

Elizangela de Macêdo Brito

Comportamento mecânico e metalúrgico do aço dual  
phase 1000 galvanizado e não galvanizado em juntas  
soldadas pelo processo gmaw com transferencia por curto-  
circuito na indústria automotiva



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
2023

Comportamento mecânico e metalúrgico do aço dual  
phase 1000 não galvanizado e não galvanizado em juntas  
soldadas pelo processo gmaw com transferencia por curto-  
circuito convencional na indústria automotiva

Tese apresentada ao Programa  
de Pós-graduação em Engenharia  
Mecânica da Universidade  
Federal de Uberlândia, como  
parte dos requisitos para a  
obtenção do título de Doutora em  
Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Materiais  
e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Louriel  
Oliveira Vilarinho

Co orientador: Prof. Dr. Ayrton de  
Sá Brandim

Ficha Catalográfica Online do Sistema de Bibliotecas da UFU  
com dados informados pelo(a) próprio(a) autor(a).

B862 Brito, Elizangela de Macêdo, 1979-  
2023 Comportamento Mecânico e Metalúrgico do Aço Dual Phase  
1000 Galvanizado e Não Galvanizado em Juntas Soldadas  
pelo Processo GMAW com Transferência por Curto-Circuito  
Convencional na Indústria Automotiva [recurso  
eletrônico] / Elizangela de Macêdo Brito. - 2023.

Orientador: Louriel Oliveira Vilarinho.

Coorientador: Ayrton de Sá Brandim.

Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia,  
Pós-graduação em Engenharia Mecânica.

Modo de acesso: Internet.

Disponível em: <http://doi.org/10.14393/ufu.te.2023.64>

Inclui bibliografia.

Inclui ilustrações.

1. Engenharia mecânica. I. Vilarinho, Louriel  
Oliveira, 1975-, (Orient.). II. Brandim, Ayrton de Sá,  
1963-, (Coorient.). III. Universidade Federal de  
Uberlândia. Pós-graduação em Engenharia Mecânica. IV.  
Título.

CDU: 621

Bibliotecários responsáveis pela estrutura de acordo com o AACR2:

Gizele Cristine Nunes do Couto - CRB6/2091

Nelson Marcos Ferreira - CRB6/3074



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA**  
**Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica**  
 Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902  
 Telefone: (34) 3239-4282 - www.posmecanicaufu.com.br - secposmec@mecanica.ufu.br



### ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Tese de Doutorado Acadêmico, nº 350, PPGEM				
Data:	24/02/2023	Hora de início:	08:15	Hora de encerramento:	12:15
Matrícula do Discente:	11813EMC003				
Nome do Discente:	Elizangela de Macêdo Brito				
Título do Trabalho:	Comportamento Mecânico e Metalúrgico do Aço Dual Phase 1000 Galvanizado e Não Galvanizado em Juntas Soldadas pelo Processo GMAW com Transferência por Curto-Circuito Convencional na Indústria Automotiva				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)				
Projeto de Pesquisa de vinculação:	Desenvolvimento de Tecnologias de Deposição 4.0 com Inovação, Gestão e Inclusão				

Reuniu-se por meio de videoconferência a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: Rosemar Batista da Silva - FEMEC/UFU; Roberto Mendes Finzi Neto - FEMEC/UFU; José Antonio Esmerio Mazzaferro - UFRGS; Alexandre Queiroz Bracarense - UFMG; Ayrton de Sá Brandim (coorientador) -IFPI e Louriel Oliveira Vilarinho - FEMEC/UFU, orientador da candidata.

Iniciando os trabalhos, o presidente da mesa, Dr. Louriel Oliveira Vilarinho, apresentou a Comissão Examinadora e a candidata, agradeceu a presença do público, e concedeu à Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação da Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(às) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ultimeada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

Aprovado.

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutora.

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Louriel Oliveira Vilarinho, Professor(a) do Magistério Superior**, em 24/02/2023, às 12:19, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Roberto Mendes Finzi Neto, Professor(a) do Magistério Superior**, em 24/02/2023, às 12:21, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **José Antonio Esmerio Mazzaferro, Usuário Externo**, em 24/02/2023, às 12:22, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Rosemar Batista da Silva, Professor(a) do Magistério Superior**, em 24/02/2023, às 12:23, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Alexandre Queiroz Bracarense, Usuário Externo**, em 24/02/2023, às 12:39, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Ayrton de Sá Brandim, Usuário Externo**, em 02/03/2023, às 23:15, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://www.sei.ufu.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **4279278** e o código CRC **ED90E07A**.

*Dedico,  
A Deus, a meu filho Luís Brito  
Vastag.*

*“Pai, acende a tua divina Luz em torno  
de todo aqueles que te olvidaram a  
bênção nas sombras da caminhada  
terrestre.”*

**JESUS CRISTO**

## AGRADECIMENTOS

À Deus, que é a inteligência suprema, causa primária de todas as coisas;

A meu filho Luís Brito Vastag por sempre estar ao meu lado nesses anos que foram tão difíceis;

A meu orientador Prof. Dr. Louriel Vilarinho por ser o braço forte em todas as ocasiões de dificuldades;

Ao Prof. Dr. Ayrton Brandim por sua contribuição técnica e confiança no desenvolvimento desse trabalho;

À USIMINAS especialmente aos colaboradores Renato Acypreste e Tadeu Borba, que não somente doaram o material da pesquisa, mas, me acompanharam até o fim com os resultados;

Ao Prof. Valtair Ferraresi pela colaboração e confiança depositadas;

Aos Professores Scotti e Vladimir pela elaboração do excelente livro que norteou em todo o caminho;

Aos amigos do Laprosolda que me ajudaram e animaram na caminhada, especialmente Daniel, Diandro, Douglas (Batuta), Edmundo (Ed), Henrique, Leadro e Lucas (Kabeça);

A Val da equipe de manutenção e conservação da UFU que tanto me alegrou com seus sorrisos nos dias trabalho intenso;

Ao técnico Magayver pelas análises de MEV e EDS;

Ao técnico da oficina/FEMEC, o querido Lazinho;

Ao Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste, Universidade Federal de Uberlândia, em especial ao Prof. Dr. Sinésio Franco pela disponibilização do equipamento de EBSD e microdureza;

Aos colegas do IFPI em Teresina-PI, Carla, Igor e Janiel pela parceria nos estudos do material;

A indústria Ferronorte em Teresina-PI pelo auxílio na realização dos ensaios de tração.

Aos todos os professores da Pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, pelos conhecimentos passados ao longo do curso de pós-graduação;

À Universidade Federal de Uberlândia e à Faculdade de Engenharia Mecânica pela oportunidade de realizar este Curso tão sonhado;

A Capes pelo financiamento com o fornecimento da bolsa auxílio;

A todos aqueles que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho.



BRITO, E. M. **Comportamento Mecânico e Metalúrgico do Aço Dual Phase 1000 Galvanizado e Não Galvanizado em Juntas Soldadas pelo Processo GMAW com Transferência por Curto-Circuito Convencional na Indústria Automotiva.** 2023, 204 f. Tese de doutorado. Universidade Federal de Uberlândia, MG, Brasil.

## RESUMO

*Com foco do crescimento sustentável, as indústrias automotivas vêm investindo no desenvolvimento de veículos com materiais que possuam redução de massa e maior segurança para os passageiros. Os aços Dual Phase (DP) vêm se destacando entre os aços avançados de alta resistência (AHSS), por apresentar elevada resistência mecânica, boa tenacidade e ductilidade. Da mesma forma, a soldagem GMAW por curto circuito convencional tem se mostrando promissora por ser um dos processos mais produtivos e baratos entre os processos de soldagem existentes. A presente tese propõe a soldagem GMAW por curto circuito convencional de aços DP 1000 galvanizado e não galvanizado com 1,39mm de espessura, com variações de parâmetros de soldagem, precedida de um estudo sistemático das características microestruturais e mecânicas do mesmo, visando a produção de juntas soldadas com boas características mecânicas e metalúrgicas para aplicações na indústria automotiva. A caracterização microestrutural foi realizada com auxílio de técnicas de microscopia óptica (M.O), microscopia eletrônica de varredura com espectroscopia de energia dispersiva (MEV/EDS) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). As características mecânicas do metal base foi realizada por ensaio de tração e dureza Vickers. As juntas soldadas mais representativas foram submetidas a ensaios de tração uniaxial, Charpy, mapeamento de microdureza. Suas características microestruturais foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), bem como tiveram suas geometrias analisadas. Como resultado teve-se que para a soldagem por curto circuito convencional dos aços DP 1000 galvanizado verificou-se a necessidade de um menor aporte térmico, em virtude da camada de zinco que recobre o material. Geometricamente os cordões de solda do aço DP 1000 galvanizado e não galvanizado atenderam às especificações apresentadas na norma alemã SEP 1220-5 (2020). Por fim, a soldagem com processo GMAW por curto circuito convencional para os aços DP 1000 galvanizado e não galvanizado se constituiu em uma alternativa bastante viável no que diz respeito às propriedades mecânicas apresentadas, pois apesar de terem sido verificados reduções nos limites de resistência à tração, e alongamento máximo, as reduções ocorreram em faixas aceitáveis.*

**Palavras-Chave:** GMAW, Curto Circuito Convencional, Dual Phase, Sustentabilidade.

BRITO, E. M. **Mechanical and Metallurgical Behavior of Dual Phase 1000 Steel Uncoated and Coated in Joints Welded by the GMAW Process with Conventional Short-Circuit Transfer for Automotive Industry.** 2023, 204 f. Doctoral thesis. Federal University of Uberlândia, MG, Brazil.

## ABSTRACT

*With a focus on sustainable growth, automotive industries have been investing in the development of vehicles with materials that reduce mass and provide greater safety for passengers. Dual Phase (DP) steels have stood out among advanced high-strength steels (AHSS), due to their high mechanical resistance, good toughness and ductility. Likewise, GMAW welding by conventional short circuit has shown promise as it is one of the most productive and cheapest processes among existing welding processes. This thesis proposes GMAW welding by conventional short circuit of galvanized and non-galvanized DP 1000 steels with 1.39mm thickness, with variations in welding parameters, preceded by a systematic study of the microstructural and mechanical characteristics of the same, aiming at the production of welded joints with good mechanical and metallurgical characteristics for applications in the automotive industry. The microstructure characterization was carried out using optical microscopy (OM), scanning electron microscopy with energy dispersive spectroscopy (SEM/EDS) and electron backscattered diffraction (EBSD). The mechanical characteristics of the base metal were carried out using Vickers tensile and hardness tests. The most representative welded joints were subjected to uniaxial tensile tests, Charpy, and microhardness mapping. Its microstructural characteristics were analyzed by scanning electron microscopy (SEM), as well as its geometries. As a result, for conventional short circuit welding of coated DP 1000 steels, there was a need for a lower heat input, due to the zinc layer that covers the material. Geometrically, the weld beads of coated and uncoated DP1000 steel met the specifications presented in the German standard SEP 1220-5 (2020). Finally, welding with the GMAW process by conventional short circuit for galvanized and non-galvanized DP 1000 steels constituted a very viable alternative with regard to the mechanical properties presented, as despite reductions in tensile strength limits being observed, and maximum elongation, the reductions occurred within acceptable ranges.*

**Keywords:** GMAW, Conventional Short Circuit, Dual Phase, Sustainability.

## LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

- AHSS - Aços avançados de alta resistência- advanced high strength steel
- AISI - American Iron and Steel Institute
- ARBL - Aços de alta resistência e baixa liga
- ASTM - American Society for Testing and Materials
- A1 – Temperatura de austenitização
- b – Espessura da chapa
- °C – Graus Celsius
- c – Calor específico
- CCC – Curto Circuito Controlado
- CNC – *Computer Numeric Control*
- CP - Aço de fase complexa- complex phase
- DBCP – Distancia bico de contato peça
- DIN - Deutsche Industrie Normen
- DP - Aço bifásico- dual-phase
- E – Tensão de Soldagem
- EBSD - Difração de elétrons retroespalhados- electron backscatter diffraction
- EDS - Espectroscopia de Energia Dispersiva
- GMAW – *Gas Metal Arc Welding*
- Hnet - aporte térmico líquido
- HSLA - Aço de alta resistência e baixa liga- high strength low alloy
- HSS - Aços convencionais de alta resistência- high strength steels
- HV - Dureza Vickers- hardness Vickers
- IISI - International Iron and Steel Institute
- I – Corrente de soldagem
- Laprosolda – Centro para pesquisa e desenvolvimento de processos de soldagem
- LE - Limite de escoamento
- LR - Limite de resistência à tração
- NOAA - Administração Nacional Oceânica e Atmosférica dos Estados Unidos
- MEV - Microscopia eletrônica de varredura
- MIG/MAG – *Metal Inert Gas/Metal Active Gas*
- MS - Aço martensítico (*martensitic steel*)
- MO - Microscopia óptica
- RGF – Região de grãos finos
- RGG – Região de grãos grosseiros

RIC – Região Intercrítica

RSC – Região Subcrítica

SAE - Society of Automotive Engineers

T0 – Temperatura inicial da chapa

Tc – Temperatura crítica

Tf – Temperatura de fusão

Tm – Temperatura de fusão

Tr – Temperatura de cálculo para taxa de resfriamento

T – Temperatura

t – tempo

TRIP - Transformation induced plasticity

TWIP -Twinning induced plasticity

UHSS - Ultra high strength steel

ULSAB - Ultra light steel autobody

ULSAB-AVC - Ultra light steel autobody- advanced vehicles concept

V – Vazão do gás

Va – Velocidade de alimentação do arame

Vs – Velocidade de soldagem

ZTA – Zona termicamente afetada

ZAC – Zona Termicamente afetada pelo calor

## SUMÁRIO

<b>INTRODUÇÃO</b> .....	<b>18</b>
1.1 Objetivos .....	20
1.1.1 Geral .....	20
1.1.2 Específicos: .....	21
<b>REVISÃO DA LITERATURA</b> .....	<b>22</b>
2.1 Os Aços Avançados de Alta Resistência para a Indústria Automotiva .....	22
2.2 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS – Advanced High Strength Steel) .....	26
2.3 Aços Dual Phase - DP .....	29
2.3.1 Processamento dos Aços DP's .....	31
2.3.2 Elementos de liga dos Aços DP's .....	35
2.3.3 Propriedades mecânicas dos aços DP's .....	38
2.3.3 Deformação nos aços DP's .....	39
2.3.4 Expoente de encruamento .....	40
2.4 O Processo de Soldagem GMAW .....	43
2.4.1 Modos de Transferências Metálicas .....	45
2.4.2 Transferência Metálica por Curto-circuito .....	50
2.4.3 Estabilidade do Processo com transferência metálica por curto-circuito .....	52
2.4.4 Fluxo de Calor e Modelos Térmicos .....	58
2.5 Macroestrutura da Solda .....	65
2.5.1 Zona Termicamente Afetada (ZTA) .....	66
2.6 Soldabilidade dos aços Dual Phases .....	68
<b>METODOLOGIA EXPERIMENTAL</b> .....	<b>73</b>
3.1 Materiais e Identificação dos Procedimentos a Serem Aplicados. ....	73
3.2 Caracterização do Metal de Base (MB) .....	76
3.2.1 Determinação da Composição Química .....	76
3.2.2 Caracterização Macroestrutural e Microestrutural .....	78
3.2.2.1 Microscopia Óptica – M.O .....	78
3.2.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva MEV/EDS .....	79
3.2.2.3 Análise por difração de elétrons retroespalhados – EBSD .....	80
3.2.3 Caracterização Mecânica .....	81
3.2.3.1 Ensaio de Tração. ....	81
3.2.3.2 Ensaio de Microdureza .....	86
3.2.4 Preparo Metalográfico das Amostras .....	87

3.2.4.1 Seccionamento.....	87
3.2.4.2 Embutimento .....	88
3.2.4.3 Lixamento.....	89
3.2.4.4 Polimento .....	91
3.2.4.5 Ataque Químico.....	92
3.3 Montagem da Bancada de Experimentos e Parametrização dos Cordões de Solda.....	92
3.3.1 Bancada Experimental .....	93
3.3.1.1 Fonte de Soldagem Curto Circuito Convencional.....	94
3.3.1.2 Arame Eletrodo.....	95
3.3.1.3 Gás de Proteção.....	96
3.3.1.4 Tocha .....	97
3.3.1.5 Sistema de Aquisição de Dados Tensão e Corrente.....	99
3.4 Preparo das Chapas de Testes e Parametrização do Processo de Soldagem GMAW Curto Circuito Convencional.....	104
3.4.1 Preparo das Chapas de Testes (chapa preta) .....	104
3.4.2 Preparo das Chapas aço DP 1000 .....	106
3.4.3 Parametrização do Processo de Soldagem GMAW Curto Circuito Convencional com Aço Carbono 16 .....	107
3.4.4 Parametrização do Processo de Soldagem GMAW Curto Circuito Convencional com Aço DP 1000 .....	115
3.4.5 Macrografia e Métodos de Ensaio Pós Soldagem.....	119
3.4.5.1 Macrografia .....	119
3.4.5.2 Ensaio de Tração .....	123
3.4.5.3 Ensaio de Impacto Charpy .....	125
3.4.5.4 Ensaio de Microdureza Vickers .....	127
<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>131</b>
4.1 Materiais.....	131
4.1.1 Metal Base .....	131
4.1.1.1 Composição Química .....	131
4.1.1.2 Temperatura de Fusão e Carbono Equivalente .....	134
4.1.2 Análise Metalográfica .....	136
4.1.2.1 Microscopia Óptica .....	136
4.1.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia por Energia Dispersiva – MEV/EDS.....	138
4.1.2.3 Estimativa do Tamanho do Grão Ferrítico .....	142

4.1.2.4 Difração por Elétros Retroespalhados - EBSD.....	143
4.1.2.5 Microdureza.....	145
4.1.2.6 Ensaio de Tração .....	147
4.2 Caracterização da Junta Soldada Pelo Processo GMAW Curto Circuito	
Convencional .....	150
4.2.1 Ensaio de Tração.....	150
4.2.2 Microdureza.....	156
4.2.3 Ensaio de MEV .....	162
4.2.4 Geometria do Cordões de Solda .....	164
<b>CONSIDERAÇÕES FINAIS .....</b>	<b>172</b>
<b>TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>175</b>
<b>REFERENCIAS .....</b>	<b>176</b>
<b>APÊNDICE I.....</b>	<b>190</b>
<b>APENDICE II.....</b>	<b>192</b>
IVCC- cordões de solda .....	192
ii.1: IVCC amostra 4 .....	192
ii.2: IVCC amostra 4G .....	192
ii.3: IVCC amostra 9 .....	193
ii.4: IVCC amostra 9G .....	193
ii.5: IVCC amostra 14 .....	193
ii.6: IVCC amostra 14G.....	194
<b>APÊNDICE III.....</b>	<b>195</b>
Fotos cordões de solda .....	195
iii.1: Fotos cordões de solda aço DP1000 galvanizado e não galvanizado .....	195
<b>APENDICE IV .....</b>	<b>196</b>
Mapa / Perfil de Microdureza.....	196
iv.1: Mapa de Microdureza da junta amostra 14 .....	196
iv.2: Mapa de Microdureza da junta amostra 14G .....	196
iv.3: Mapa de Microdureza da junta amostra 14 .....	196
iv.4: Perfil de Microdureza da junta amostra 14G .....	196
<b>APENDICE V .....</b>	<b>198</b>
Gráficos de Microdureza .....	198
v.1: Perfil de microdureza metal de solda para cordões de solda com velocidade de alimentação do arame de 5,5 m/min.....	198
v.2: Perfil de microdureza metal de solda para cordões de solda com velocidade de alimentação do arame de 6,0 m/min.....	198

v.3: Perfil de microdureza GGZAC para cordões de solda com velocidade de alimentação do arame de 5,5 m/min.....	199
v.4: Perfil de microdureza GGZAC para cordões de solda com velocidade de alimentação do arame de 6,0 m/min.....	199
<b>APENDICE VI .....</b>	<b>200</b>
MEV dos cordões de solda 10 , 10G, 15 e 15G.....	200
vi.1 MEV – amostra 10 .....	200
vi.2 MEV – amostra 10G .....	201
vi.3 MEV – amostra 15 .....	201
vi.4 MEV – amostra 15G .....	201
<b>APENDICE VII .....</b>	<b>202</b>
Escaneamento das amostras para análise geométrica.....	202
vii.1 Escaneamento das amostras para análise da geometria - 4, 4G, 5, 5G, 6, 6G, 7, 7G, 8, 8G, 9, 9G, 10, 10G.....	203
<b>APENDICE VIII .....</b>	<b>203</b>
Análise de amostras - análise da geometria ImageJ.....	203
viii.1 Amostra 4.....	203
viii.2 Amostra 4G.....	203
viii.3 Amostra 5.....	203
viii.4 Amostra 5G.....	204
viii.5 Amostra 6.....	204
viii.6 Amostra 6G.....	204
viii.7 Amostra 7.....	205
viii.8 Amostra 7G.....	205
viii.9 Amostra 8.....	205
viii.10 Amostra 8G.....	206
viii.11 Amostra 9.....	206
viii.12 Amostra 9G.....	207
viii.13 Amostra 10.....	207
viii.14 Amostra 10G.....	207
viii.15 Valores das amostras medidos pelo IMAGEJ.....	207



# CAPÍTULO I

## INTRODUÇÃO

O planeta terra está em processo de intensas mudanças climáticas, mudanças essas causadas por ações antropogênicas. A este fenômeno se dá o nome de aquecimento global, onde sua ação consiste no aumento das temperaturas médias do planeta e das águas dos oceanos. O aquecimento global é resultado da intensificação do efeito estufa, que é a ação de gases como dióxido de carbono, metano, óxido nitroso, entre outros, sobre os raios infravermelhos refletidos pela superfície da terra (TAMARELLI, 2017).

As emissões dos principais gases de efeito estufa alcançaram novos recordes no ano de 2017, de acordo com o relatório Estado do Clima, realizado pela Administração Nacional Oceânica e Atmosférica dos Estados Unidos (NOAA) e pela Sociedade Meteorológica Americana.

No Brasil as emissões de gases de efeito estufa de carros e motos aumentaram nas últimas duas décadas, um crescimento de 192% entre 1994 e 2014; o Brasil deve dobrar sua frota de carros até 2030, atingindo 88 megatoneladas de dióxido de carbono equivalente por ano. Os números são de um relatório elaborado pelo Instituto de Energia e Meio Ambiente (Iema), com base nos dados do Sistema de Emissão de Gases de Efeito Estufa (Seeg).

Com foco nas necessidades, bem como nos contínuos desafios das indústrias a nível mundial, no que se relaciona ao crescimento sustentável destas, vêm sendo desenvolvidas novas ligas metálicas que possibilitam, através do seu processamento de formação termomecânica, e a adequada adição de elementos químicos em sua composição, o desenvolvimento de ligas com alta resistência, boa tenacidade, ductilidade e conformabilidade elevadas, nesse grupo de ligas estão os aços avançados de alta resistência e baixa liga (AHSS - *Advanced High Strength Steel*).

