced-scale models of segmented rings using continuous monitoring with laser sensors. **Soldagem & Inspeção**, v. 21, n. 1, p. 44-58, 2016.

PETRING, D. Developments in hybridisation and combined laser beam welding technologies. In: **Handbook of Laser Welding Technologies**. Woodhead Publishing, 2013. p. 478-506e.

PETROBRAS, <<http://www.petrobras.com.br/fatos-e-dados/>>, acessado dia 12/19/2019.

QI, Xiaonan et al. **Effect of secondary peak temperature on microstructure and toughness in ICCGHAZ of laser-arc hybrid welded X100 pipeline steel joints**. Journal of Materials Research and Technology, v. 9, n. 4, p. 7838-7849, 2020.

QUIDORT, D., & Brechet, Y. J. A model of isothermal and non isothermal transformation kinetics of bainite in 0.5% C steels. **ISIJ international**, 42(9), 1010-1017, 2002.

RAO, Z. H.; LIAO, S. M.; TSAI, Hai-Lung. Modelling of hybrid laser–GMA welding: review and challenges. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 4, p. 300-305, 2011.

REES, G. I., & Bhadeshia, H. K. D. H. Bainite transformation kinetics part 1 modified model. **Materials Science and Technology**, 8(11), 985-993, 1992.

RODRIGUES, Emanuel Rezende. **Influência de parâmetros do processo FCAW-G nas características da solda do aço ASTM A-36**. 2010. Dissertação de Mestrado. Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Roccisano, A., Nafisi, S., Stalheim, D., & Ghomashchi, R. Effect of TMCP rolling schedules on the microstructure and performance of X70 steel. **Materials Characterization**, 178, 111207, 2021.

SAEDI, A. H.; HAJJARI, E.; SADROSSADAT, S. Mohsen. Microstructural Characterization and Mechanical Properties of TIG-Welded API 5L X60 HSLA Steel and AISI 310S Stainless Steel Dissimilar Joints. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 49, n. 11, p. 5497-5508, 2018.

SCOTTI, Américo; PONOMAREV, Vladimir; LUCAS, William. A scientific application oriented classification for metal transfer modes in GMA welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 212, n. 6, p. 1406-1413, 2012.

SHANMUGAM, R.D.K.; MISRA, J.; HARTAMANN, S.G., JANSTO. **Microstructure of High Strength Niobium-Containing Pipeline Steel**. Materials Science and Engineering A, v. 441, p. 215-229, 2006.

SILVA, Maurício de Carvalho et al. Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80. **Escola Politécnica da Universidade de São Paulo: São Paulo**, 2009.

SILVA, MLVJ. **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**. 2013. Tese de Doutorado. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro.

SINGH, Ramesh. **Applied welding engineering: processes, codes, and standards**. Butterworth-Heinemann, 2015.

SOUZA, F. H. S. **Avaliação da tenacidade à fratura pela técnica de CTOD para o tubo de aço X65Q API 5L hidrogenado em ambiente com H₂S**. 2011. Tese de Doutorado. Dissertação]. Belo Horizonte: Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais.

STEEN, William M.; MAZUMDER, Jyotirmoy. Laser surface treatment. In: **Laser material processing**. Springer, London, 2010. p. 295-347.

STROHAECKER, Telmo Roberto. Mecânica da fratura. **Laboratório de Metalurgia Física, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil**. 99p, p. 17-29, 2007.

SVENUNGSSON, Josefine; CHOQUET, Isabelle; KAPLAN, Alexander FH. Laser welding process—a review of keyhole welding modelling. **Physics procedia**, v. 78, p. 182-191, 2015.

TAMURA, Imao; SEKINE, Hiroshi; TANAKA, Tomo. **Thermomechanical processing of high-strength low-alloy steels**. Butterworth-Heinemann, 2013.

TENG, Tso-Liang et al. Analysis of residual stresses and distortions in T-joint fillet welds. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 78, n. 8, p. 523-538, 2001.

THOMPSON, S.W.; KRAUSS, G. Continuous Cooling Transformations and Microstructures in a Low-Carbon, High-Strength Low-Alloy Plate Steel. **Metallurgical Transactions A**, v. 21A, p.1493-1503, June 1990.

THOMPSON, S.W.; KRAUSS, G. Structure and Properties of Continuously Cooled Bainitic Ferrite-Austenite-Martensite Microstructures. In: **Mechanical Working and Steel Processing**, Chicago, October, 1989, p. 467-481.

TIAN, Liang et al. Prediction of transverse and angular distortions of gas tungsten arc bead-on-plate welding using artificial neural network. **Materials & Design** (1980-2015), v. 54, p. 458-472, 2014.

TOYODA, Masao. Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Testing Method for Heat-Affected Zone (HAZ) Toughness of Steel Welds with Particular Reference to Local Inhomogeneity. In: **Fracture Mechanics: Twenty-Fourth Volume**. ASTM International, 1994.