O segmento industrial automotivo é altamente competitivo, sendo o custo uma variável de suma importância para a seleção de materiais, além da segurança. Como motivação para reduzir a massa de veículos, as montadoras continuam a intensificar as pesquisas, maximizando a eficiência na escolha e seleção de novos materiais. De 1980 a 2010, a porcentagem de aço usada em veículos, em relação aos outros materiais, cresceu de aproximadamente 53 para 55% (em peso). Hoje, quase 60 % destes materiais são usados em veículos leves da indústria norte americana (TAMARELLI, 2017), o que reflete a capacidade dos aços AHSS atenderem as demandas de desempenho.

O desenvolvimento dos aços de alta resistência e baixa liga (AHSS) foi impulsionado por indústrias navais, petrolíferas e para usos estruturais, devido basicamente às melhores características de tenacidade para níveis relativamente altos de resistência mecânica (GORNI *et al.*, 2008). Tais aços possuem combinações únicas de propriedades mecânicas e dos materiais. A melhoria no processo de fabricação pelas siderúrgicas, em muitos casos, foram os principais contribuintes para o desenvolvimento e implementação desses novos aços. Vários mecanismos são empregados para atingir uma gama de resistência, utilidade, dureza e propriedades de fadiga (TAMARELLI, 2017). Isto significa atuar sobre os distintos fatores que determinam as diferentes microestruturas (GORDI *et al.*, 2008).

A partir de 2000, os aços da série AHSS, como os aços assistidos pelo efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), DP (*Dual-Phase*) e aços martensíticos passaram a ser empregados na indústria automotiva. A principal característica desses materiais encontra-se em suas microestruturas multifásicas, podendo conter ferrita e diferentes frações volumétricas de martensita, bainita e/ou austenita retida em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas únicas (ANGELI; FÜREDER; KNEISS, 2006; KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER, 2008).

No que tange a aplicação dos aços Dual-Phase, estes permitem a redução de massa do automóvel, por meio da diminuição da espessura das chapas dos materiais e/ou reduzindo suas densidades específicas, permitindo reduções consideráveis de emissões de poluentes a custo acessíveis (SAMEK; KRIZAN, 2012; SHAW; ZUIDEMA, 2001).

Além de propiciar a redução de massa dos veículos, os aços de alta resistência possuem excelente vantagem quanto à absorção de impacto. Esse fato trouxe à indústria automotiva um nível de excelência em termos de segurança, diminuindo, assim, riscos de danos aos passageiros de um automóvel em uma potencial colisão (SHOME, TUMULUTU, 2015).

Fonstein (2015) discorre que a larga aplicação dos aços Dual Phase na indústria automotiva tem se mantido ainda em acessão, devido ao conhecimento insuficiente de suas características de soldabilidade, o que explica o recente interesse pelo estudo dos mesmos. Além disso, segundo Poggio *et al* (2005), parâmetros de soldagem ainda não padronizados, sujeitam os pesquisadores e indústria a selecionar condições de soldagem de outros materiais com resistência mecânica similar aos estes aços, como primeira aproximação a seus estudos.

Segundo Shome e Tumulutu (2015), em juntas soldadas de aços de alta resistência, existe a necessidade de um controle aprimorado de parâmetros de soldagem para garantir aportes térmicos controlados para que as propriedades mecânicas não sejam comprometidas, e que o grande problema na soldagem de aços de alta resistência é manter sua elevada resistência sem o prejuízo de sua tenacidade, especialmente na região próxima ao cordão de solda. Para isso, diversas pesquisas em paralelo ao desenvolvimento desses aços estão sendo realizadas para manter ao máximo possível as propriedades do material base na região soldada (RODRIGUES, 2012).

Os processos de soldagem semiautomáticos e/ou automáticos, como GMAW, são muito utilizados na indústria automotiva com o objetivo principal de aumentar a produtividade, e esta produtividade é alcançada com pesquisas sobre os parâmetros de soldagem que serão aplicados para cada condição, especialmente no uso de AHSS.

Dessa forma, em virtude do que foi exposto e considerando o fato de que a soldagem é um processo importante para a inovação tecnológica do Brasil, é de fundamental importância avaliar as características de soldabilidade e seus impactos nas propriedades metalúrgicas e mecânicas dos aços AHSS, especificamente em aços Dual Phase, pelo seu maior uso, e no processo GMAW, pela sua alta produtividade.

## **1.1 Objetivos**

### **1.1.1 Geral:**

A presente pesquisa teve como objetivo geral estudar os comportamentos mecânicos e metalúrgicos de juntas soldadas do aço microligado Dual Phase (DP1000) galvanizado e não galvanizado, utilizando-se o processo de soldagem GMAW, com variações de seus parâmetros, buscando garantir às juntas soldadas boas características mecânicas e metalúrgicas para aplicações na indústria automotiva.

### 1.1.2 Específicos:

- Caracterizar quimicamente e mecanicamente o aço microligado DP1000.
- Explorar os parâmetros operacionais do processo de soldagem GMAW por curto-circuito convencional, utilizando gás e proteção (Ar+8%CO<sub>2</sub>) e (Ar+25%CO<sub>2</sub>), visando selecionar os melhores pacotes
- Analisar os cordões de solda obtidos por meio de inspeção visual para detectar a presença de defeitos na superfície;
- Selecionar os melhores cordões, levando em consideração a etapa anterior, para análise metalográfica (macrografia) nas seções transversais;
- Caracterizar a microestrutura das juntas soldadas com cada pacote operacional para melhor condição de soldagem nas zonas afetada pelo calor – ZAC, zonas de ligação- ZL e no metal de solda – MS, correlacionando os parâmetros de soldagem utilizados com as propriedades mecânicas;
- Determinar as propriedades mecânicas e metalúrgicas na zona fundida – ZF, zona afetada pelo calor – ZAC e zona de ligação – ZL; através de tração, microdureza e demais ensaios a regidos por normas regulamentadoras em vigência;
- Analisar a geometria dos cordões de solda para verificação das melhores condições de soldagem.

## CAPÍTULO II

### REVISÃO DA LITERATURA

#### 2.1 Os Aços Avançados de Alta Resistência para a Indústria Automotiva

De acordo com Ribeiro (2011), no início da fabricação dos carros, a carroceria e o chassi eram fabricados de madeira, em 1900 o aço passou a ser utilizado nas carroceiras, porém, o chassi continuava sendo de madeira, foi no ano de 1910, com o aumento da potência dos motores, com o avanço da tecnologia que se iniciou o emprego do aço no chassi. O primeiro carro todo feito com aço foi registrado em 1915, fabricado pelo inglês Edward Budd (RIBEIRO, 2011).

Aços por laminação a quente foram aplicados de maneira intensa nos carros em meados de 1920, em decorrência do aprimoramento dos laminadores e o surgimento do material bobinado (RIBEIRO, 2011). Na década de 1930 surge o processo de recozimento em caixa, com isso, aços mais finos são aplicados nas carrocerias, tornando os desenhos mais “curvados” (MARRA, 2008).

Segundo Ribeiro (2011), com fim da 2ª guerra mundial, em decorrência da recuperação econômica das nações mais desenvolvidas, os automóveis passaram a ser produzidos em grande escala. Ainda de acordo com o mesmo autor na década de 1960, a demanda por carros cresceu drasticamente, assim o número de modelos de automóveis aumentou e as mudanças do modelo tornaram-se mais frequentes.

A cobrança por automóveis com melhores designers e menores custos obrigou as siderúrgicas a desenvolverem aços de melhor qualidade e maior estampabilidade (WUPPERMANN, 2007). E isso foi possível com melhorias no refino, como a degaseificação a vácuo, e novas tecnologias, como o recozimento contínuo (WUPPERMANN, 2007).

Wuppermann (2007) afirma que nos anos 1960, os automóveis eram com projeto do tipo body-on-frame, ou chassi e carroceria separados, com uma utilização maciça de aços carbono comum (aços doce e aços C-Mn). Apesar da estrutura monobloco, com carroçaria integral, que apresentava elevada rigidez estrutural e que desempenhava

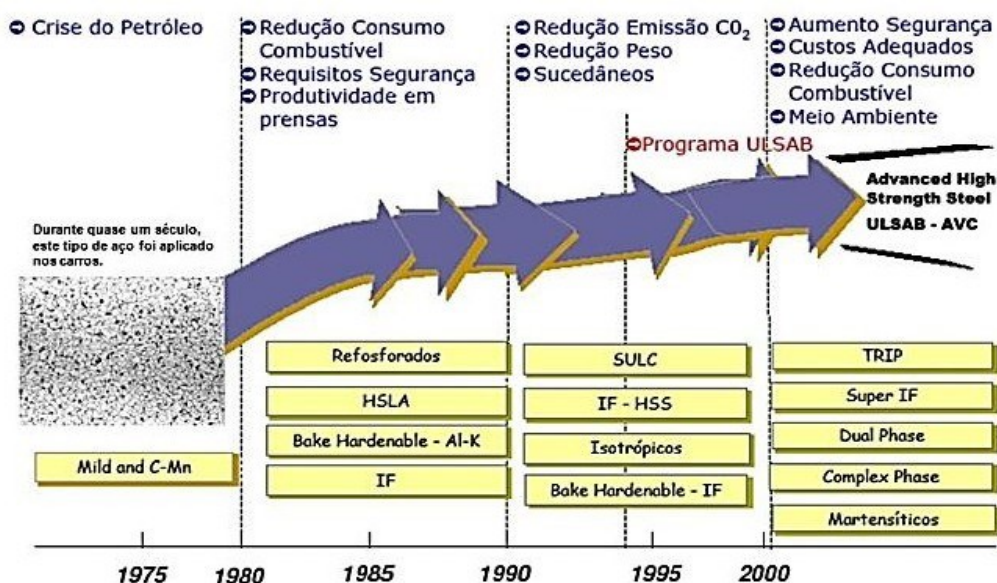
igualmente o papel de chassi, ter sido introduzida pela fábrica italiana Lancia em 1922, somente na década de 1960 o monobloco ganhou espaço em grande escala nos carros (MARRA, 2008).

Após a crise do petróleo nos anos 1970, a indústria automobilística direcionou seus esforços para aumentar a eficiência dos combustíveis nos automóveis. Assim a redução do peso do veículo começou a ser perseguido como o método mais óbvio e eficaz para economizar combustível (MARRA, 2008).

Em 1980, o objetivo foi redução do peso dos veículos, passando-se a produzir carros com estrutura *unibody*, com isso, iniciou-se uma maior aplicação de plásticos e fibras na carroceria e estrutura dos carros, competindo com o aço (MARRA, 2008). Ainda de acordo com Marra (2008), o aumento da utilização de plásticos e fibras fez com que as siderúrgicas buscassem novos aços, mais resistentes, visando reduzir a quantidade de material para produzir a mesma peça.

Assim, conforme ilustrado na Figura 1, ao longo dos anos 1980 surgiram diversos novos tipos de aços, como os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA- High Strength Low Alloy) e microligados refosforados, tanto laminados a quente (aplicados em chassi e rodas), quanto laminados a frio (carrocerias e peças de reforço / segurança), (WUPPERMANN, 2007). Ainda de acordo com Wuppermann (2007), pareceram também os aços laminados a frio ultra-baixo carbono (IF - interstitial free), de destacada conformabilidade e os aços envelhecíveis Bake Hardening (BH) acalmados ao alumínio para painéis de fechamento.

Figura 1: Evolução histórica dos aços para o setor automotivo.



Fonte: Marra (2008)

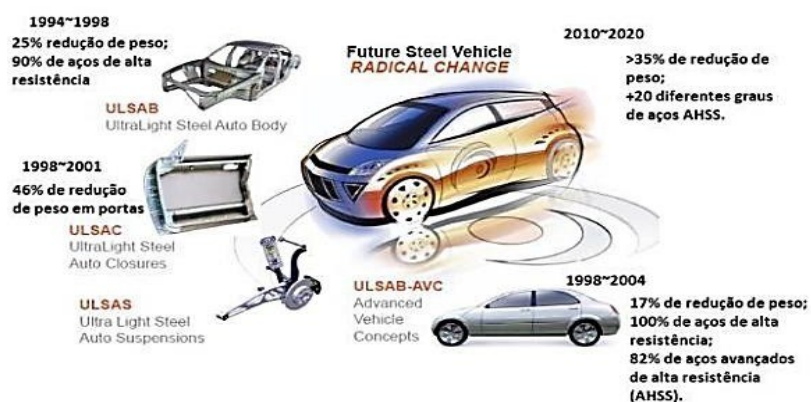
Em decorrência da crise do petróleo, mesmo após esta ter findado, a indústria automobilística continuou a busca por maior economia, com consumidores cada vez mais exigentes nos requisitos qualidade, e com o aumento da preocupação com a questão ambiental, em 1994, um consórcio com os principais produtores de aço mundiais foi formado para desenvolver o ULSAB (*UltraLight Steel Auto Body*), como é conhecido o projeto de criação de uma carroceria para veículos ultraleve (ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002)

Os produtores de aços laminados de todo o mundo uniram-se para formar e validar o projeto do ULSAB, com a meta de reduzir o peso das estruturas do automóvel, atender uma ampla exigência de segurança, mantendo ou melhorando o desempenho. Um dos principais contribuintes para o sucesso do ULSAB foi o grupo de novos tipos de aços chamados de AHSS, aços avançados de alta resistência (ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002).

O Projeto ULSAB foi finalizado em 1998, e demonstrou que o uso de Aços de Alta Resistência - HSS e Ultra Alta Resistência - UHSS contribuía, significativamente, para a redução do peso do veículo, destacando-se os Aços Isotrópicos, Interstitial Free - IF, Bake Hardening - BH e Alta Resistência Baixa Liga – HSLA. Em relação à média dos dez carros da classe sedan quatro portas, tomados como referência, resultando em uma redução de peso da ordem de 25%. (ANDRADE et al., 2000).

Na Figura 2, apresenta-se outros programas criados com o objetivo de demonstrar a capacidade do referido aço para atender às demandas de maior segurança, otimização de desempenho ambiental e eficiência de combustível, com custos viáveis. Como, por exemplo, o programa ULSAB – AVC e FSV - *Future Steel Vehicle*.

Figura 2: Programas de Desenvolvimento de Veículos.



Fonte: Adaptado de Marra (2008)

De acordo com a Figura 2, ao longo dos anos, houve um aumento da participação dos aços de alta resistência nos programas de desenvolvimento de veículos. Projeto ULSAB-AVC foram desenvolvidos conceitos considerando a aplicação de novos tipos de aços, os chamados aços avançados de alta resistência (AHSS). Neste projeto foram utilizados 100% de aços de alta resistência nas estruturas veiculares, sendo 82% de aços avançados de alta resistência - AHSS. Como resultado, alcançou uma redução no peso da ordem de 17% (ANDRADE *et al.*, 2000; DIAS, 2013).

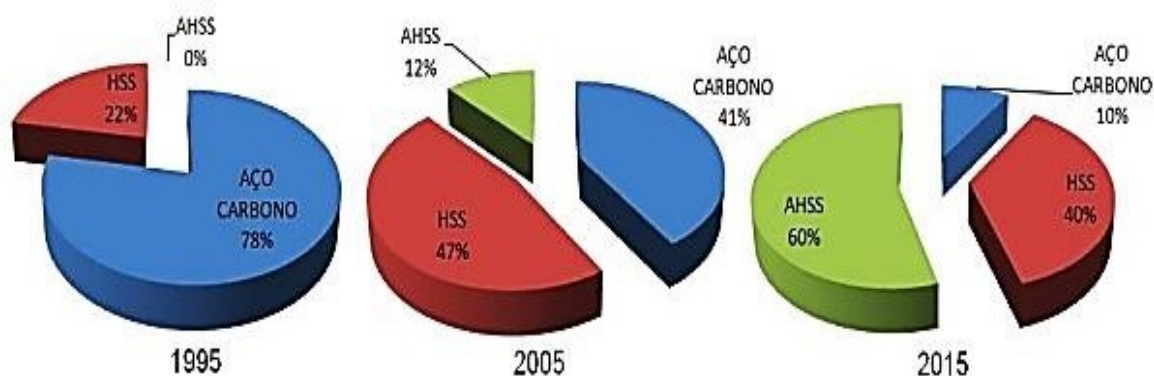
O projeto de carroceria em aço do FSV (Future Steel Vehicle) incluiu 20 novos graus de aços AHSS a seu portfólio. Entre eles, os aços DP, TRIP, CP, TWIP e aços para conformação a quente (HF- Hot Forming), com resistências na ordem de GigaPascal (>1.000 MPa). O FSV possui um projeto de carroceria em aço com uma redução maior que 35% em relação a uma carroceria de referência e redução de aproximadamente 70% nas emissões ao longo do seu ciclo de vida. Além disso, atendendo às exigentes regulamentações de segurança e durabilidade do ano de 2020 (FUTURE STEEL VEHICLE OVERVIEW REPORT, 2011).

Os aços Dual-Phase começaram a ser desenvolvidos em 1937. No início da década de 70, devido às necessidades da indústria automobilística relacionadas ao desempenho mecânico e baixa densidade das ligas, ligadas à crise do petróleo, estes aços ganharam investimentos consideráveis em pesquisa e desenvolvimento (GORDI, 2008).

Gordi (2008), afirma que apesar da tecnologia de fabricação dos aços Dual-Phase não ser recente, sua aplicação na indústria automobilística praticamente se manteve inexistente até por volta do ano 2000, somente agora, devido às exigências de controle na emissão de poluentes (obtida através da redução de peso na estrutura dos automóveis) e à segurança dos ocupantes (obtida através da utilização de estruturas mais leves e com boa capacidade de absorção de impacto), é que os mesmos vêm ganhando importância e aplicação crescente na indústria (Figura 3).



Figura 3: Evolução da aplicação dos aços de alta resistência (HSS e AHSS), dentre os quais o Dual-Phase, na indústria automobilística.



Fonte: Adaptado de Tumuluru (2006).

## 2.2 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS – Advanced High Strength Steel)

Visando atender as necessidades e os desafios da indústria na contemporaneidade, estão sendo desenvolvidas novas ligas que permitem de acordo com seu processamento termomecânico e uma composição específica, obter-se um material com resistência, tenacidade, ductilidade e conformabilidade elevadas. Isto significa atuar sobre os distintos fatores que determinam as diferentes microestruturas (GORNI, 2008).

Utilizando-se de novos processos tecnológicos, como a fundição contínua e o processamento termomecânico, foi possível o desenvolvimento dos os aços avançados de alta resistência – AHSS (Advanced High Strength Steel) . Os AHSS são aços multifásicos, constituídos por ilhas duras de martensita, bainita e/ou austenita residual, dispersas numa matriz de ferrita dúctil, em quantidades e combinações suficientes para produzir a variedade de propriedades mecânicas desejadas. (DEMERI, 2013).

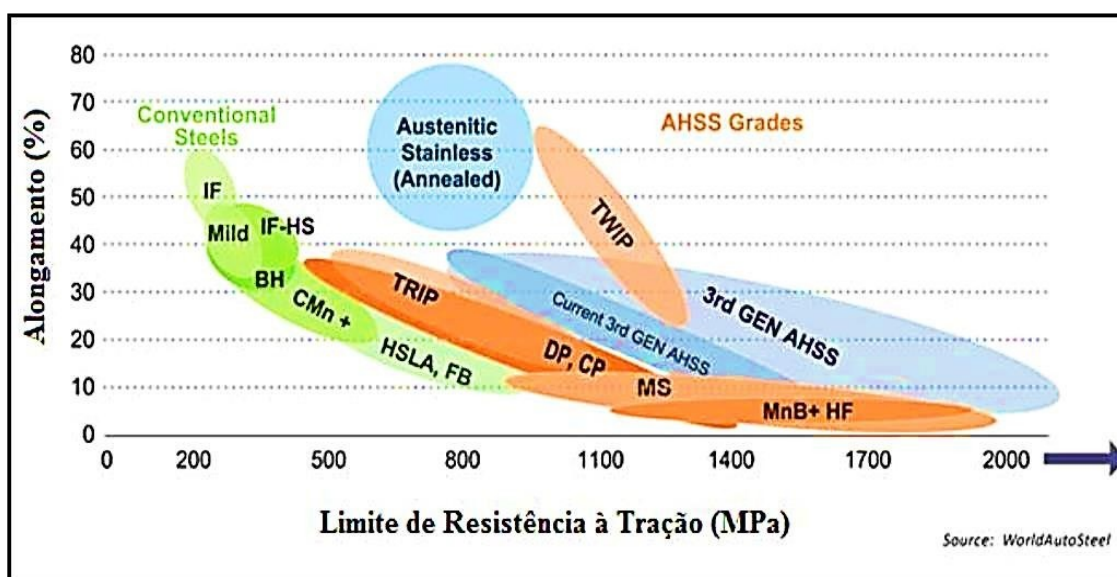
De acordo com Keeler, Kimchi & Mooney (2017) a categoria de AHSS abrange os principais tipos de aços:

- Aços de fase dupla (DP – *Dual Phase*)
- Aços de fase complexa (CP – *Complex Phase*)
- Aços de plasticidade induzida por transformação (TRIP – *Transformation Induced Plasticity*)
- Aços martensíticos (MS – *Martensitic*).

A família de AHSS é caracterizada por possuir uma tensão de ruptura superior à família de HSLA, com a mesma ductilidade. Os mecanismos de endurecimento envolvidos no AHSS incluem endurecimento por solução sólida, o endurecimento por precipitação, endurecimento por refinamento de grão e a transformação de fase austenítica macia para uma fase martensítica dura (KEELER, KIMCHI & MOONEY, 2017). Deste modo, este tipo de material é o mais adequado para a produção de estruturas automotivas resistentes a choque, onde a força e a absorção de energia são essenciais (KEELER, KIMCHI & MOONEY, 2017).

Os aços avançados de alta resistência (AHSS) são materiais multifásicos, que apresentam uma microestrutura composta por uma matriz ferrítica e ilhas de martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida em diferentes proporções que assegurem a rigidez necessária para uma menor espessura da chapa. Na Figura 4, é representada uma classificação dos níveis de resistência em função do alongamento para a ampla variedade de classes dos aços avançados de alta resistência.

Figura 4: Diagrama Resistência- Ductilidade dos Aços Avançados de Alta Resistência



Fonte: Adaptado de Keeler e Kimchi (2017)

Em uma breve descrição, a evolução das classes de AHSS pode ser dividida em:

- **1ª Geração:** Formada pelos aços bifásicos (DP), fases complexas (CP), transformação induzida por plasticidade (TRIP) e martensíticos (MS), que associam alta resistência com boa ductilidade. Os aços bifásicos (DP) consistem

em uma matriz ferrítica com ilhas de martensita que variam de 20 a 70% em fração volumétrica, de acordo com o nível de resistência desejado (SENUMA, 2001; BLECK; PHIYOU-ON, 2009). Essa microestrutura bifásica é obtida por meio do tratamento térmico de têmpera em um aço carbono, da região intercrítica ( $\alpha + \gamma$ ), para transformar a austenita em martensita (LEE et al., 2004). Durante os processos de conformação, a deformação se concentra na ferrita, aumentando a taxa de encruamento exibida por esses aços (AVRAMOVIC – CINGARA et al., 2009). Os aços de fases complexas (CP) têm uma microestrutura formada por uma matriz de ferrita/ bainita com baixa quantidade de martensita, austenita retida e perlita. Em termos de propriedades mecânicas, esses materiais se caracterizam pelos bons resultados nos ensaios de expansão de furo, que estão relacionados com a boa resistência durante as operações de estiramento e flangeamento. Os aços TRIP consistem em uma microestrutura formada por uma matriz de ferrita, fases mais resistentes como martensita/perlita e uma fração de austenita retida que varia de 5 a 20%. Durante a deformação, a austenita retida progressivamente se transforma em martensita, aumentando a resistência do material. Os aços martensíticos (MS) são formados por uma matriz martensítica contendo pequenas quantidades de ferrita e/ou bainita. Atingem os mais altos valores de limite de resistência, em torno de 1500 MPa).

- **2ª Geração:** São formados pelos aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP) e aços inoxidáveis austeníticos (AUST SS). Os aços com plasticidade induzida por maclação (TWIP) apresentam a melhor relação entre resistência e alongamento, conforme pode ser confirmado na Figura 4. Utilizam como elemento de liga altos teores de manganês (17 a 20%) para manter uma microestrutura completamente austenítica à temperatura ambiente. Apesar de atingirem valores de 1000 MPa com um alongamento de 50%, seu uso ainda é muito restrito em virtude do alto custo, problemas de fabricação e fragilização por hidrogênio. Os aços inoxidáveis austeníticos (AUST SS) contêm teores de cromo na faixa de 16 a 26% e 8% de níquel. Sua alta resistência é favorecida pela transformação da austenita em martensita durante a deformação (FONSTEIN, 2015).
- **3ª Geração:** Conforme pode ser observado na Figura 1, existe uma lacuna entre as propriedades dos AHSS convencionais (1ª geração) e os de 2ª geração. A tendência atual da indústria siderúrgica é substituir os AHSS convencionais por

uma nova classe que alcance maiores índices de resistência com o mesmo nível de resistência, por exemplo, um aço com resistência de 600 MPa deve ser substituído por um aço com resistência de 980 MPa que mantenha os 21% de alongamento esperados por um aço de 600 MPa (FONSTEIN, 2015). Portanto, a terceira geração AHSS consiste em aumentar a resistência, ductilidade e tenacidade dos AHSS convencionais sem alterar significativamente a sua composição química.

### 2.3 Aços Dual Phase - DP

Os aços Dual Phase – DP's, são nomeados pela tensão de escoamento e limite de resistência à tração, como exemplo, a classe DP500/800 tem como significado um aço com 500 MPa de tensão de escoamento e 800 MPa de limite de resistência à tração. Costumeiramente, são classificados somente pelo limite de resistência à tração. Atualmente, os aços bifásicos são comercialmente produzidos na faixa de 600 a 1200 MPa de limite de resistência (TAYLOR, 2016).

As propriedades particulares dos aços bifásicos podem ser principalmente atribuídas à sua microestrutura, composta por ilhas de martensita, fase dura, envolta por uma matriz ferrítica, macia e dúctil (CHEN et al., 2014). A resistência nos aços DP é conferida pela fase martensítica e a ductilidade pela fase ferrítica, deste modo, a fração volumétrica da fase martensítica determina o nível de resistência deste material, de modo que esse tipo de microestrutura permite alcançar uma faixa de resistência à tração de 500 a 1200 MPA. (FONSTEIN, 2015).

Além dessas duas fases tradicionalmente exibidas por esse metal, em função da rota de processamento térmico empregada ou mesmo da composição química da liga, pode ser verificada a presença de outros arranjos, como bainita, austenita e carbonetos (SEYEDREZAI et al., 2014; GHASSEMI-ARMAKI et al., 2014; HUSEYIN et al., 2010). Uma ampla gama de propriedades mecânicas pode ser adaptada para os DP's por meio do controle de fatores como: fração volumétrica da martensita, teor médio de carbono e distribuição de carbono na martensita, ductilidade e distribuição da martensita, tamanho de grão ferrítico e teor de elementos de liga (CALCAGNOTTO et al., 2011; MURARI, 2009; MAZAHARI et al., 2014; PUSHKAREVA et al., 2013; ZHANG et al., 2016).

Em relação aos aços HSLA, os aços DP contêm mais de 1% em elementos de liga, a composição química destes aços varia de gama para gama, mas os principais elementos de liga são o carbono, o manganês e o silício (FONSTEIN, 2015). Também podem estar presentes outros elementos em menor quantidade, como o alumínio, o

nitrogênio, o fósforo e o enxofre (FONSTEIN, 2015). A Tabela 1 apresenta composições químicas dos aços DP com o percentual máximo dos principais elementos de liga.

Tabela 1: Composição química dos aços de Dual Phase

Gama de aço	Composição		
	<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>
FF 280DP (a)	0,14	1,6	0,40
DP 450 (a)	0,08	1,6	0,40
DP 500 (a)	0,14	1,6	0,40
DP 600 (a)	0,14	2,1	0,40
DP 750 Y450(a)	0,17	2,2	0,40
DP 780 LCE Y450(a)	0,10	2,0	0,40
DP 780 Y500(a)	0,17	2,2	0,60
DP 780 LCE Y500(a)	0,10	2,0	0,40
DP 980 LCE Y600(a)	0,11	2,9	0,70
DP 980 Y700(a)	0,18	2,4	0,60
DP 980 LCE Y700(a)	0,11	2,9	0,70
DP 1180(a)	0,18	2,4	0,60
DP 600(b)	0,09	1,0	0,25
DP 780(b)	0,09	1,0	0,30
(a) laminado a frio		(b) laminado a quente	

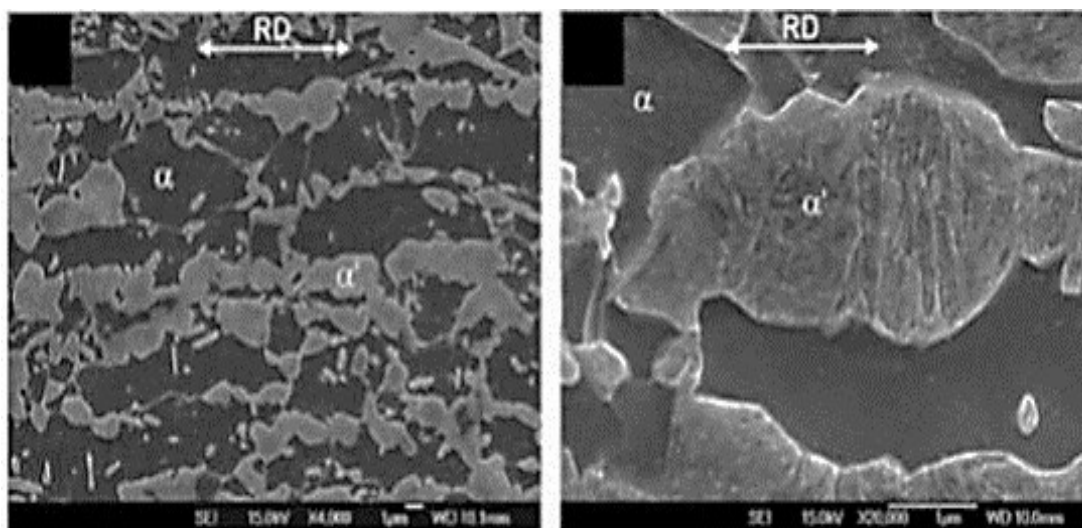
Fonte: ArcelorMital (2014).

O aço Dual Phase no geral possui adições de Mn e Si. A Figura 5 apresenta a microestrutura de um aço DP, onde a ferrita ( $\square$ ) é a mais escura e de relevo mais baixo, enquanto a martensita ( $\square'$ ) é a fase mais clara e de relevo mais alto.

As regiões martensíticas promovem endurecimento por dispersão seguindo a lei das misturas, isto é, quanto maior a proporção de martensita, mais acentuada é a geração de discordâncias na ferrita ao redor da martensita e maior será a resistência mecânica do material (KRAUSS, 2005). Estas discordâncias são geradas pelo cisalhamento e mudança de volume associado à transformação da austenita em martensita. Estas discordâncias movem-se em baixas tensões, criando baixos valores

de tensão de escoamento e interagindo para produzir altas taxas de endurecimento por deformação (GORNI, 2008).

Figura 5: Microestrutura de um aço DP.



Fonte: Fonstein, *et. al.*, 2015.

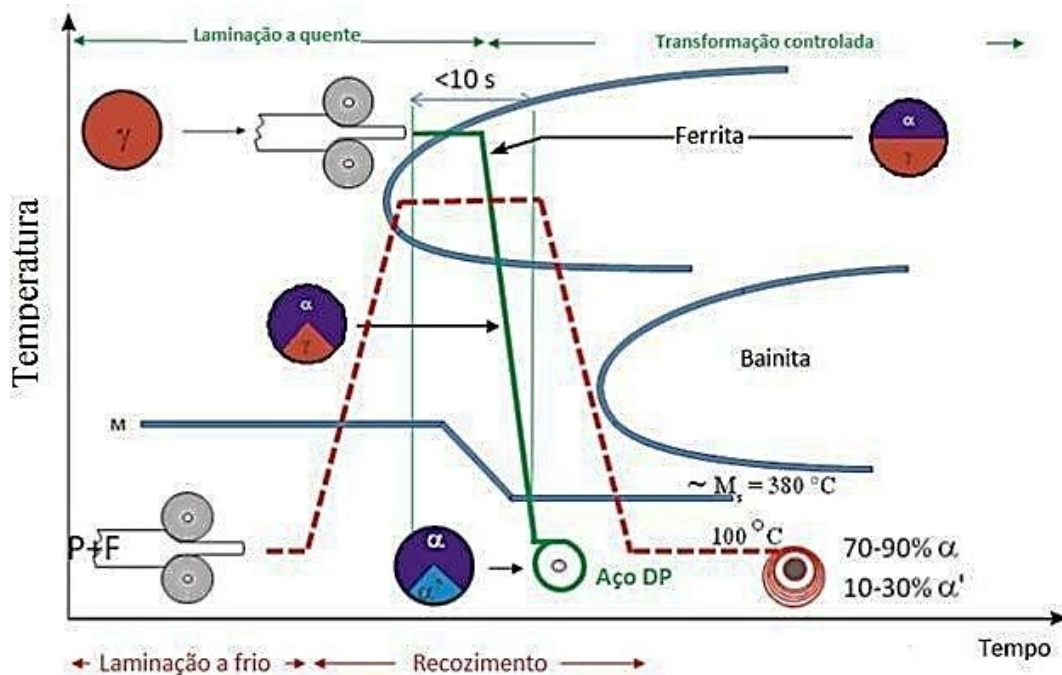
### 2.3.1 Processamento dos Aços DP's

Os aços Dual Phase são produzidos em duas rotas primárias de: laminação a frio e a laminação a quente. A Figura 6 apresenta um diagrama contendo as respectivas rotas de processamento, com indicação de temperatura e tempo das transformações de fases que ocorrem em cada etapa do processo, a saber:

- Processamento por laminação a quente:** Consiste em, após a laminação na fase austenítica, fazer um resfriamento rápido para permitir que uma fração da austenita se transforme em ferrita, em seguida, a chapa é resfriada rapidamente a uma temperatura de embobinamento inferior ao início da transformação martensítica para que a austenita remanescente se transforme ( $M_s$ ). A adição de elementos de liga altera as curvas de resfriamento contínuo e facilitam a obtenção das microestruturas desejadas. Em função da dificuldade do controle dimensional, as chapas laminadas a quente são utilizadas em aplicações que requerem materiais de maior espessura como, por exemplo, discos de roda, coluna B de reforço e chassis (ALLAM, 2015).

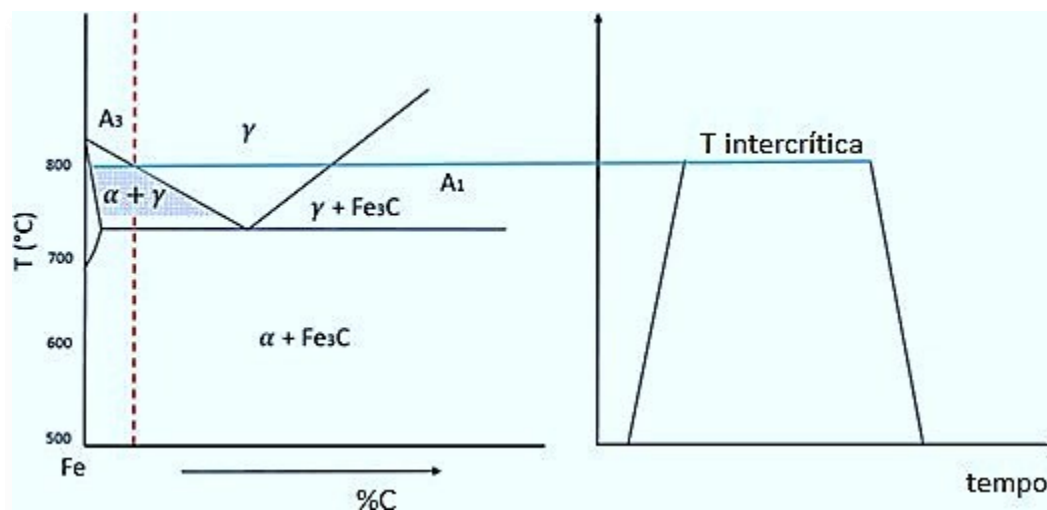
- Processamento por laminação a frio:** Consiste em submeter a chapa laminada a frio, com microestrutura ferrita e perlita, a um processo de recozimento contínuo e, às vezes, galvanização por imersão a quente. Durante este processo, a chapa é aquecida até a região intercrítica do diagrama Fe-C ( $\alpha+\gamma$ ) para formação parcial de austenita, na sequência, a etapa de resfriamento é efetuada em duas etapas. Na primeira, o resfriamento é feito de forma moderada para gerar a fração volumétrica desejada de ferrita na microestrutura, em seguida, o material sofre um resfriamento brusco para que a austenita remanescente se transforme em martensita (PUSHKAREVA, 2009; PERZYNSKI, 2014). Portanto, a microestrutura final do aço bifásico é composta de uma matriz de ferrita com ilhas de martensita e, de maneira geral, a resistência do aço é diretamente proporcional à fração volumétrica de martensita. Na Figura 7, é representado, esquematicamente, o diagrama Fe-C para o processo de recozimento contínuo na região intercrítica ( $\alpha+\gamma$ ).

Figura 6: Rotas de processamento para a produção de aços bifásicos. A linha cheia representa a rota de produção por laminação a quente, enquanto a linha tracejada representa o processo por laminação a frio.



Fonte: Adaptado de Allam (2015)

Figura 7: Temperatura de recozimento contínuo utilizada no processamento de aço bifásico por laminação a frio



Fonte: Adaptado de Tsiouridis (2006)

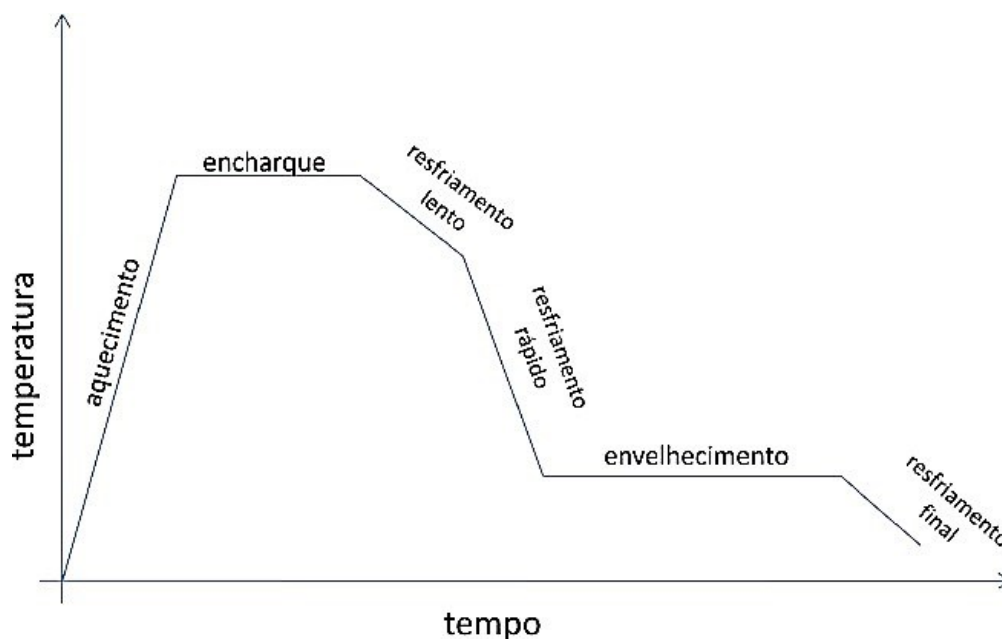
A formação da austenita, no recozimento intercrítico, a partir da microestrutura ferrita- perlita pode ser dividida em três etapas (PARK et al., 2007; PERZYŃSKI, 2014; PUSHKAREVA, 2009;):

- i. Nucleação instantânea da austenita nas partículas de perlita, uma vez que a distância para a difusão do carbono é da ordem do espaçamento interlamelar da perlita. Em seguida há o rápido crescimento dos grãos austeníticos até que a perlita seja completamente dissolvida. Ao final desta etapa, obtém-se uma austenita com alto teor de carbono, que não está em equilíbrio com a ferrita.
- ii. Crescimento mais lento da austenita, ao longo dos contornos de grão e para dentro da ferrita, a uma taxa controlada pela difusão do carbono na austenita a altas temperaturas, da ordem de 850°C, e pela difusão do manganês na austenita para temperaturas mais baixas (750°C).
- iii. Equilíbrio final entre ferrita e austenita em virtude da eliminação dos gradientes de concentração dos elementos substitucionais pela sua difusão através dos contornos austeníticos. O processo é lento e controlado pelas baixas taxas de difusão do manganês na austenita.



Na Figura 8, é apresentada o diagrama do ciclo de tratamento térmico aplicado pela Usiminas na produção de aços bifásicos pelo processo de laminação a frio seguida de recozimento contínuo (OLIVEIRA, 2015).

Figura 8: Ciclo de tratamento térmico utilizado na produção dos aços DP's



Fonte: Adaptado de Oliveira (2015)

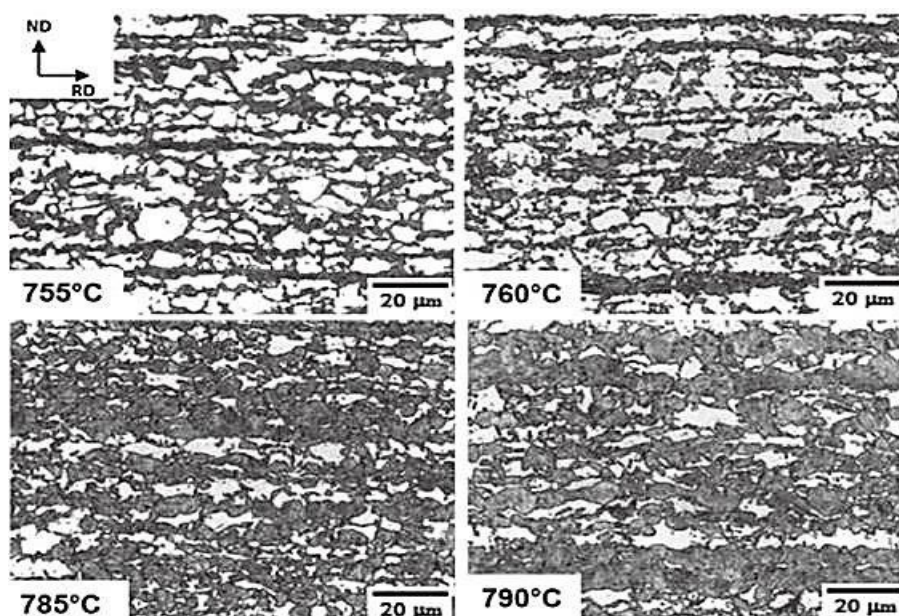
Os parâmetros que afetam a formação da fração volumétrica e composição dos constituintes na microestrutura após o processo de recozimento intercrítico são: temperatura, tempo de encharque e taxa de resfriamento. Os dois primeiros fatores controlam a formação da fração volumétrica de austenita que, posteriormente, será transformada em martensita após o tratamento térmico de têmpera. Uma temperatura maior de recozimento resultará em uma maior fração de austenita, mas com menor teor de carbono. A transformação martensítica é afetada pela taxa de resfriamento e pela concentração de carbono e outros elementos de liga na austenita. Altas taxas de resfriamento podem impedir a difusão do carbono intersticial na ferrita e esta alta concentração à temperatura ambiente provocará a fragilização.

No ciclo de tratamento térmico por recozimento contínuo, a etapa de resfriamento lento, que se encontra na Figura 8, é realizada para saturar de carbono a austenita e iniciar a sua transformação em ferrita. Na sequência, o material é submetido

ao tratamento térmico de têmpera para que a austenita remanescente se transforme em martensita e origine a microestrutura peculiar dos aços bifásicos, composta de uma fase macia (ferrita) e uma fase dura (martensita). A etapa de envelhecimento tem por objetivo produzir o revenimento da martensita e diminuir a concentração de carbono intersticial na ferrita e, assim, diminuir a sua dureza. Durante o tratamento de envelhecimento pode ocorrer a formação de bainita e perlita, dependendo da temperatura e tempo do processo (OLIVEIRA, 2015).

Na Figura 9, são mostradas fotomicrografias de um aço bifásico temperado a partir de temperaturas de recozimento que variaram de 755°C a 790°C. Os reagentes utilizados para o ataque químico foram Picral e Metabissulfito de sódio. Comprova-se que o aumento da temperatura de recozimento implica no aumento da fração volumétrica de martensita, que variade 61% até 86% para a temperatura de recozimento de 790°C. Para estes níveis de resistência, a martensita é a fase dominante e forma uma rede contínua ao redor das ilhas de ferrita (PUSHKAREVA *et al.*, 2015).

Figura 9: Micrografia óptica de um aço bifásico temperado a partir de temperaturas derecozimento que variam de 755 a 790°C.