TSUMURA, Shuichi; MURAKAMI, Koji; GOTOH, Koji. A study on the angular distortion in tee type full penetrated welded joint fabricated by the laser-arc hybrid welding. **Welding international**, v. 31, n. 12, p. 911-919, 2017.

TURICHIN, G. et al. Hybrid laser arc welding of X80 steel: influence of welding speed and preheating on the microstructure and mechanical properties. **Physics Procedia**, v. 78, p. 35-44, 2015.

TURICHIN, G. et al. Influence of heat input and preheating on the cooling rate, microstructure and mechanical properties at the hybrid laser-arc welding of API 5L X80 steel. *Procedia Cirp*, v. 74, p. 748-751, 2018.

UMBACH, Frank. Global energy security and the implications for the EU. **Energy policy**, v. 38, n. 3, p. 1229-1240, 2010.

ÜSTÜNDAĞ, Ömer et al. Mechanical Properties of Single-pass Hybrid Laser Arc Welded 25 mm Thick-walled Structures Made of Fine-grained Structural Steel. **Procedia Manufacturing**, v. 36, p. 112-120, 2019.

VILLANI, Paulo; MODENESI, Paulo José; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Elsevier Brasil, 2017.

VASCO-OLMO, J. M. et al. Characterisation of fatigue crack growth using digital image correlation measurements of plastic CTOD. Theoretical and Applied **Fracture Mechanics**, v. 101, p. 332-341, 2019.

WANG, W.; LIU, S.; JONES, J. E. Flux cored arc welding: arc signals, processing and metal transfer characterization. **Welding Journal-Including Welding Research Supplement**, v. 74, n. 11, p. 369s, 1995.

WANG, X.-N. et al. Effect of heat input on microstructure and properties of hybrid fiber laser-arc weld joints of the 800 MPa hot-rolled Nb-Ti-Mo microalloyed steels. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 91, p. 86-96, 2017.

WANG, Yikun et al. Engineering critical assessment and variable sensitivity analysis for as-welded S690 steels. **Engineering Failure Analysis**, v. 109, p. 104282, 2020.

WĘGŁOWSKI, Marek et al. Mechanical properties and metallographic characteristics of girth welded joints made by the arc welding processes on pipe steel grade API 5L

X70. **Advances in Manufacturing Science and Technology**, v. 41, n. 4, p. 51-62, 2017.

XU, Y. C. et al. Microstructures and mechanical properties of friction hydro-pillar processing overlap welding in API 5L X65 pipeline steel. **Welding in the World**, v. 62, n. 2, p. 325-338, 2018.

YAMAMOTO Shigeaki. The ABC's of Arc Welding and Inspection. Shinko Welding Service Co., Ltd., Second Edition, 2003, P.58-59.

YOU, D. Y.; GAO, X. D.; KATAYAMA, S. Review of laser welding monitoring. **Science and technology of welding and joining**, v. 19, n. 3, p. 181-201, 2014.

YUKLER Ahmet Irfan, Kurtulmus Memduh , Dogan Ezgi (2018). Angular Distortion in Butt Arc Welding. **International Journal of Engineering Science and Application** Vol. 2, No. 4.

ZAJAC, S., Schwinn, V., & Tacke, K. H. Characterisation and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels. **In Materials Science Forum** (Vol. 500, pp. 387-394). Trans Tech Publications Ltd, 2005.

ZHANG, S., Sun, J., Zhu, M., Zhang, L., Nie, P., & Li, Z. (2019). Effects of shielding gases on process stability of 10CrNi3MoV steel in hybrid laser-arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, 270, 37-46.

ZHANG, Xiong; MI, Gaoyang; WANG, Chunming. Microstructure and performance of hybrid laser-arc welded high-strength low alloy steel and austenitic stainless steel dissimilar joint. **Optics & Laser Technology**, v. 122, p. 105878, 2020.

ZHAO, L. et al. Influence of welding parameters on distribution of wire feeding elements in CO2 laser GMA hybrid welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 5, p. 457-467, 2009.

ZHAO, Ming-Chun; YANG, Ke; SHAN, Yiyang. The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 335, n. 1-2, p. 14-20, 2002.

ZHIYONG, Li et al. Coupling of laser with plasma arc to facilitate hybrid welding of metallic materials: a review. **Journal of materials engineering and performance**, v. 22, n. 2, p. 384-395, 2013.

ZHOU, Qi et al. Optimization of process parameters of hybrid laser–arc welding onto 316L using ensemble of metamodells. **Metallurgical and Materials Transactions B**, v. 47, n. 4, p. 2182-2196, 2016.

ZHU, Z., Kuzmikova, L., Li, H., & Barbaro, F. The effect of chemical composition on microstructure and properties of intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone in X70 steels. **Metallurgical and Materials Transactions B**, 45, 229-235, 2014.