Fonte: Adaptado de Pushkareva *et al.* (2015)

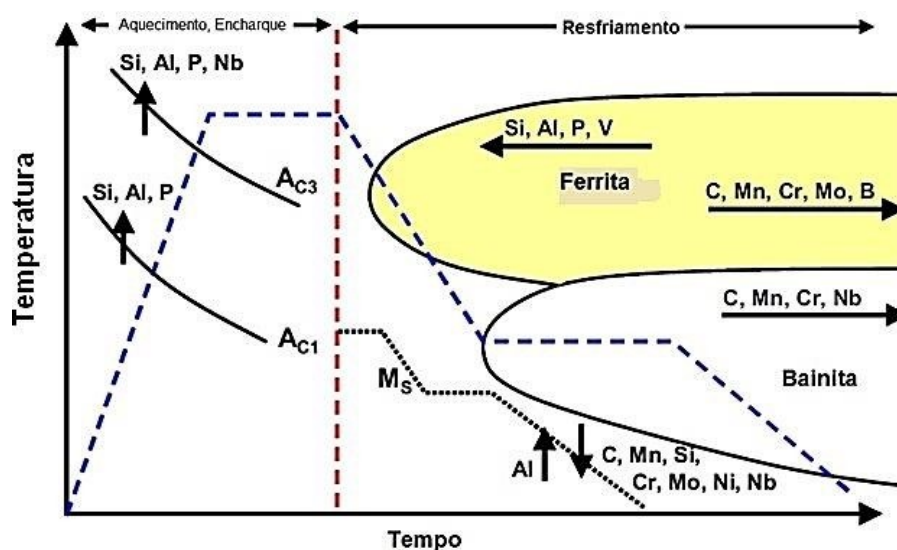
### 2.3.2 Elementos de liga dos Aços DP's

Nos aços DP's para adquirir microestruturas visando propriedades mecânicas ótimas, são inseridos elementos de liga, tais elementos fazem controle da fração volumétrica de martensita, que se forma após o tratamento térmico de têmpera e

umentar a resistência do aço por meio de mecanismos de endurecimento por solução sólida e precipitação. A Figura 7 apresenta o diagrama do efeito da inserção de elementos de liga sobre a cinética das transformações de fases para os aços avançados de alta resistência. Verifica-se que os elementos de liga podem acelerar ou retardar as reações de transformação e, desta forma, influenciam na microestrutura final do material (ALLAM, 2015).

Em termos de composição química, os aços bifásicos contêm um teor de carbono na faixa de 0,06-0,15% em peso (TASAN *et al.*, 2015). Este elemento tem a função de endurecer a martensita e estabilizar a austenita, retardando a transformação da ferrita e bainita, que permite taxas mais lentas de resfriamento para a obtenção de martensita, como pode ser interpretado pela análise da figura 10. Além disso, um baixo teor de carbono melhora significativamente a soldabilidade e tenacidade do material (SHI *et al.*, 2014).

Figura 10: Desenho esquemático do efeito dos elementos de liga na temperatura e cinética da transformação de fases dos AHSS



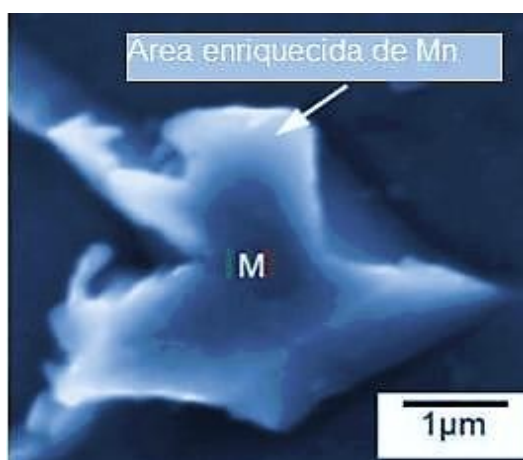
Os teores típicos de manganês empregados nos aços bifásicos variam de 1,5 a 3% em peso. É empregado para retardar o início da transformação da austenita e, desta forma, permitir o emprego de velocidades de resfriamento mais lentas durante o tratamento de têmpera. A difusão do manganês é substancialmente mais lenta na austenita do que na ferrita (KUANG *et al.*, 2008). Portanto, se durante o recozimento

intercrítico o tempo de encharque for curto, pode ocorrer uma concentração de manganês nos contornos de grão da austenita, que aumenta o endurecimento local após o tratamento térmico, conforme Figura 11.

O manganês é o principal responsável pelo desenvolvimento de uma microestrutura bandeada nos aços baixa liga, uma vez que este tipo de microestrutura é gerado a partir da segregação de elementos de liga substitucionais durante a solidificação dendrítica após a fundição e provoca uma variação de propriedades mecânicas ao longo da espessura (GAN et al., 2006).

O silício é um elemento estabilizador da ferrita e favorece seu endurecimento por meio da solução sólida substitucional. O silício também retarda a formação da cementita durante o resfriamento, que pode suprimir a formação de perlita.

Figura 11: Região enriquecida de manganês dentro de uma partícula de martensita



Fonte: Adaptado de Kuang *et al.* (2008)

A utilização de elementos microligantes como vanádio, nióbio e titânio têm por finalidade favorecer o mecanismo de endurecimento por precipitação e promover o refinamento de grão da microestrutura.

Para aumentar a temperabilidade, podem ser adicionados cromo e molibdênio ao aço. Esses elementos também diminuem a temperatura de transformação da bainita, limitando assim a sua formação. A Tabela 2 traz um resumo dos elementos de liga presentes nos aços DP's.

Tabela 2: Resumo dos elementos de liga presentes nos aços DP's

Elemento de liga	Teor	Efeito
C	0,06 a 0,15%	<ul style="list-style-type: none"> <li>✓ Estabilização da austenita;</li> <li>✓ Endurecimento da martensita;</li> <li>✓ Determinação da distribuição de fases.</li> </ul>
Mn	1,5 a 2,5%	<ul style="list-style-type: none"> <li>✓ Estabilização da austenita;</li> <li>✓ Endurecimento da ferrita por solução sólida;</li> <li>✓ Retardante da formação da ferrita.</li> </ul>
Si	-	<ul style="list-style-type: none"> <li>✓ Promoção da transformação ferrítica</li> </ul>
Cr, Mo	acima de 0,4%	<ul style="list-style-type: none"> <li>✓ Estabilização da austenita;</li> <li>✓ Retardante da formação de perlita e bainita.</li> </ul>
V	acima de 0,06%	<ul style="list-style-type: none"> <li>✓ Estabilização da austenita;</li> <li>✓ Endurecimento por precipitação;</li> <li>✓ Refinamento da microestrutura.</li> </ul>
Nb	acima de 0,04%	<ul style="list-style-type: none"> <li>✓ Estabilização da austenita;</li> <li>✓ Redução da temperatura de transformação martensítica;</li> <li>✓ Refinamento da microestrutura;</li> <li>✓ Promoção da transformação ferrítica a partir da austenita não-cristalizada.</li> </ul>

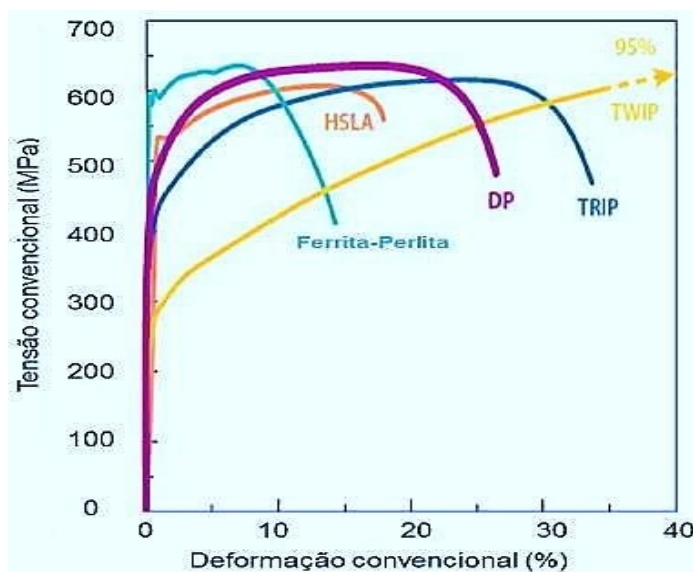
Fonte: Adaptado de KUZIAK; KAWALLA; WAENGLER (2008).

### 2.3.3 Propriedades mecânicas dos aços DP's

O desempenho mecânico é o principal fator que impulsiona o desenvolvimento dos aços bifásicos, uma vez que estes materiais apresentam boas características de resistência mecânica, conformabilidade, escoamento contínuo (ausência das bandas de Lüders), elevada taxa inicial de encruamento e ductilidade (WANG et al., 2013). São essas características mecânicas que permitem que os aços bifásicos sejam cada vez mais utilizados pela indústria automobilística para atender as demandas de redução de peso e alta resistência à colisão.

Tasan *et al.* (2015) estabeleceram uma comparação das propriedades à tração entre os aços bifásicos com os aços ferrítico-perlítico, *high-strength low-alloy* (HSLA), TRIP e TWIP, conforme Figura 12. Em relação aos outros aços analisados, os aços bifásicos demonstraram um comportamento único em virtude de sua microestrutura ser composta por uma matriz macia de ferrita e partículas de martensita com alta dureza. Embora as classes de aços avançados de alta resistência (AHSS), mais recentes, exibam maior ductilidade, os aços TRIP e TWIP, por enquanto, tem sua utilização limitada na indústria automotiva por fatores como: segregação de manganês, alto custo da liga e a baixa soldabilidade.

Figura 12: Comparação das curvas Tensão versus Deformação entre os aços bifásicos, ferrítico- perlíticos, HSLA, TRIP e TWIP



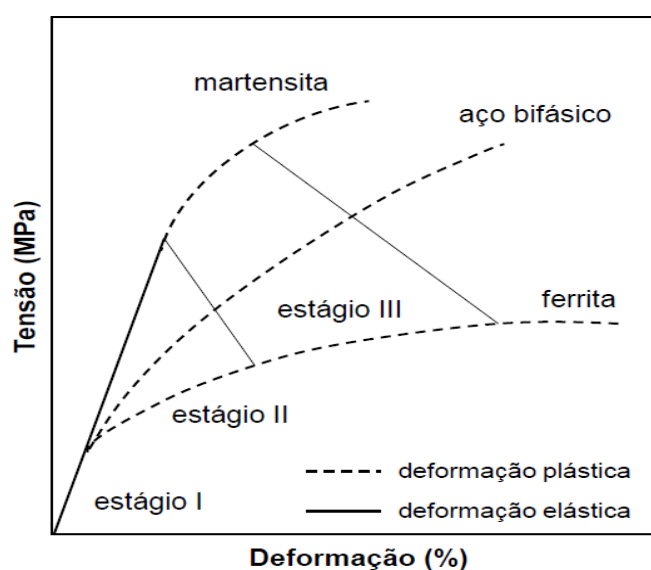
Fonte: Adaptado de Tasan, *et al.* (2015)

#### 2.3.4 Deformação nos aços DP's

Em relação à deformação, Fonstein (2015) concluiu que o comportamento dos aços bifásicos é análogo às ligas heterogêneas que contém fases com propriedades mecânicas substancialmente diferentes e, portanto, podem ser considerados materiais compostos. Sendo assim, suas propriedades mecânicas são determinadas pelas propriedades individuais das fases e seus parâmetros estereológicos.

A Figura 13 representa um diagrama modelo de deformação proposto para os aços DP's, que considera o comportamento individual das fases em relação à deformação. De acordo com Han *et al.*, (2011), a curva tensão versus deformação pode ser dividida em três estágios distintos. O estágio I corresponde à região na qual ferrita e martensita se deformam elasticamente. No estágio II a ferrita começa a sofrer deformação plástica enquanto a martensita continua se deformando elasticamente. No estágio III as duas fases se deformam plasticamente.

Figura 13: Modelo proposto para os aços DP's e suas curvas correspondentes de tensão versus deformação.



Fonte: Adaptado de Han *et al.* (2011)

Inicialmente, os aços DP's se deformam elasticamente até o princípio do escoamento contínuo e das altas taxas de encruamento, que determina o início da deformação plástica. Com o prosseguimento da deformação plástica, a taxa de encruamento diminui até alcançar o limite de resistência que determina o início da instabilidade plástica e, conseqüentemente, a ruptura do material.

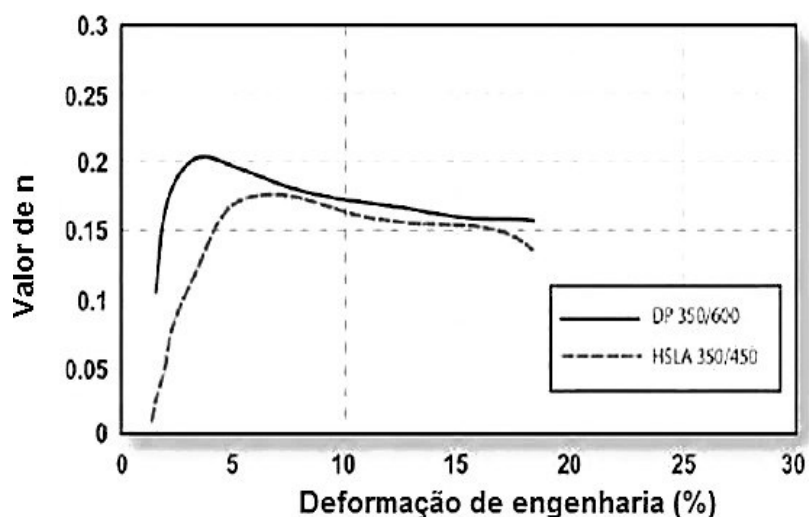
### 2.3.5 Expoente de encruamento

O expoente de encruamento ( $n$ ) é definido como a taxa de aumento da resistência com a deformação plástica. Altos valores de  $n$  estão associados à boa conformabilidade dos metais, uma vez que há uma distribuição mais uniforme das deformações durante o processo de conformação, evitando a instabilidade plástica e a

ruptura. A principal diferença entre os aços bifásicos (DP) e os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA) é que os primeiros apresentam altos valores de expoente de encruamento e, portanto, são utilizados na fabricação de peças com geometria mais complexa para a indústria automobilística (DEMERI, 2013).

Os aços convencionais apresentam um valor constante para o expoente de encruamento à medida que aumentam as deformações. Dessa forma, os valores de  $n$  eram obtidos na faixa de deformação de 10 a 20%. Atualmente, algumas classes dos aços avançados de alta resistência (AHSS) exibem um expoente de encruamento que varia com a deformação. A Figura 14 exibe a comparação do comportamento do valor de  $n$  entre um aço HSLA 350/450 e um aço DP 350/600. Constata-se que os aços bifásicos exibem um alto valor de  $n$  para pequenas deformações. A partir de deformações da ordem de 7 a 8%, os valores para o expoente de encruamento entre os aços bifásicos e os aços HSLA se aproximam.

Figura 14: Valor instantâneo de  $n$  para as classes de aços DP e HSLA



Fonte: Adaptado de Demeri (2013)

O rápido encruamento dos aços bifásicos pode ser atribuído a três fatores:

- i. A tensão residual gerada durante o tratamento térmico de têmpera é aliviada pela deformação plástica.
- ii. O aumento da densidade de discordâncias na matriz ferrítica.

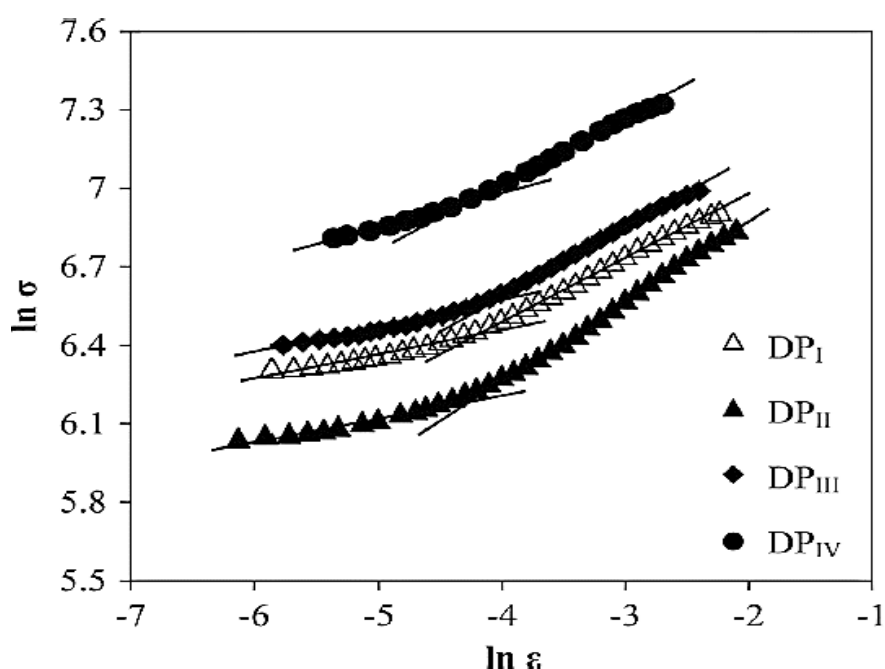


- iii. A incompatibilidade plástica entre as fases de ferrita e martensita provocam tensões de compressão na ferrita, e estas tensões restringem o deslocamento das discordâncias.

Na Figura 15, são mostrados os estágios de encruamento para um aço com composição química de 0,17% C, 0,4% Si, 1,15% Mn e 0,95% Cr, com diferentes processamentos termomecânicos analisados por Mazaheri *et al.*, (2014).

Na condição DPI, o aço foi, inicialmente, aquecido a uma temperatura de 600°C por 20 minutos e resfriado em água. Em seguida, foi recozido à temperatura de 770°C por um período de 8 minutos e resfriado em água. Para as outras três condições não foi aplicado o aquecimento de 600°C por 20 minutos. As condições de recozimento intercrítico utilizadas para essas amostras foram: 770°C por um período de 8 minutos (DP<sub>II</sub>); 770°C por 10 minutos (DP<sub>III</sub>) e 790°C por 8 minutos (DP<sub>IV</sub>). Para todas as condições, após o recozimento foi efetuado o resfriamento em água.

Figura 15: Comportamento do encruamento para as 4 condições de processamento em um dual phase



Fonte: Adaptado de Mazaheri *et al.* (2014)

De acordo com o autor, a presença de diferentes estágios de encruamento nos aços bifásicos está relacionada aos diferentes mecanismos de ativação que ocorrem para diferentes intensidades de deformação. No primeiro estágio, com menor inclinação, a matriz ferrítica se deforma plasticamente enquanto a martensita se mantém no regime elástico. No segundo estágio, com maior inclinação, as duas fases se deformam plasticamente.

## 2.4 O Processo de Soldagem GMAW

A soldagem GMAW (*Gás Metal Arc Welding*), também conhecido como MIG/MAG - MIG/MAG (MIG – Metal Inert Gas) e (MAG – Metal Active Gas), é um processo de soldagem utilizando um arco elétrico entre o arame-eletrodo de alimentação contínua e a poça de fusão. De acordo com American Welding Society – AWS (1991) o processo GMAW utiliza uma proteção externa de gás sem a aplicação de pressão.

O processo de soldagem funciona com corrente contínua (CC), de forma geral utiliza o arame no polo positivo (polaridade reversa). No GMAW são comumente empregadas correntes de soldagem de 50 A até 600 A, e tensões de soldagem de 15 V até 32 V (SCOTTI & PONOMAREV, 2008).

Segundo Costa (2014), por ser um processo que apresenta baixos valores de corrente durante a fase de arco aberto, e baixos valores de tensão, o calor transferido para a peça é reduzido, fazendo com que o processo GMAW seja indicado para aplicações que tem como requisitos peças de pequena espessura, distorção mínima da peça, soldagem de juntas tubulares e de aços inoxidáveis, ou seja, em operações que necessitem baixo aporte de calor.

No que se refere a polaridade direta (arame no polo negativo) e alternada, estas são menos utilizadas, pois, demandam fontes e técnicas específicas. Segue Figura 16, com a ilustração do circuito de soldagem GMAW:

Figura 16: Circuito de soldagem GMAW



Fonte: Adaptado de Lincoln Electric (2015a)

No processo de soldagem MIG/MAG pode-se unir diferentes tipos de metais, em diferentes posições de soldagem, de formas semiautomática, ou mecanizada/robotizada/automatizada. Scotti & Ponomarev (2008), conceituam a soldagem mecanizada, como sendo um processo em que os parâmetros e a orientação da tocha são controlados eletronicamente ou mecanicamente, mas podem ser variados manualmente durante a soldagem para manter as condições especificadas de soldagem.

No que se refere a soldagem semiautomática, ainda de acordo Scotti & Ponomarev (2008), o equipamento controla apenas a alimentação do material e o avanço de soldagem é controlada manualmente. Já com a soldagem automática, o equipamento é responsável pela execução de todas as operações sem manejo manual do arco e velocidade de soldagem, ou seja, sem qualquer interferência do operador, não dependendo da sua habilidade manual.

Scotti & Ponomarev (2008), reportam que com relação ao uso de uma proteção externa de gás, o fluxo adequado para praticamente todas as condições de soldagem é de 10 a 16 l/min, e que valores acima destes normalmente são ineficientes. Já no que se refere a condutividade térmica do gás de proteção, à temperatura do arco (plasma) influencia a tensão do mesmo, da mesma forma que influencia a energia térmica transferida à poça, assim, quanto maior a condutividade térmica do gás, maior será a tensão de soldagem aportada para sustentar o arco, e com isso, maior será a anergia térmica. (FORTES, 2005).

Além de gases de proteção puros, misturas também são comumente utilizadas. Adições de argônio ao dióxido de carbono diminuem os níveis de respingo normalmente experimentados com o dióxido de carbono puro. A mistura Argônio + 21-25% CO<sub>2</sub> (C25) é universalmente conhecida como o gás usado na soldagem GMAW com transferência por curto-circuito. Essa mistura funciona bem em aplicações de altas correntes em materiais espessos, e pode alcançar boa estabilidade do arco, controle da poça de fusão e aparência do cordão, bem como alta produtividade (FORTES, 2005).

#### **2.4.1 Modos de Transferências Metálicas**

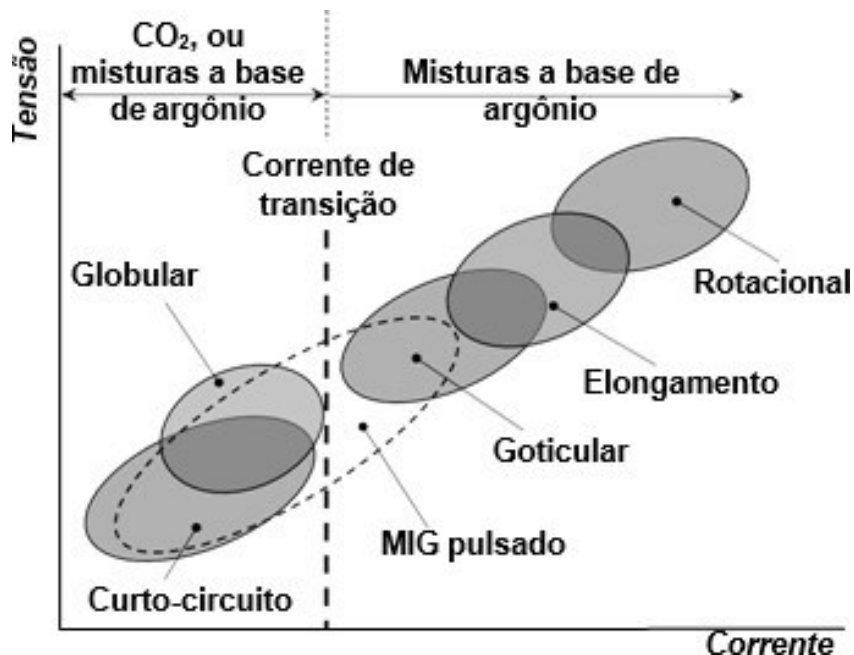
Um dos principais fatores que influencia a obtenção de uma solda de boa qualidade é a forma como o material é transferido desde o eletrodo (material de adição) até a poça de solda, ou seja, o modo da transferência metálica (VILARINHO, 2007).

Os modos de transferência metálica podem ser observados nos diferentes processos de soldagem, sendo associados a diversos fatores, tais como parâmetros elétricos (tensão, tipo e polaridade da corrente), materiais, gases, distância bico de contato peça (DBCP), características específicas da fonte de potência, etc. (VILARINHO, 2007).

Scotti & Ponomarev (2008) subdividem os modos em dois tipos fundamentais de transferência metálica no processo GMAW, o modo natural e o controlado. No modo de transferência natural, a transferência metálica varia “naturalmente” dentro de uma faixa de corrente e níveis de tensão de arco. Já na transferência controlada, a fonte de soldagem é utilizada para obter formatos de onda de corrente, de forma que a transferência “obedeça” a esta variação controlada dos parâmetros elétricos (VILARINHO, 2007).

O modo natural é classificado em duas classes de transferência, sendo por curto-circuito e por voo livre (globular, goticular e explosiva). De uma forma mais didática, é possível compilar estes modos de transferência em um gráfico denominado de mapa de transferência, conforme ilustra a Figura 17.

Figura 17: Mapa de transferência didático.



Fonte. Adaptado de Vilarinho (2007)

De encontro aos avanços tecnológicos das fontes de soldagem e de sistemas de controle, o IIW (*International Institute of Welding*) vem propondo atualizações na classificação dos modos de transferência transferências metálicas. A Figura 17 representa os modos de transferência conforme a classificação do IIW para a transferência por curto-circuito com aumento da corrente, à medida que se caminha dos modos A para E.

Na transferência por curto-circuito, há o contato da gota com a poça antes de seu destacamento. A principal limitação da transferência por curto-circuito é a geração de respingos durante o rompimento da ponte líquida entre o eletrodo e a poça pelo Efeito Pinch, que diminui a capacidade de produção, seja devido à perda de material de adição ou à necessidade de gasto de recursos para sua retirada (SOUZA, 2011). Uma boa estabilidade é obtida quando utilizado gases com CO<sub>2</sub> (menor custo e maior aporte térmico) ou misturas Ar+CO<sub>2</sub> (menor nível de respingo) (VILARINHO, 2007).

Esse modo de transferência por curto-circuito é particularmente útil na união de materiais de pequena espessura em qualquer posição, materiais de grande espessura nas posições vertical e sobrecabeça, e no enchimento de largas

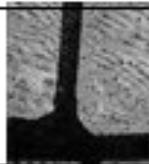
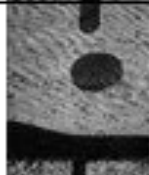

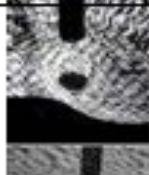
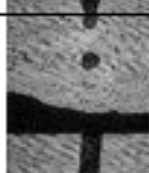
aberturas. Na soldagem com transferência por curto-circuito são utilizados arames de diâmetro na faixa de 0,8 mm a 1,2 mm, e aplicados pequenos comprimentos de arco (baixas tensões) e baixas correntes de soldagem (FORTES, 2005).

Na transferência por voo livre (globular, goticular e explosiva), a gota se destaca antes de tocar a poça, no qual, pequenas gotas de metal fundido são desprendidas da ponta do arame e projetadas por forças eletromagnéticas em direção à poça de fusão (FORTES, 2005).

A transferência globular ocorre quando as gotas de metal fundido são muito grandes e movem-se em direção à poça de fusão sob a influência da gravidade (FORTES, 2005). É caracterizada pelo uso de baixas correntes, mas com uma maior tensão de arco e com frequência de transferência menor que 100 Hz (baixa e irregular). As soldagens são limitadas à posição plana, com grande instabilidade de arco, limitando seriamente o uso deste modo de transferência (VILARINHO, 2007).

A transferência goticular ocorre quando se aumenta a corrente acima de um nível denominado de corrente de transição, procurando-se manter o mesmo comprimento do arco. Haverá a mudança do modo de formação da gota numa pequena faixa de corrente (corrente de transição), passando de grandes gotas em baixa frequência (globular) para pequenas gotas em alta frequência (goticular), normalmente acima de 200 Hz (VILARINHO, 2007). Destaca-se que o valor da corrente de transição é função do material, diâmetro e comprimento do eletrodo, assim como do gás de proteção e DBCP (VILARINHO, 2007). Segue Figura 18:

Figura 18: Modos naturais de transferência metálica por curto-circuito segundo classificação do IIW.

Proposta de classificação pelo IIW		Tipo fundamental	Figura	
Fundamental	Variante			
A	Curto-circuito	Curto-circuito	Natural	
		Curto-circuito controlado	Controlado	
B	Globular	Globular em gotas	Natural	
		Globular repelida	Natural	
C	Pulsada projetada	Pulsada	Controlado	
D	Goticular (spray)	Goticular	Natural	
		Elongamento (streaming)	Natural	
		Explosiva	Natural	
E	Rotacional	Rotacional	Natural	

Fonte: Adaptado de Vilarinho (2007)

Aumentando-se ainda mais a corrente e mantendo-se o comprimento do arco, forma-se um cone líquido na ponta do eletrodo e gotas com diâmetros menores que o diâmetro do eletrodo se transferem, o que caracteriza a transferência com alongamento. Com um aumento ainda maior na corrente, atinge-se a transferência rotacional, onde a ponta do eletrodo serve como um pivô para que o filamento líquido em transferência execute um movimento rotacional-espiral e/ou em forma de cone (VILARINHO, 2007).

Já a transferência explosiva é classificada como uma variante da goticular e se caracteriza por gotas que explodem antes do destacamento, em função da presença de elementos de baixo ponto de vaporização, causando muitos fumos e respingos (VILARINHO, 2007).

Para Scotti & Ponomarev (2008), os modos de transferência metálica de forma geral apresentam limitações quando se requer a otimização de características operacionais, como por exemplo, soldar chapas finas ou fora da posição plana sem respingos. Esta solução só foi possível com a implementação de equipamentos modernos, que controlam a transferência metálica.

As transferências controladas são obtidas por meio da utilização de fontes de soldagem que permitem obter formatos de onda específicos para a corrente, com ou sem monitoramento da tensão conseguida. As tecnologias mais comumente encontradas são a pulsada e o curto-circuito controlado, obtidas via modificações e monitoramento dos formatos de onda dos parâmetros elétricos e refletem o desenvolvimento da tecnologia das fontes de soldagem (VILARINHO, 2007).

Como exemplo de fontes controladas comerciais que utilizam a transferência por curto-circuito, pode-se citar a patente de 1994 da empresa Lincoln Electric com a tecnologia STT (Surface Tension Transfer), que foi desenvolvida prometendo um avançado controle do processo de curto-circuito ao utilizar uma fonte inversora de alta potência. Já em 2004, o fabricante Miller Electric introduziu a tecnologia de soldagem chamada de RMD (Regulated Metal Deposition) e em 2005, a empresa Fronius patenteou a tecnologia chamada de Cold Metal Transfer (CMT). Além dessas tecnologias, existem outras no mercado, que estão em contínuo aprimoramento.

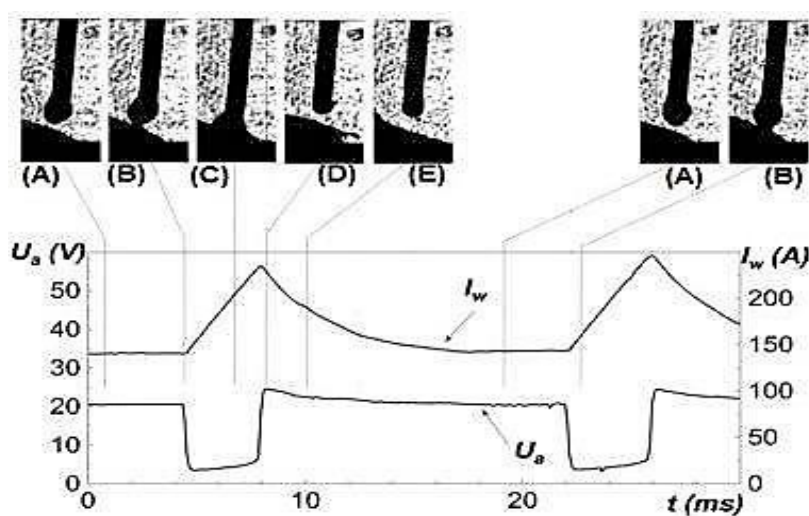


## 2.4.2 Transferência Metálica por Curto-circuito

Na transferência metálica por curto-circuito o metal é transferido através do curto-circuito elétrico, quando há o contato da gota, formada na ponta do arame- eletrodo, com a poça de fusão. A gota é transferida por tensão superficial e ocorre comum arco curto com tensão de soldagem de 13 a 23 V e uma corrente de baixa a moderada (SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

A frequência de transferência das gotas pode ser de 20 a 200 vezes por segundo. Usualmente são utilizados arames na faixa de 0,8 mm a 1,2 mm de diâmetro. De acordo com Machado (1996), este modo de transferência produz uma poça de fusão relativamente pequena de rápida solidificação, ideal para aplicações que necessite de baixa energia de soldagem. Segue a Figura 19, ilustrando as etapas do modo curto-circuito convencional em função do comportamento da gota.

Figura 19: Etapas do modo curto-circuito convencional em função do comportamento da gota.



Fonte: Adaptado de Ponomarev (2012)

O comportamento da gota é indicado na Figura 16(A). Nessa etapa refere-se a de formação e crescimento da gota na ponta do eletrodo. Na medida em que a gota cresce, o comprimento do arco diminui.

O início do curto-circuito (B) é marcado quando a gota em crescimento toca a poça de fusão, a tensão cai bruscamente e a corrente aumenta a elevadas taxas. Nesta fase há o apagamento momentâneo do arco. A transferência ocorre por tensão

superficial e inicia-se a contribuição do Efeito Pinch. A taxa de subida da corrente está diretamente relacionada à ocorrência de respingos (VILARINHO, 2007).

Na fase (C), parte da gota já foi transferida para a poça de fusão e uma ponte formada entre o eletrodo e a poça de fusão tem inícios de rompimento. Nesse estágio, a tensão continua a níveis baixos e corrente de soldagem continua a aumentando. Com o crescimento da corrente, aumenta a densidade de corrente na parte superior da gota, a força eletromagnética passa a ser decisiva e, portanto, favorece a formação do “empescoçamento” entre a gota e a ponta do eletrodo, contribuindo no destacamento da gota (Efeito Pinch).

O componente radial da força eletromagnética tende a comprimir a área de contato, enquanto o axial tende a separar a gota da superfície da poça de fusão e o alto valor de corrente nesta região provoca o aquecimento súbito, proporcionando uma explosão elétrica, o que promove a evaporação e a explosão do metal fundido em forma de respingos (SCOTTI& PONOMAREV, 2008).

Na fase (D), acontece o rompimento da gota ou ponte metálica, e a tensão sobe bruscamente representando um pico de reignição do arco para reabrir o arco. A corrente a partir desse momento começa a cair para a corrente de regime. Não há metal transferido durante o período de arco aberto, somente nos curtos-circuitos (FORTES, 2005). A alta corrente favorece a formação de uma nova gota, pois, a taxa de fusão neste momento é maior que a de alimentação.

Nas fases (E e A), a corrente decresce e começa a formação de uma nova gota na ponta do eletrodo, reiniciando o processo.

Com relação à aplicabilidade da transferência por curto-circuito, Vilarinho (2007) destaca que este modo de transferência tem sua esfera de aplicação em soldagem de chapas finas e soldagens posicionais, devido ao menor aporte térmico. Já Fortes (2004) ressalta que a transferência por curto-circuito é caracterizada por um arco frio, é ideal para passes de raiz em juntas com abertura e especialmente para a soldagem fora de posição em peças de pequena espessura. No entanto, a falta de fusão lateral pode ser um problema quando se soldam peças mais espessas (acima de 6,0 mm), pois o aporte térmico é baixo.

### 2.4.3 Estabilidade do Processo com transferência metálica por curto-circuito

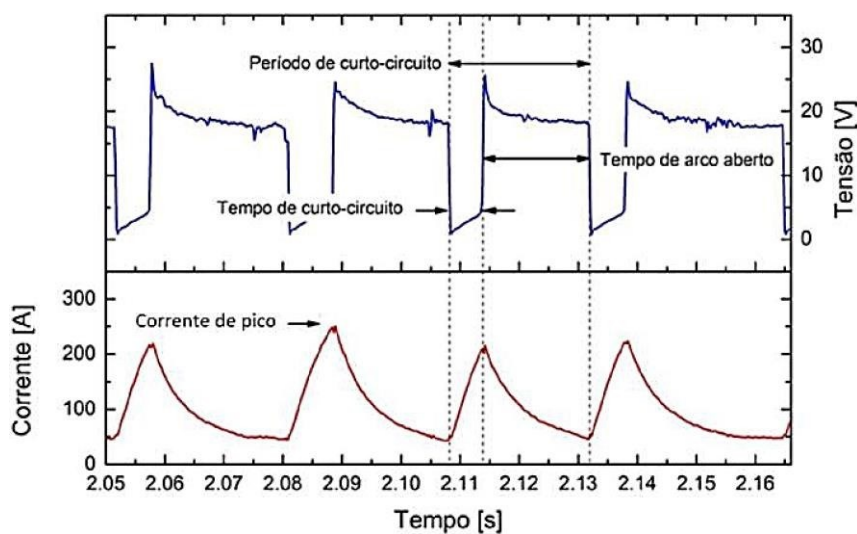
O modo de transferência por curto circuito, se caracteriza pelo contato periódico da gota metálica formada na ponta do arame-eletrodo e a poça de fusão. Tal característica colabora para o aumento da geração de respingos, diminuindo assim, a produtividade do processo, ou com a perda de material de adição e/ou com a necessidade de remoção deste, afetando assim a qualidade final da solda. No entanto, o foco para se conseguir soldas de boa qualidade e a redução da geração de respingos se encontra na otimização da estabilidade do processo de soldagem.

Segundo Silva (2005), a estabilidade do processo se dá quando o resultado é uma solda com regularidade na transferência metálica e homogênea ao longo do cordão, independente do modo, produzindo um mínimo de respingos e uma poça e metal de solda também geometricamente homogênea em toda a extensão do cordão.

Já a regularidade da transferência por curto-circuito, devido às extinções do arco, pode ser definida como uma transferência periódica e cuja variação dos seus parâmetros (período de curto-circuito, tempo de arco aberto, tempo de curto-circuito, etc) seja o mínimo possível. Assim sendo, uma menor variação do período de curto-circuito e nos tempos de arco aberto e curto-circuito, bem como a transferência de gotas uniformes, maior regularidade deve ser obtida. Na Figura 20, ilustra uma caracterização dos parâmetros envolvidos na transferência por curto-circuito.

De acordo com Possebon (2009), a regularidade da transferência metálica está diretamente relacionada a fatores como a frequência de destacamento das gotas metálicas, a uniformidade do volume da gota, o destacamento incidental de gotas e a geração de respingos, entre outros. Ainda de acordo com o referido autor, na transferência por curto-circuito o volume da gota metálica depende do tempo de curto-circuito, que por sua vez está relacionado com parâmetros de soldagem como comprimento do arco (tensão de soldagem) e a corrente de curto-circuito. Assim, quanto maior for o comprimento do arco, mais rapidamente a ponte metálica poderá ser rompida. Já a corrente de curto-circuito depende da indutância do sistema e quanto maior esta indutância, menor é a taxa de crescimento da corrente de curto-circuito, tendendo a um tempo de curto-circuito mais longo.

Figura 20: Parâmetros da transferência por curto-circuito



Fonte: Silva (2005).

Baseados em análises estatísticas dos sinais elétricos de corrente e tensão de soldagem, diferentes critérios têm sido propostos para avaliar a regularidade da transferência metálica como indicativo da estabilidade do processo operando em curto-circuito, bem como outros indicativos de regularidade, como exemplo a quantidade de respingos gerados e/ou o aspecto do cordão.

Baixo e Dutra (1989), propuseram um critério para avaliação da estabilidade do processo com transferência por curto-circuito, a partir da aquisição e tratamento dos oscilogramas de corrente e tensão, cujo fundamento da análise é baseado na regularidade dos oscilogramas, que é retratada por meio da emissão de histogramas de três diferentes grandezas: pico de corrente, intervalo entre transferências e tempos de duração do curto-circuito. Em seguida, as informações sobre as regularidades de transferência por curto-circuito são obtidas a partir do desvio padrão destes parâmetros. Baixo e Dutra (1991), utilizando o mesmo critério, mostraram que para certa faixa de tensão, existe um ponto de inflexão onde o desvio padrão do pico de corrente é mínimo, indicando uma condição de máxima estabilidade.

Modenesi e De Avelar (1999) utilizaram como indicativo de estabilidade as análises dos sinais elétricos do processo e a quantidade de respingos obtidos durante a soldagem. Através da variação do período de transferência ( $T$ ), tempo médio de duração de um curto-circuito ( $t_{cc}$ ) e o fator de curto-circuito ( $FCC = t_{cc}/T$ ), bem como o fator de respingo (FSP), o qual é calculado baseado na Eq. 1, onde WSP é o peso dos respingos e WCP é o peso do cordão de solda. Cujo índice de estabilidade ( $I_{est}$ ) é

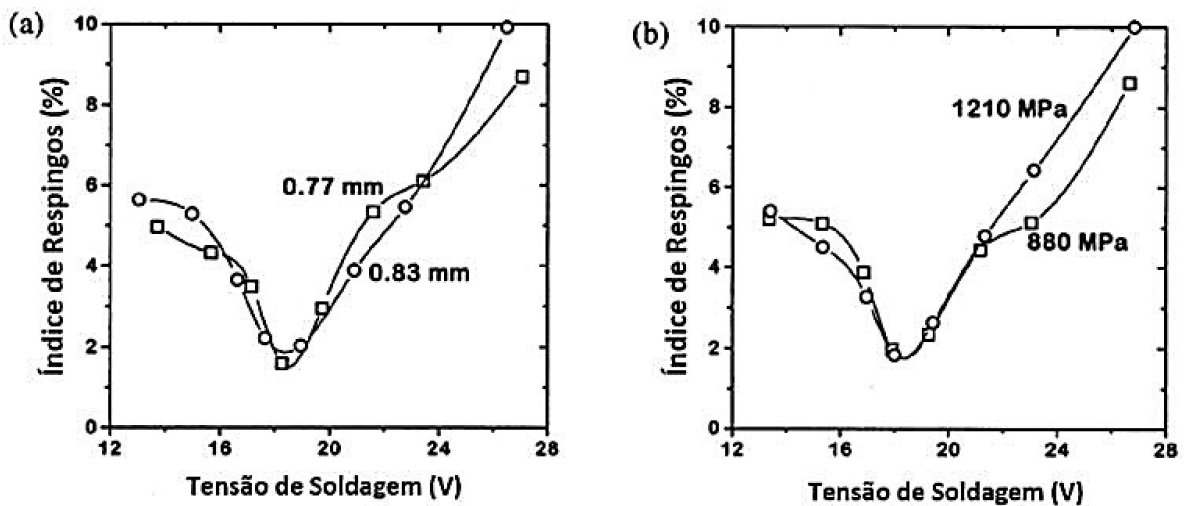
definido pela Eq. 2. Os resultados obtidos indicaram que a máxima estabilidade estava associada a um ponto de inflexão das curvas de quantidade de respingos, do período e do tempo de curto-circuito, assim como do índice de estabilidade adotado.

$$F_{SP} = \frac{W_{SP}}{W_{SP} + W_{CP}} * 100\% \quad (\text{Eq. 1})$$

$$I_{est} = \frac{100}{i_{ic} \cdot \Gamma_{SP}} \quad (\text{Eq. 2})$$

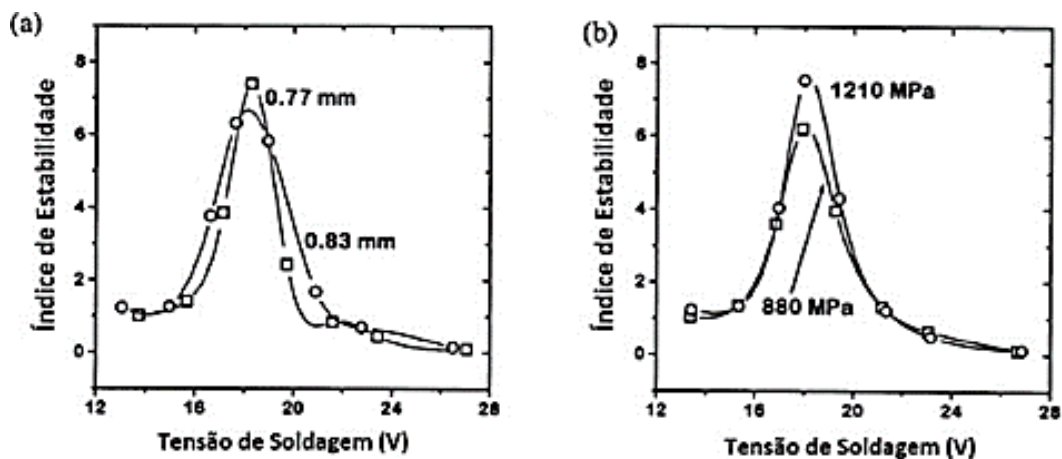
Nas Figuras 21 e 22 são demonstrados os resultados encontrados por Modenesi e De Avelar (1999) na análise da influência da composição química (% de silício e manganês) do arame nas características operacionais do processo MIG/MAG utilizando dióxido de carbono.

Figura 21: Efeito do (a) diâmetro, e (b) da resistência mecânica do arame sobre o nível de respingos



Fonte: Modenesi e De Avelar (1999)

Figura 22: Efeito do (a) diâmetro, e (b) da resistência mecânica do arame no índice de estabilidade.

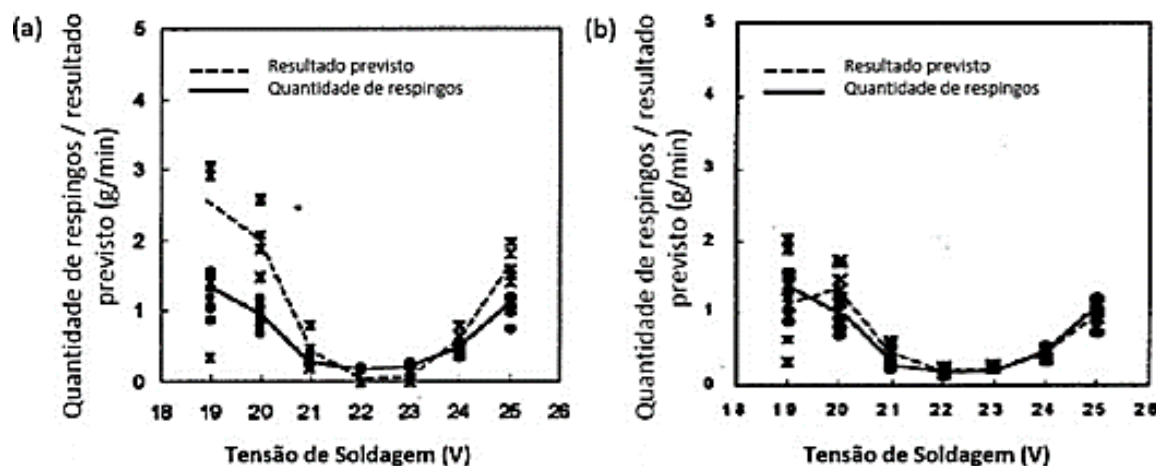


Fonte: Modenesi e De Avelar (1999)

Os pesquisadores Kang and Rhee (2001), interligaram os respingos coletados durante a soldagem e os sinais elétricos adquiridos, propuseram com isso, um índice baseado em regressões lineares e não lineares para estimar a quantidade de respingos, tomando como fatores de entrada o período de curto-circuito, os tempos de arco aberto e de curto-circuito, pico de corrente, corrente instantânea de curto-circuito, corrente média pelo período de curto-circuito e os respectivos desvios padrões destes parâmetros.

Ainda de acordo com Kang and Rhee (2001), verificou-se que, tanto a estabilidade do arco, quanto a quantidade de respingos gerados estão relacionados com a frequência de extinções do arco, isto é, o período de curto-circuito e o tempo de arco aberto, bem como seus desvios-padrão, concluindo-se que, ao soldar com tensões acima e abaixo dos níveis ideais, a transferência torna-se instável e uma grande quantidade de respingos é gerada, conforme observa-se na Figura 23.

Figura 23: Comparação dos modelos de (a) regressão linear e (b) não-linear e a quantidade de respingos para velocidade de alimentação de 3,4 m/min



Fonte: Kang and Rhee (2001).

O Critério para Estabilidade de Transferência em MIG/MAG com Curto-Circuito, foi proposto pelo pesquisador Souza (2009), onde este propôs que tal critério é formado por dois parâmetros, o Índice de Regularidade da Transferência em Curto-Circuito ( $IV_{cc}$ ) e Frequência de Corte para Tamanho Máximo de Gota para Transferência por Curto-Circuito ( $F_{corte}$ ).

Ainda de acordo com Souza (2009), o índice de regularidade ( $IV_{cc}$ ) é baseado na premissa de que a estabilidade do processo de transferência por curto-circuito está ligada com a constância dos tempos em curto-circuito ( $t_{cc}$ ) e arco aberto ( $t_{ab}$ ), ou seja, acredita-se que, se os tempos sofrem pouca variação, mais regular é a transferência. Desta forma, quanto menor o valor do índice de regularidade, melhor é a regularidade. Com isso, as constâncias nos tempos são medidas através dos coeficientes de variação, que leva em conta não somente o desvio padrão da amostra (desvio padrão da média do tempo de curto-circuito " $\sigma_{t_{cc}}$ " e desvio padrão da média do tempo de arco aberto " $\sigma_{t_{ab}}$ "), mas também sua média, de acordo com a Equação 3:

$$IV_{cc} = \frac{\sigma_{t_{cc}}}{t_{cc}} + \frac{\sigma_{t_{ab}}}{t_{ab}} \quad (\text{Eq. 3})$$

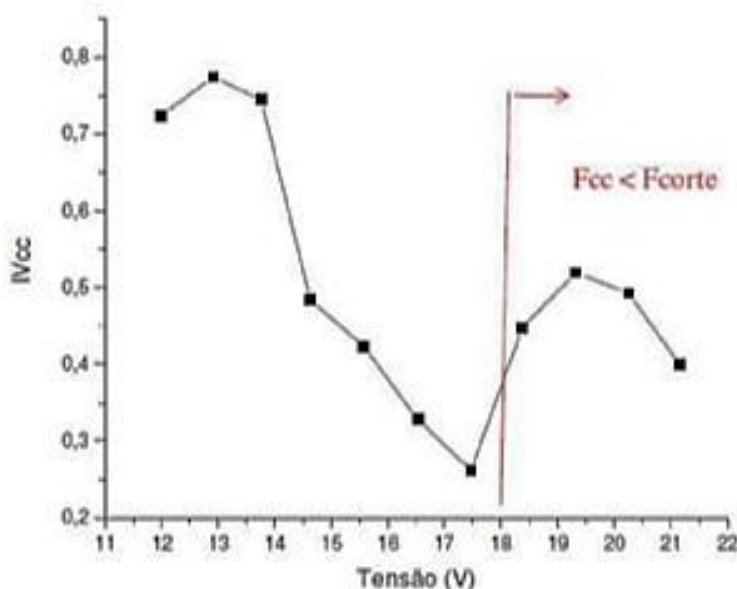
A frequência de corte ( $F_{corte}$ ) tenta correlacionar o tamanho da gota antes de entrar em contato com a poça com as frequências de curtos-circuitos (SOUZA, 2009).

Gotas muito grandes não representam uma condição adequada para transferência por curto-circuito. Abaixo de certa frequência há grande possibilidade das gotas serem grosseiras, ou seja, o processo está operando num modo combinado conhecido como globular/curto-circuito. Assim, a frequência de corte pode determinada a partir da velocidade de alimentação ( $V_A$ ), do diâmetro do eletrodo ( $d_e$ ) e do diâmetro da gota mínimo ou máximo ( $d_g$ ), como mostrado na Equação 4:

$$F'_{\text{corte}} = \frac{3V_A * d_e^2}{2d_g^3} \quad (\text{Eq. 4})$$

Souza (2010), utilizando processo MIG/MAG com transferência curto-circuito para soldagem de aço carbono, observou que a curva do índice de regularidade ( $IV_{CC}$ ) em função da tensão de soldagem, possui uma característica de diminuir e depois novamente aumentar seu valor com o aumento da tensão de soldagem, conforme apresentado na Figura 24.

Figura 24: Curvas do índice de regularidade em função da tensão de soldagem para a velocidade de alimentação de 2,05 m/mim (107 A) e gás de proteção Ar+8%CO<sub>2</sub>, e a região adequada de transferencia por curto circuito delimitada pela frequência de corte ( $F_\alpha < F_{\text{corte}}$ ).

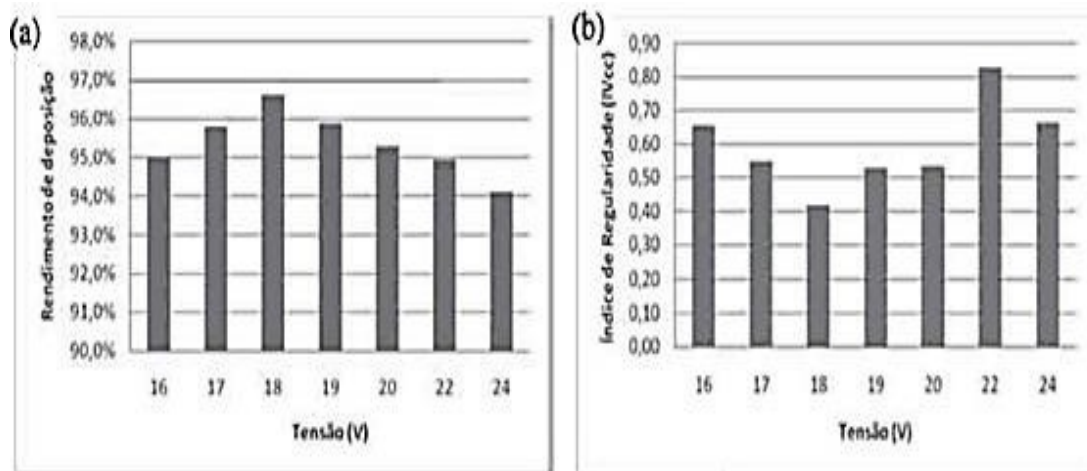


Fonte: Souza (2010)



Rezende *et al.* (2010), relacionou o rendimento de deposição com o mesmo índice de regularidade, observando que existe um ponto de máximo para o rendimento coincidente com o de mínimo para o  $IV_{CC}$ , no que seria o melhor ponto de regularidade (Figura 25).

Figura 25: a) Rendimento de deposição e (b) índice de regularidade em função da tensão de regulagem.



Fonte: Rezende *et al.* (2010).

#### 2.4.4 Fluxo de Calor e Modelos Térmicos

Easterling (1992) afirma que a transferência de calor na soldagem é governada primariamente pelos fenômenos de condução e convecção em função do tempo, a qual é expressa pela equação 5 a seguir:

$$\rho \frac{\partial}{\partial t} [cT] + \rho v_x \frac{\partial}{\partial x} [cT] + \rho v_y \frac{\partial}{\partial y} [cT] + \rho v_z \frac{\partial}{\partial z} [cT] = \frac{\partial}{\partial x} \left[ k \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[ k \frac{\partial T}{\partial y} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[ k \frac{\partial T}{\partial z} \right] + S \quad (\text{Eq. 5})$$

Onde:

$\rho$  = densidade do metal;

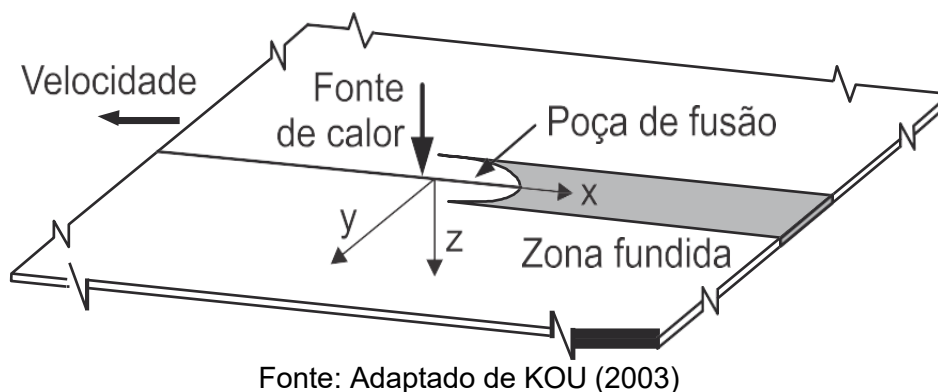
$t$  = tempo;

$c$  = calor específico do metal;

$T$  = temperatura de soldagem;  
 $v_x$  = componente da velocidade na direção  $x$ ;  
 $v_y$  = componente da velocidade na direção  $y$ ;  
 $v_z$  = componente da velocidade na direção  $z$ ;  
 $x$  = coordenada na direção de soldagem;  
 $y$  = coordenada na direção transversal à soldagem;  
 $z$  = coordenada vertical;  
 $k$  = condutividade térmica do metal;  
 $S$  = geração interna de calor.

A Equação 5 compreende ao caso considerado geral para o cálculo do fluxo de calor na soldagem. Na Figura 26 apresenta-se um exemplo ilustrativo, no qual o sistema de coordenadas coincide com o centro da poça de fusão. Ressalta-se que a fonte de calor se move a uma velocidade  $U$ , no entanto, para simplificação, considera-se que a fonte se mantém estática enquanto a chapa soldada desloca-se na mesma velocidade:

Figura 26 – Fluxo de calor bidimensional durante a soldagem de chapas finas



O tratamento analítico sobre os fenômenos térmicos na soldagem vai além da diferenciação entre chapas finas ou chapas espessas, tal distinção não leva somente em consideração o critério dimensional. Kou (2003) afirma que o principal critério está baseado na distribuição de temperaturas ao longo da direção correspondente à espessura do material. Ainda de acordo com o mesmo autor, para chapas finas e chapas espessas tem-se o perfil bidimensional, porém, no que tange as chapas espessas,

considera-se que a diferença de temperaturas entre as superfícies inferior e superior é desprezível quando comparada à temperatura de fusão.

Kou (2003) propôs a Equação 6, descrita abaixo, a partir da qual pode-se obter a espessura relativa ( $r$ ). Para valores de  $r$  acima de 0,9, considera-se que a chapa é espessa e, abaixo de 0,6, considera-se a chapa fina.

$$\tau = b \sqrt{\frac{\rho c (T_c - T_0)}{H_{net}}} \quad (\text{Eq. 6})$$

onde:

$b$  = espessura da chapa;

$T_c$  = temperatura crítica;

$T_0$  = temperatura inicial;

$H_{net}$  = aporte térmico líquido.

Como o calor cedido à peça tem origem no arco elétrico estabelecido durante a soldagem, Friedman (1975), propôs a equação 7 apresentada abaixo visando descrever o fluxo de calor ( $q$ ) fornecido à peça:

$$\dot{q} = \frac{3EI\eta}{\pi\bar{r}^2} e^{-3(x^2+y^2)/\bar{r}^2} \quad (\text{Eq. 7})$$

Onde:

$q$  = fluxo de calor;

$E$  = tensão de soldagem;

$I$  = corrente de soldagem;

$\eta$  = eficiência energética do processo;

$\bar{r}$  = parâmetro de distribuição radial característica

Como as equações apresentadas são um método complexo para a determinação da transferência de calor na soldagem, estas foram simplificadas levando-se em consideração:

- i. a energia proveniente da fonte de soldagem é considerada com uma taxa constante;
- ii. a fonte de calor se move em linha reta e a uma velocidade constante;
- iii. na junta soldada sua seção transversal é considerada constante;
- iv. a temperatura se distribui uniformemente ao longo do eixo z (considerando-se a chapa fina); e
- v. são desprezados os comportamentos pontuais existentes no início e no fim do processo.

Rosenthal (1941) descreve que para o fenômeno da condução na chapa metálica, e determinação direta da composição dos microconstituintes na junta soldada, com considerações é possível chegar à Equação 8:

$$\frac{2\pi(T - T_0)k_s b}{Q} = e^{-\frac{u(x-ut)}{2\alpha_s}} k_0 \left( \frac{Ur}{2\alpha_s} \right) \quad (\text{Eq. 8})$$

Onde:

$T$  = temperatura;

$T_0$  = temperatura inicial da chapa (antes da soldagem);

$k_s$  = condutividade térmica do material soldado;

$b$  = espessura da chapa;

$Q$  = energia de soldagem;

$\alpha_s$  = difusividade térmica do material;

$k_0$  = Função Bessel modificada de segunda espécie e ordem zero.

Para Jhaveri *et al.* (1962), a energia térmica fornecida à junta soldada é distribuída ao longo de toda a chapa por condução, tal fenômeno tem como consequência um ciclo térmico em cada ponto do material, caracterizado por um aumento de temperatura seguido de um resfriamento.

Ainda de acordo com os referidos autores a taxa de resfriamento é função da capacidade do material de dissipar a energia térmica.

A microestrutura final obtida é determinada principalmente pelas taxas de resfriamento a partir da temperatura de pico atingida em cada região. Para placas finas, a taxa de resfriamento pode ser determinada a partir da Equação 9 (JHAVERI, P.; MOFFATT, W. G.; ADAMS, 1962).

$$R_c = -2\pi k\rho c \left(\frac{b}{H_{net}}\right)^2 (T_R - T_0)^3 \quad (\text{Eq. 9})$$

Onde:

$T_R$  = temperatura de cálculo da taxa de resfriamento

Ion *et al.* (1984), afirmam que para ligas Fe-C, a maioria das transformações de interesse ocorrem na ZTA no intervalo de temperaturas de 800 a 500°C. O cálculo da taxa de resfriamento ( $\dot{T}_{8/5}$ ) para essa região de interesse é realizado por meio das Equações 10 a e11.

$$\Delta t_{8/5} = \frac{H_{net}^2}{4\pi\lambda\rho c \cdot b^2} \cdot \left( \frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2} \right) \quad (\text{Eq. 10})$$

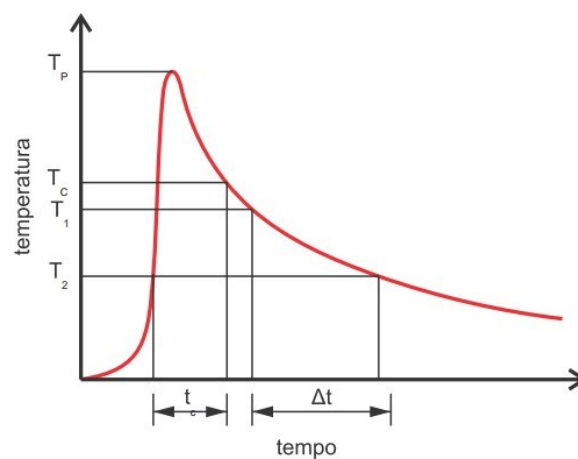
$$\dot{T}_{8/5} = \frac{(800 - 500)}{\Delta t_{8/5}} \quad (\text{Eq. 11})$$

Eastering (1992), ainda, sugere a Equação 12 para cálculo da taxa de resfriamento.

$$\Delta t_{8/5} = 1716 \cdot \left( \frac{H_{net}}{b} \right)^2 \quad (\text{Eq. 12})$$

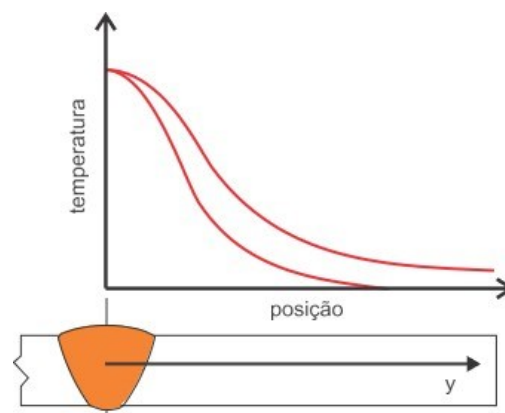
A temperatura de pico ( $T_p$ ), ilustrada na Figura 27 e Figura 28, consiste em outro parâmetro importante a ser determinado durante a soldagem, pois direciona na previsão e interpretação das transformações metalúrgicas no material (ADAMS JR, 1958).

Figura 27 – Ciclo térmico da soldagem



Fonte: Adaptado de Marques, Modenesi, Bracarense (2017)

Figura 28 – Ciclo térmico da soldagem 2



Fonte: Adaptado de Marques, Modenesi, Bracarense (2017)

O parâmetro  $T_p$  citado acima pode ser aplicado somente nas regiões fora da zona de fusão. Considera-se o ponto  $Y = 0$  na região imediatamente após a referida, no qual  $T_p = T_m$ . A temperatura de pico para chapas finas em soldagem de único passe pode ser obtida pela equação 13 a seguir (EASTERLING, 1992).

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{\sqrt{2\pi e \rho c b Y}}{H_{net}} + \frac{1}{T_m - T_0} \quad (\text{Eq. 13})$$

Onde:

$T_p$  = Temperatura de pico;

$Y$  = distância a partir da vizinha do cordão de solda;

$T_m$  = temperatura de fusão.

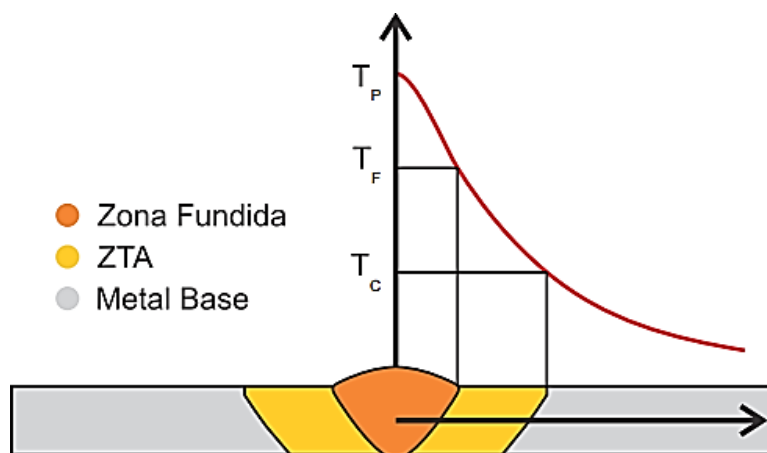
Determinada a temperatura de pico ao longo da seção transversal da solda, é possível traçar o perfil térmico para esse corte e, comparando com a temperatura crítica (temperatura mínima necessária para que ocorra alteração microestrutural ou significativa mudança de propriedade), estima-se a extensão da ZTA. As temperaturas crítica ( $A_1$ ) e de solidificação ( $T_s$ ) podem ser calculadas de acordo com os teores máximos dos elementos de liga a partir das Equações 14 e 15, propostas por Ion *et al.* (1984).

$$A_1 = 996 - 30Ni - 25Mn - 5Co + 25Si + 30Al + 25Mo + 50V \quad (\text{Eq. 14})$$

$$T_s = 1810 - 90 C \quad (\text{Eq. 15})$$

Os ciclos térmicos com suas respectivas transformações microestruturais associadas, permitem a distinção de três regiões clássicas numa junta soldada: a) zona fundida; b) zona termicamente afetada; c) metal base (Figura 29).

Figura 29 – Regiões de uma junta soldada.



Fonte: Adaptado de Marques, Modenesi, Bracarense (2017)

## 2.5 Macroestrutura da Solda

Marques, Modenesi & Bracarense (2011) reportam que durante a realização de um processo de soldagem por fusão, toda a região da solda bem como a adjacente é submetida a temperaturas muito altas e que decrescem à medida que se afasta do eixo central da solda. Ainda de acordo com os autores ao se ultrapassar uma determinada temperatura crítica  $T_C$  de transformação de fases, onde esta depende do material, pode-se dizer que este material sofrerá modificações microestruturais na sua secção transversal em relação ao material antes do processo de soldagem, desta forma pode-se presumir a existência de três regiões básicas:

- ✓ Metal de Base (MB): região mais distante da solda as quais as temperaturas foram inferiores à temperatura crítica  $T_C$ , logo, não sofreu alteração devido ao processo de soldagem.
- ✓ Zona Fundida (ZF): é a região da solda em que ocorreu literalmente a fusão., para isso as temperaturas obtidas foram obrigatoriamente superiores às temperaturas de fusão do  $T_f$  material.
- ✓ Zona Termicamente Afetada (ZTA): é a região nas quais as temperaturas atingidas foram superiores à temperatura crítica  $T_C$ , mas, não superaram a temperatura de fusão  $T_f$  do material, assim, essa região sofrerá alterações estruturais se mantendoem estado sólido.



### 2.5.1 Zona Termicamente Afetada (ZTA)

De acordo com ASM Handbook (1993), na união de metais por processos de soldagem por fusão, o resfriamento rápido que ocorre nessa fusão localizada, modifica a microestrutura original e as propriedades do metal na região próxima do metal de solda, sendo que a parte do metal de base que se transformou devido a esse processo, mas não se fundiu, é denominada zona termicamente afetada (ZTA).

Marques, Modenesi e Bracarense (2011), afirmam que temperatura de pico e as taxas de resfriamento subsequentes determinam a estrutura da ZTA, enquanto os gradientes térmicos, as taxas de solidificação e as taxas de resfriamento no limite líquido-sólido da poça determinam a estrutura de solidificação da Zona fundida. Os referidos autores também reportam que o tamanho e a direção do fluxo da poça determinam a quantidade que é diluída e a penetração da solda, onde a resposta do material na faixa de temperatura próxima a temperatura de fusão é a principal responsável pelas mudanças metalúrgicas.

De acordo com Easterling (1992), a região localizada desde a divisa com a linha de fusão até a temperatura de pico em torno de 1100°C é conhecida como região de grãos grosseiros (GGZTA), que se caracteriza por ter um tamanho de grão austenítico grande e sua microestrutura final depende de como se dará o ciclo térmico envolvido e da sua composição química.

Modenesi (2011), ao se analisar o carbono equivalente (Ceq), onde este mensura a capacidade de dureza através da composição dos elementos, em percentuais de elementos de liga, os aços com baixo carbono equivalente apresentam maior quantidade de ferrita alotriomórfica, que é a ferrita no contorno de grão, sendo que a medida que esse carbono equivalente sobe, o que significa um aumento no teor dos elementos de liga, com temperaturas mais baixas, pode vir a ocorrer a ferrita de Widmanstätten que tem semelhança morfológica bastante próxima da bainita, segue com a Equação 16:

$$CE = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Mo}{4} + \frac{\%Cr}{5} + \frac{\%Ni}{15} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%P}{3} \quad (\text{Eq. 16})$$

Ao se analisar os trabalhos de Silva (2010), e Lessa (2011), pode-se perceber que um diferencial relevante entre as estruturas ferrita alotriomórfica e ferrita de Widmanstätten, é a ausência de carbonetos precipitados na ferrita, quando não é observada, o que tende a ser caracterizado é a presença de bainita ou martensita, não necessariamente juntas, e essa ocorrência se dá através desse processo bem como do aumento da temperabilidade dessa região, por ocasião do aumento do grão austenítico.

Modenesi (2011), descreve que com essas microestruturas de maior dureza, essa região tende a apresentar uma dureza elevada em relação ao metal de base, e uma relativa perda de tenacidade do material, principalmente em soldas de um único passe, quanto maior for o percentual em peso de carbono, e com isso maior o carbono equivalente, maior é também suscetibilidade a trincas, assim esta região tende a ser bastante problemática.

De acordo com Silva (2010), tomando o centro do cordão de solda como referência, com faixa de temperatura que vai desde 1100°C até a temperatura referente na linha AC3 (em torno de 800°C a 900°C), tem-se a região de grãos refinados (GRZTA), onde o tamanho do grão nessa região se torna pequeno após o resfriamento, em decorrência das temperaturas de pico serem menores, com isso não permitem que o crescimento da austenita seja relevante, e dificulta a diluição dos carbonetos com facilidade. Uma estrutura bastante fina de carbonetos e ferrita tende a se formar em aços de baixo teor de carbono nessa região, sua visualização por microscopia ótica é um pouco difícil, mas, com uma granulação fina é uma região que normalmente não apresenta problemas na ZTA nesses aços (SILVA, 2010).

Ainda de acordo com Silva (2010) em seguida tem-se uma região de faixa de temperaturas de pico que se encontra entre a linha AC3 e a AC1 denominada de região intercrítica (ICZTA), nessa local a depender dos vários parâmetros do ciclo térmico como, aporte, tempo, velocidade de resfriamento e ainda da composição química do material, podem aparecer constituintes de baixa tenacidade e elevada dureza sendo algumas das estruturas típicas a martensita autorevenida, perlita e bainita superior.

Easterling (1992) reporta que a região aquecida a temperaturas inferiores a AC1, denominada região subcrítica (SCZTA), pode apresentar alguma queda na resistência mecânica e na dureza, em relação ao metal de base, quando o aço soldado for pré-aquecido provocando um eventual revenimento, e em alguns aços pode apresentar envelhecimento dinâmico, as menores temperaturas de pico nessa

região estão em torno do nariz perlítico (500°C a 600°C), sendo que nenhuma mudança de microestrutura ocorre abaixo dessa temperatura que se associam as usuais condições de soldagem.

Segundo o Handbook (1993), as estruturas metalúrgicas defeituosas na ZTA, e trincas na zona fundida (ZF), geralmente ocorrem devido ao estado térmico transitório, portanto, é necessário um modelo térmico que represente a soldagem para analisar trincas e problemas de fragilização.

De acordo com Mousinho *et al.* (2016), um dos defeitos relevantes em relação à soldabilidade de aços de alta resistência, é a ocorrência de trincas a frio sendo uma barreira nos processos de soldagem, tais trincas podem ocorrer tanto na ZF, quanto na ZTA da junta soldada, em temperaturas abaixo de 200°C, com faixa crítica de ocorrência em torno da temperatura ambiente.

Segundo Araújo (2012), a ZTA é sempre limitada de um lado pela interface líquido-sólido durante a soldagem, essa condição de limite interno é a temperatura sólida do material.

## 2.6 Soldabilidade dos aços Dual Phases

Sendo a soldagem um processo que envolve diversos parâmetros, sabe-se que para atender às características e propriedades que cada composição metálica do material base possui, deve-se adequar o método utilizado, a escolha de um material de adição compatível, caso seja exigido no processo de soldagem escolhido, e um estudo do fluxo de calor necessário para realizar a união, isso em todos os processos, que deve atender os limites do material para não gerar imperfeições e garantir níveis desejáveis de propriedades metalúrgicas e mecânicas.

A união de materiais metálicos por meio de soldagem utiliza calor para permitir uma ligação forte o suficiente entre as partes envolvidas, mas esse calor envolvido também pode denegrir a união se não controlado de maneira adequada, pois o fluxo de calor envolvido, principalmente quando há uma mudança de estado físico, será um dos fatores mais importantes na caracterização da microestrutura das partes a serem unidas (MARQUES *et al.*, 2009).

Como a maioria dos aços AHSS, quase todos os processos de soldagem podem ser aplicados aos aços DP, contudo as técnicas envolvendo consumíveis de baixo hidrogênio difusível são preferíveis (KUZIAK, *et al.*, 2008). Os aços Dual Phase podem

ser soldados através de métodos convencionais empregados pela indústria automotiva, tais como solda ponto, solda a laser e solda a arco elétrico (KUZIAK, *et. al.*, 2008).

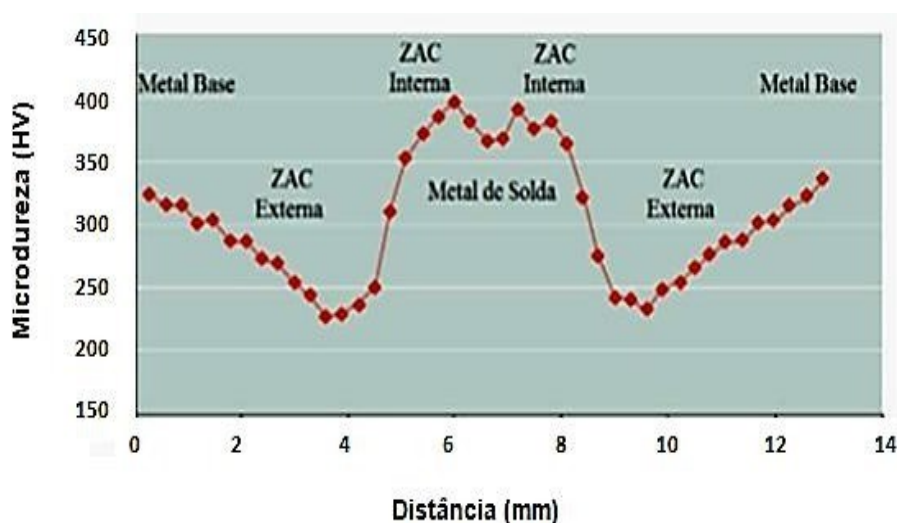
A composição química dos aços Dual Phase garante uma considerável boa soldabilidade para esses metais, que se justifica pelos baixos valores de carbono equivalente e baixos teores de elementos de liga. Possíveis defeitos de soldagem, como trincas de hidrogênio e de solidificação, são minimizados por essa classe de metais conter baixos teores de fósforo e enxofre (ROCHA, 2014).

De acordo com Sandivik (2009), nos processos de soldagem dos aços DP uma das maiores dificuldades é a de controlar os ciclos térmicos de modo a manter o balanço de fases próximo do encontrado no metal base, controlar o crescimento do grão e evitar a formação de fases secundárias indesejáveis e a precipitação de carbonetos (carbetos) e nitretos. Além disso, o rápido aquecimento e resfriamento durante o processo de soldagem e a química do aço afetam altamente a microestrutura, propriedades mecânicas e resistência à fadiga (NILSSON, 2012).

As Zonas Termicamente Afetadas dos aços DP apresentam variação das propriedades mecânicas locais, conforme o afastamento perpendicular do cordão de solda, o que no geral ocorre com outros metais. A temperatura máxima atingida é menor, conforme mais afastado da linha de união, e uma forma de visualizar esse fenômeno é a partir do comparativo da microdureza em função da distância (NILSSON, 2012).

Nilsson (2012) analisou esse fenômeno em soldagem de chapas de 1,2 mm de espessura pelo processo MAG. A Figura 30 apresenta as variações da dureza na ZTA interna e externa devido à microestrutura resultante.

Figura 30: Perfil de microdureza em soldagem de chapas de 1,2 mm de aço DP 1000.



Fonte: Nilsson, ( 2012).

As taxas de resfriamento na soldagem dos aços Dual Phase são geralmente altas, o que permite a formação de fases metaestáveis duras a partir da decomposição da austenita, podendo ser martensita, bainita ou carbonetos, assim o perfil de temperatura e fluxo de calor providencia fases de dureza mais elevada na ZTA interna e na ZTA externa ocorre o revenimento das fases mais duras diminuindo a dureza dessa região decorrente do fluxo térmico que incide nesse local (PANDA *et al.*, 2008).

A variação de propriedades mecânicas pontuais que são geradas na soldagem influencia diretamente nas características e propriedades gerais que a união adquire o que, de maneira geral, apresenta maior resistência a tração e perda da ductilidade devido a porções maiores de fases mais duras (ROCHA, 2014). Os estudos de Panda *et al.* (2008) com ensaios de tração de soldagem a LASER de chapas aço DP 980 sem material de adição convergem que a falha ocorre na região revenida, na fronteira da ZTA externa com o material base, como ilustrado na Figura 31.

Figura 31: Corpo de prova de tração ensaiado com falha na região revenida.



Fonte: Panda, *et al.*, 2008.

De acordo com Panda, *et al.* (2008), o revenimento de fases de elevada dureza é comum em soldagem de aços Dual Phase por ocorrer fluxos térmicos e temperaturas nas ZTAs mais externas que não atingem a temperatura de transformação crítica. O quanto revenida vão ser essas regiões vai depender do tempo e da temperatura que essas regiões estarão sujeitas e respectivamente o quanto o carbono vai se difundir (ROCHA, 2014).

Em termos de revenimento na ZTA de soldagem de aços Dual Phase, Rocha (2014), destaca os quatro principais fatores da ocorrência desse fenômeno, sendo eles: composição química, quantidade de martensita na microestrutura, energia de soldagem e pré-deformação.

A influência da martensita no revenimento da ZTA foi estudado por *Xia et. al* (2008), que constatou uma linearidade na soldagem de aços Dual Phase, onde quanto maior o grau de revenimento da ZTA maior a diminuição da dureza (abrandamento) devido ao aumento da fração transformada de martensita revenida, com os mesmos parâmetros de energia de soldagem.

Scotchmer (2005), analisou a soldabilidade dos aços Dual-Phase, afirmando em seu trabalho que os campos de soldabilidade por resistência dos AHSS são inferiores aos de aço carbono comum, e inferiores aos campos de soldabilidade dos aços HSLA, em decorrência de uma maior taxa de expulsão de solda apresentada, afirmou também que existe uma elevada dureza na região da soldagem, o que promove o aparecimento de trincas.

Gould, Khurana & Li (2006), descrevem que no processo de soldagem por resistência, a microestrutura dos aços Dual Phase em sua zona fundida é predominantemente martensítica, e geralmente, independentemente dos parâmetros de soldagem utilizados, isso ocorre devido às taxas de resfriamento que a ZF foi submetida, aproximadamente 2000°C/s para peças de espessura de 2mm. Ainda de acordo com os referidos autores a presença dessa microestrutura está relacionada ao teor de carbono, que é entre 0,05% a 0,2%.

No que tange aos processos de soldagem Gas Metal Arc Welding (GMAW), e Resistance Mash Seam Welding (RMSEW), apresentaram taxa de resfriamento praticamente no mesmo intervalo entre 20°C/s e 300°C/s dependendo dos parâmetros de soldagem aplicados, para tais processos a formação de martensita dependerá das variáveis de processo, como a taxa de resfriamento, composição química do material. (GOULD, KHURANA, AND LI, 2006).

Tiziani *et al.* (2011), no estudo da soldabilidade dos aços Dual Phase, afirmam que independente do processo (feixe de elétrons, plasma ou TIG), a zona fundida se formará de uma mistura martensítica, de ferrita acicular, ferrita alotriomórfica e bainita, e que na ZTA pode aparecer uma zona macia constituída de ferrita de grãos grosseiros e martensita revenida, e que o aumento do aporte térmico, tanto da ZTA, quanto da ZF, aumenta sua extensão.

Kapustka *et al.* (2008) estudaram a influência do metal de adição, e taxas de resfriamento no aço DP780 pelo processo MAG, com altas taxas de resfriamento obteve altos picos de dureza, e observaram que com baixas taxas de resfriamento a ZTA tendia a se tornar mais extensa. Na zona fundida soldadas com eletrodo ER70S-6, em juntas sobrepostas, ocorreu a formação de pouca fração de bainita e de ferrita acicular, enquanto aumento da microestrutura mais macia foi formada com uma menor velocidade de resfriamento, em relação à zona fundida, para as juntas sobrepostas soldadas com arame eletrodo ER70S-6 houve a formação de ferrita acicular e pequena fração de bainita, porém, com uma menor taxa de resfriamento formou-se uma microestrutura mais macia e grosseira. (KAPUSTKA *et al.*,2008).

## CAPÍTULO III

### METODOLOGIA EXPERIMENTAL

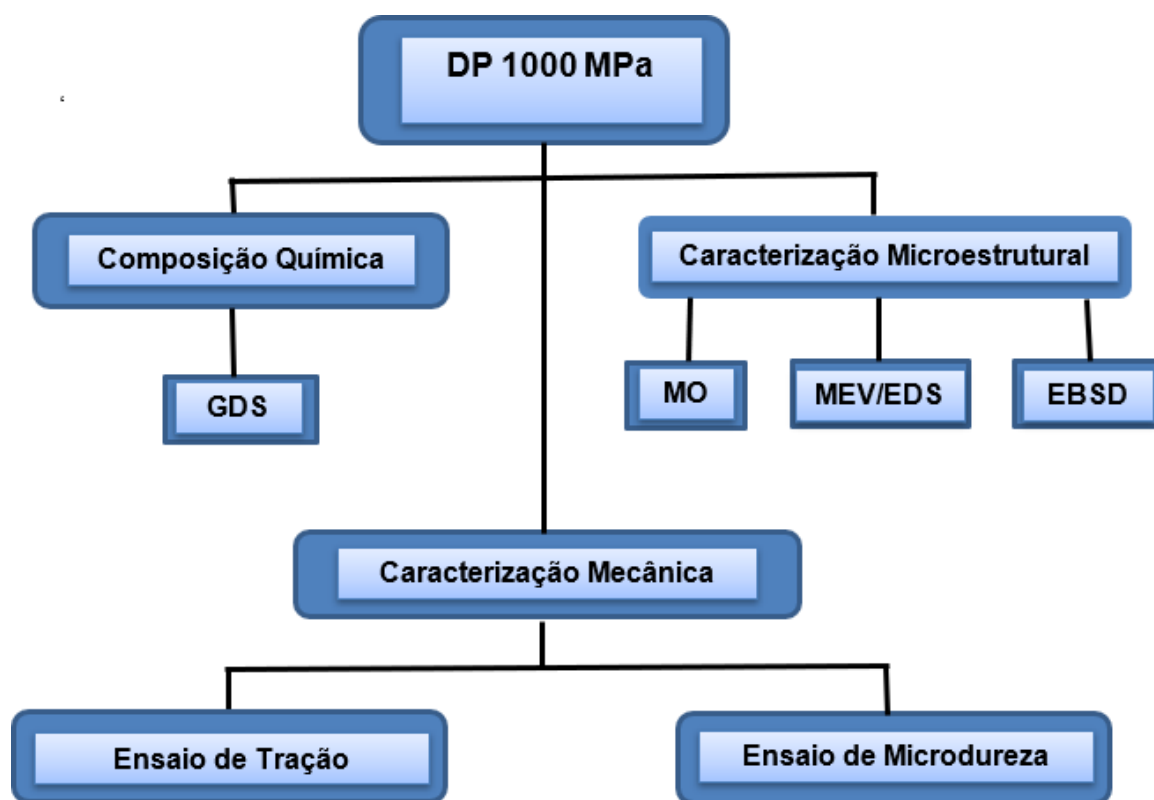
#### 3.1 Materiais e Identificação dos Procedimentos a Serem Aplicados.

Este trabalho teve como objetivo avaliar os comportamentos mecânicos e metalúrgicos de juntas soldadas do aço microligado Dual Phase (DP1000) galvanizado e não galvanizado, utilizando-se o processo de soldagem GMAW com transferência metálica por curto-circuito convencional, com variações de seus parâmetros, buscando-se garantir às juntas soldadas boas características mecânicas e metalúrgicas para aplicações na indústria automobilística. Desta forma, na metodologia utilizada considerou-se os ensaios experimentais capazes de atender as etapas de caracterização do metal base; seleção dos melhores parâmetros para os cordões de solda e confecção dos cordões de solda definitivos; qualificação dos cordões definitivos; e avaliação das propriedades mecânica e metalúrgicas.

O material estudado foi um Dual-Phase da classe de resistência de 1000 Mpa, fornecido pela empresa Siderurgicas de Minas Gerais S.A (Usiminas). Para a execução da caracterização mecânica e microestrutural deste aço, bem como a confecção dos cordões de solda, foram doadas 6 tiras de 500 mm de comprimento e 500 mm de largura, sendo 3 tiras de aço galvanizado e 3 tiras de aço não galvanizado, com espessura aproximada de 1,39 mm. A Figura 32 apresenta às etapas de caracterização do aço, empregadas para o desenvolvimento da pesquisa, tais etapas foram realizadas pela necessidade de maiores informações do metal base, por se tratar de um aço desenvolvido recentemente.



Figura 32: Etapas para caracterização do metal base.



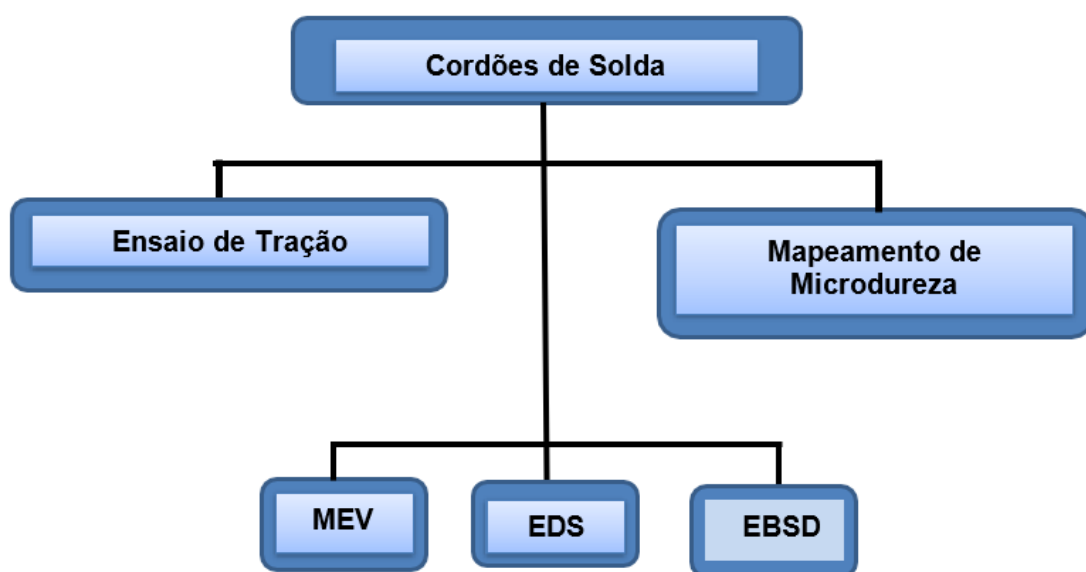
Fonte: Autora (2022).

Após a etapa de caracterização do metal base, procedeu-se uma segunda etapa visando a parametrização do procedimento de soldagem, onde utilizou-se como metal base o aço carbono 16, espessura da chapa de 1,50 mm, o parâmetro velocidade de soldagem ( $V_s$ ) foi o fator preponderante para a escolha requisitos de soldagem, pois, buscou-se uma maior produtividade no processo, assim, como o resultado da caracterização macroscópica para verificação de defeitos e possíveis pontos de melhoria na parametrização.

Na terceira etapa da pesquisa realizou-se a soldagem dos cordões de solda definitivos com o aço DP 1000, a partir dos parâmetros selecionados anteriormente, nessa etapa foi necessário uma nova parametrização do processo, pois, verificou-se diferenças nas curvas de soldabilidade dos respectivos, assim, os critérios estabelecidos anteriormente na parametrização

serviram de ponto inicial para a soldagem das chapas dos aços DP1000. Após a confecção dos cordões de solda foram realizadas análises macroscópicas, microscópicas, caracterizações mecânicas e metalúrgicas. Segue Figura 33 descrevendo os procedimentos adotados no estudo do cordão de solda confeccionado com o aço DP 1000.

Figura 33: Etapas para caracterização dos Cordões de Solda.



Fonte: Autora (2022).

### 3.2 Caracterização do Metal de Base (MB)

#### 3.2.1 Determinação da Composição Química

A análise de composição química do metal foi realizada no Laboratório de Atrito e Desgaste da Universidade Federal de Uberlândia – LTAD/UFU, por meio de espectrometria de descarga de brilho (Glow Discharge Spectrometer – GDS). Foram realizadas 9 queimas em 2 amostras do metal, totalizando 18 leituras, posteriormente, foi realizada a média dos valores dos elementos químicos encontrados nas respectivas amostras. Segue figura 34, apresentando o espectrômetro de descarga e brilho, modelo GDS-500A, fabricante LECO.

Figura 34: Expectrometro de Descarga e Brilho - GDS



Fonte: Autora (2021)

Espectrometria de descarga de brilho é uma técnica de análise e controle de processos aplicada através de descargas luminescentes anômalas, tal técnica permite obter informações sobre a temperatura, densidade eletrônica, os elementos presentes nas descargas, as transições eletrônicas, assim como as suas densidades relativas, e por fim, informação sobre a estequiometria da deposição de ligas metálicas (WEMANS, 2009).

O princípio de análise consiste em utilizar uma centelha de alta energia como fonte de excitação. Essa centelha é gerada em uma fenda entre um eletrodo e a amostra que se quer analisar e produz a vaporização de uma camada superficial do material por uma descarga de arco (Figura 35). Os íons contidos no vapor atômico emitem radiação com comprimentos de onda, característicos dos elementos químicos, que são separados por um conjunto de prismas e lentes. A intensidade de radiação é proporcional à concentração do elemento na amostra que pode ser quantificada com base em um conjunto de curvas de calibração e pode ser apresentado como os teores percentuais de cada elemento da amostra.

Figura 35: Ensaio GDS.



Fonte: Autora (2021)

### 3.2.2 Caracterização Macroestrutural e Microestrutural

#### 3.2.2.1 Microscopia Óptica – M.O

Entre as diversas técnicas de observação microestrutural nos aços, destaca-se a microscopia óptica. Neste caso, emprega-se luz visível, que incide sobre a amostra e é refletida até o observador. A resolução que pode ser obtida em uma imagem depende do comprimento de onda da radiação empregada. Para a luz visível de cor verde, isto resulta em uma resolução de 220 a 250 nm, que corresponde a um aumento máximo da ordem de 1.400 vezes. Embora existam microscópios ópticos capazes de fornecer aumentos superiores a este valor, tais aumentos são chamados magnificação inútil, ou “vazios”, por não fornecerem informação adicional àquela obtida com o aumento máximo de cerca de 1400X (MANNHEIMER, 2002). O microscópio óptico utilizado na pesquisa foi do fabricante Olympus, modelo AX70 (Figura 36), com sistema de captura Zeiss AxionVision, pertencente ao Laboratório de Tribologia e Materiais da Universidade Federal de Uberlândia (LTM-UFU).

Figura 36: Microscópio Óptico – M.O.



Fonte: Autora (2021)

### 3.3.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva – MEV/EDS

Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) utiliza um feixe de elétrons de alta energia e pequeno diâmetro para a geração de sinais na superfície de amostras sólidas. A amostra é analisada ponto a ponto, por linhas sucessivas. Os sinais gerados são coletados por detectores e revelam informações de interesse como a morfologia externa e composição química da amostra. Os dados são coletados de uma área selecionada e uma imagem bidimensional é formada. É possível realizar análises morfológicas de superfícies de diversos materiais: particulados, polímeros, proteínas, sementes, compostos inorgânicos e orgânicos. O detector EDS (*Energy Dispersive X-Ray Detector*) separa os raios-X característicos dos diferentes elementos num espectro de energia. O software do sistema EDS é utilizado para analisar esse espectro e determinar a abundância de elementos específicos. O EDS pode ser usado para achar a composição química de materiais em locais de pequenos micrometros e criar mapas de composição elementar de determinada área. O equipamento utilizado para análise das amostras foi o Zeiss EVO MA10 (Figura 37) opera em alto vácuo ou no modo VP (pressão variável). É equipado com detectores de elétrons secundários (SE), elétrons retroespalhados (BSD) e um detector de espectroscopia de energia dispersiva por Raios-X (EDS) da marca Oxford modelo 51-ADD0048, pertencente ao Laboratório Multiusuário da Pós Graduação em Química da Universidade Federal de Uberlândia (UFU).

Figura 37: Microscópio Eletrônico de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva – MEV/EDS/EBSD

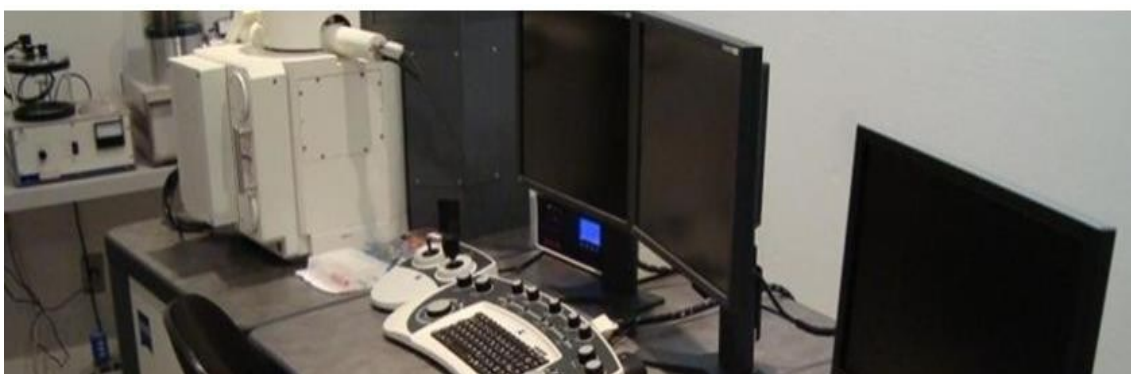


Fonte: Autora (2021)

### 3.2.2.3 Análise por difração de elétrons retroespalhados – EBSD

Uma das técnicas para caracterização microestrutural de aços avançados de alta resistência (AHSS) é o EBSD, que vem sendo amplamente utilizada para a determinação da estrutura cristalina e da textura cristalográfica dos materiais, a partir da análise do padrão de elétrons retroespalhados (EBSP – Electron Backscattering Pattern). Tendo em vista o potencial do método para diferenciar regiões com densidades de discordâncias distintas, Wilson e Spanos (2001), aplicaram o mapeamento de qualidade de EBSD para identificar constituintes em aço ferrítico hipoeutetóide. Como as densidades de discordâncias da ferrita, da bainita e da martensita são significativamente diferentes, o método pôde ser aplicado para a identificação dos constituintes do aço. É importante salientar que, diferentemente dos métodos de quantificação via análise de imagem por microscopia óptica ou MEV, o método de quantificação via EBSD não é baseado na análise do contraste de imagem, mas nos valores de índice de qualidade. O equipamento utilizado para análise das amostras foi o marca Zeiss EVO MA10 opera em alto vácuo ou no modo VP (pressão variável), equipado com detectores de elétrons secundários (SE), elétrons retroespalhados (BSD) e um detector de espectroscopia de energia dispersiva por Raio-X (EDS) da marca Oxford modelo 51-ADD0048 (Figura 38), pertencente ao Laboratório Tecnologia em Atrito e Desgastes – LTAD da UFU.

Figura 38: Microscópio Eletrônico de Varredura e Espectroscopia de Energia Dispersiva – MEV/EDS/EBSD



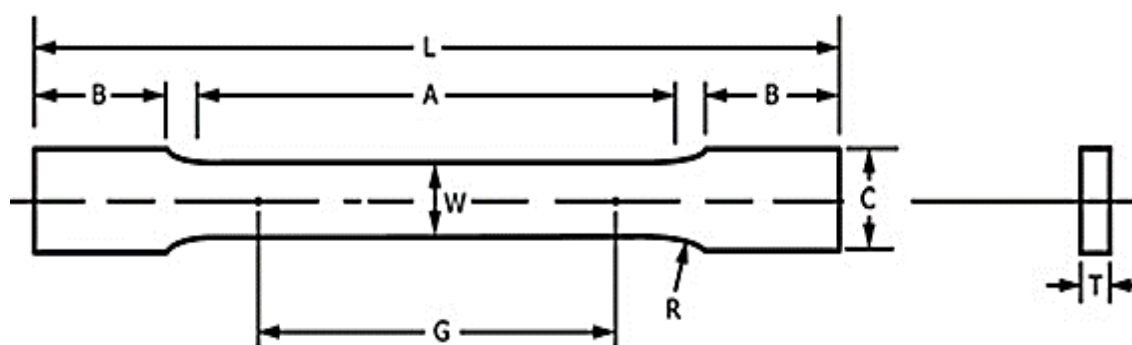
Fonte: Autora (2022)

### 3.2.3 Caracterização Mecânica

#### 3.2.3.1 Ensaio de Tração

Para a execução dos ensaios de tração, foram confeccionados corpos de prova nos seguintes sentidos: paralelos à direção de laminação, transversais e com inclinação de 45°. Os ensaios foram realizados de acordo com o prescrito pela norma ASTM E8/8M-16a, os respectivos corpos de prova foram confeccionados com as dimensões especificadas para o tipo *subsize specimen*. Na Figura 39, são apresentados os valores dimensionais correspondentes aos corpos de prova que foram utilizados neste trabalho.

Figura 39: Representação dos corpos de prova de tração segundo ASTM E8/8M-16a.



	Dimensions
	Subsize Specimen
	6 mm
	mm
<i>G</i> —Gauge length (Note 1 and Note 2)	25.0 ± 0.1
<i>W</i> —Width (Note 3 and Note 4)	6.0 ± 0.1
<i>T</i> —Thickness (Note 5)	
<i>R</i> —Radius of fillet, min (Note 6)	6
<i>L</i> —Overall length, min (Note 2, Note 7, and Note 8)	100
<i>A</i> —Length of reduced section, min	32
<i>B</i> —Length of grip section, min (Note 9)	30
<i>C</i> —Width of grip section, approximate (Note 4 and Note 9)	10

Fonte: Norma ASTM E8/8M (2016)



Os corpos de prova de tração foram confeccionados por corte jato de água, que é uma ferramenta capaz de cortar metais e outros materiais, utilizando um jato de água em alta velocidade/pressão. O corte das amostras foi executado de acordo com a norma ASTM E8/8M-16a, retiraram-se amostras com ângulos de 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação da chapa. Para quantificar cada propriedade mecânica analisada, de acordo com o especificado pela norma, foram produzidos 6 corpos de prova para cada direção, sendo que 3 para determinar o coeficiente de anisotropia R e o expoente de encruamento e 3 para a determinação da tensão de escoamento, limite de resistência e alongamento (Tabela 3).

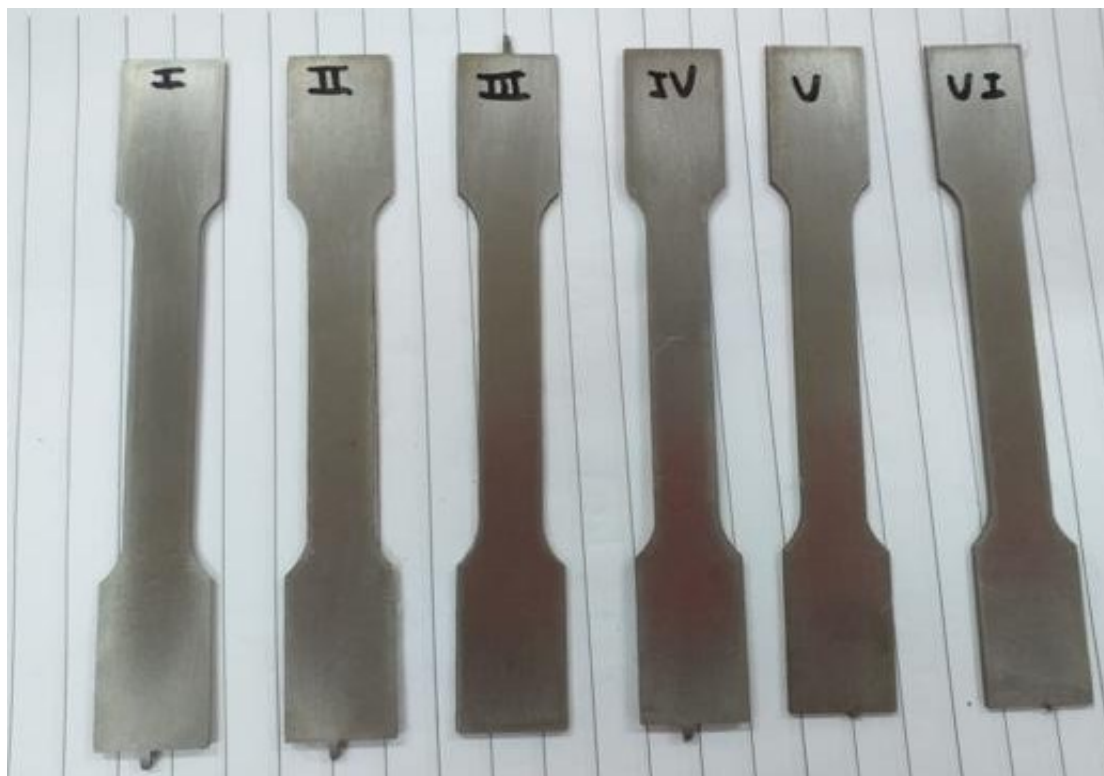
Tabela 3: Distribuição dos corpos de prova de tração para a caracterização das propriedades mecânicas

Material	Direção de laminação	CPs para n e R	CPs para LE, LR e AI	Total para cada direção
Dual Phase 1000 MPa	0°	3	3	6
	45°	3	3	6
	90°	3	3	6
	<b>Total</b>			18

Fonte: Autora (2021)

Os execução dos ensaios teve como base a norma ASTM E8/8M-16a. Inicialmente, foram medidas às dimensões de espessura, largura e comprimento útil para a determinação da área e, posteriormente, do alongamento, em seguida os valores foram inseridos no *software* do equipamento para o cálculo da tensão e alongamento da amostra no decorrer do ensaio. Realizaram-se ensaios preliminares, onde fixou-se a velocidade a ser utilizada no teste de tração em 0,5 mm/ min, para que não ocorresse o desalinhamento do corpo de prova após o início do teste, pois, em virtude da pequena dimensão dos referidos corpos de prova e a alta resistência, ocorria um escorregamento no início do deslocamento da garra da máquina. Para a caracterização das propriedades mecânicas de limite de resistência, tensão de escoamento e alongamento, o ensaio prosseguiu até a ruptura da amostra. Segue Figura 40 que apresenta as amostras dos corpos de prova para o ensaio de tração.

Figura 40: Amostras Corpos de prova de tração



Fonte: Autora (2021)

A Figura 41 apresenta a Máquina Universal de Ensaio da marca Shimadzu que foi utilizada para efetuar os ensaios de tração, modelo Autograph AG-X 50 kN. O equipamento está instalado no Laposolda/UFU. Já a Figura 42 demonstra o ensaio de tração, enquanto que na Figura 43 tem-se os corpos de prova rompidos após o ensaio de tração.

Figura 41: Máquina Universal de Ensaios da marca Shimadzu, modelo Autograph AG-X 50 kN



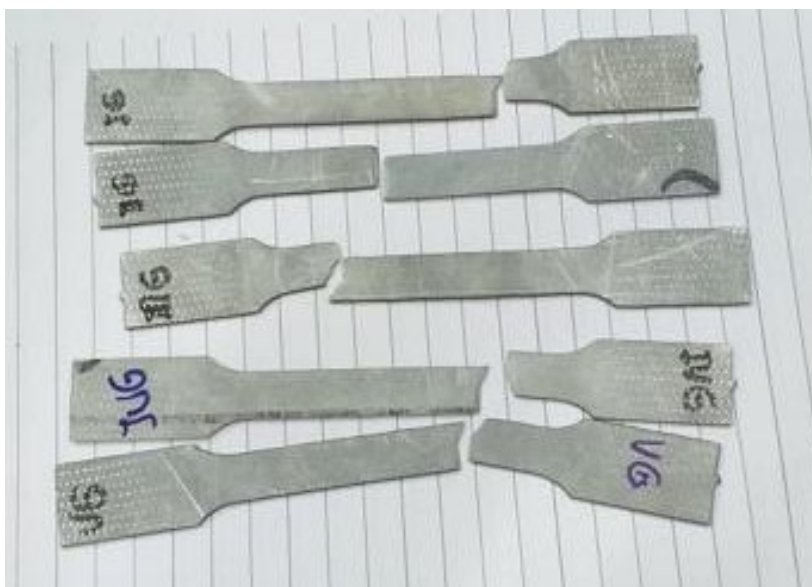
Fonte: Autora (2021)

Figura 42: Demonstração ensaio de tração.



Fonte: Autora (2021)

Figura 43: Amostras corpos de prova pós ensaio de tração



Fonte: Autora (2021)

### 3.2.3.2 Ensaio de Microdureza

A dureza Vickers se baseia na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de  $136^\circ$ , sob uma determinada carga. O valor de dureza Vickers (HV) é o quociente da carga aplicada (F) pela área de impressão (A) deixada no corpo ensaiado.

Para aplicações específicas, voltadas principalmente para superfícies tratadas (carbonetação, têmpera) ou para a determinação de dureza de microconstituintes individuais de uma microestrutura, utiliza-se o ensaio de microdureza Vickers. A microdureza Vickers envolve o mesmo procedimento prático que o ensaio Vickers, só que utiliza cargas menores que 1 kgf. A carga pode ter valores tão pequenos como 10 gf.

Visando a determinação de dureza dos microconstituintes do aço DP 1000 MPa foram efetuados por meio de um microdurômetro digital da marca Time Group, modelo MHV-2000, de acordo com a Figura 44, pertencente ao Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste. Para a realização das aferições, foram utilizados um penetrador Vickers com carga de 500 gf e um tempo de aplicação de 15 s. Os referidos ensaios foram realizados nas amostras e estas tiveram preparo metalográfico com lixamento, polimento e ataque químico, na direção longitudinal com punções de 0,3 mm e 5 mm de raio.

Figura 44: Microdurômetro digital da marca Time Group, modelo MHV- 2000.



Fonte: Próprio Autora (2021)

### 3.2.4 Preparo Metalográfico das Amostras

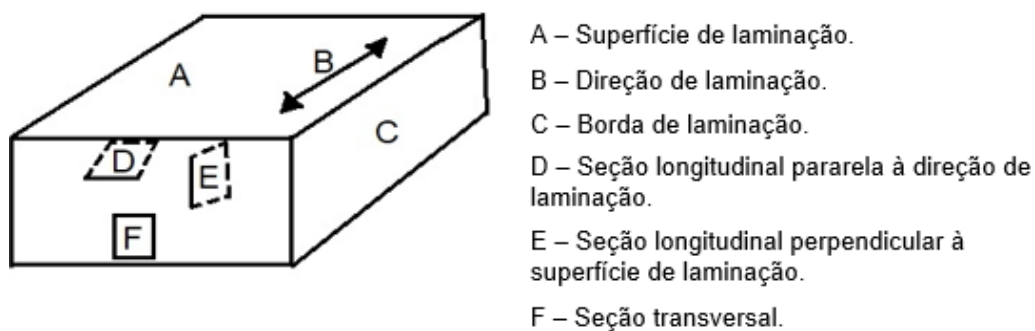
As amostras foram preparadas para às análises metalográficas de acordo com os procedimentos convencionais estabelecidos pela norma ASTM E3-11: seccionamento, embutimento, lixamento, polimento, ataque químico e análise no microscópio ótico.

As amostras foram preparadas metalograficamente no Laprosolda/UFU.

#### 3.2.4.1 Seccionamento

Foram extraídas amostras do aço DP 1000 conforme recebido do fabricante nas orientações : Longitudinal (L), Transversal (T) e Face (F). Na Figura 45, são mostradas às direções, que foram utilizadas para o preparo das amostras, para a análise metalográfica conforme estabelecido pela norma ASTM E3-17.

Figura 45: Método para designar a localização de áreas mostradas em fotomicrografias



Fonte: Adaptado da Norma ASTM E3-17 (2017).

### 3.2.4.2 Embutimento

Posteriormente ao corte das amostras, estas foram embutidas a quente com resina baquelite. O embutimento é necessário para facilitar o manuseio, garantindo a planicidade nas etapas de lixamento e polimento. Essa etapa, foi realizada na embutidora da marca AROTEC, modelo EF 30, pertencente Laprosolda/UFU, conforme Figura 46 (foto da embutidora) e Figura 47 ( amostra embutida).

Figura 46 - Embutidora da marca AROTEC, modelo EF 30.



Fonte: Autora (2021)

Figura 47 – Amostra DP 1000 embutida



Fonte: Autora (2021)

### 3.2.4.3 Lixamento

O processo de lixamento tem como função a remoção das deformações que ocorrem na amostra durante a etapa de retirada da mesma, para obter uma superfície plana, que posteriormente com a utilização do polimento, fornece uma superfície plana e polida para a análise nos respectivos equipamentos de imagem, como M.O, MEV e EBSD. O lixamento é realizado com lixas de uma menor granulometria à medida que o processo é realizado, e girando-se a amostra em 90° para que os riscos da lixa anterior sejam eliminados (Figuras 48 e 49).

Neste trabalho, foram utilizadas lixas d'água com as seguintes granulometrias: 220, 320, 400, 600, 1000, 1200 e 1800 *mesh*. O processo foi desenvolvido em uma lixadeira metalográfica manual, da marca Arotec, modelo Struers, que pertence ao Lapsolda/UFU. Antes de trocar de lixa, às referidas amostras foram limpas em água corrente, álcool etílico e secadas com secador para evitar oxidação, assim, como foram verificadas no microscópio Olympus, modelo: AX70.

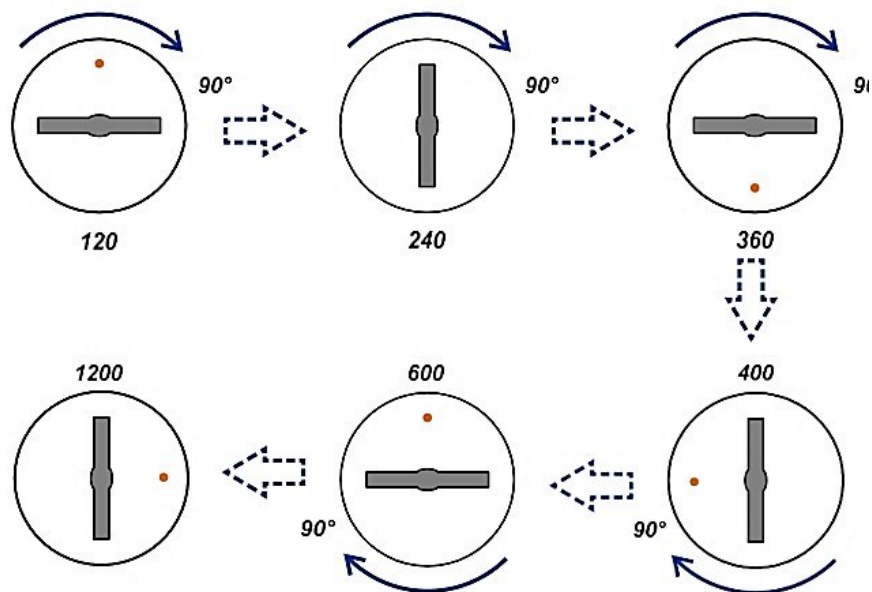


Figura 48 – Lixadeira metalográfica manual



Fonte: Autora (2021)

Figura 49 – Etapas do Lixamento



Fonte: Silva, J.F (2021)

### 3.2.4.4 Polimento

O polimento consiste em eliminação dos riscos do processo de lixamento visando-se obter uma superfície plana, isenta de riscos e com alta refletividade. No polimento é necessária uma cuidadosa limpeza da superfície com água corrente e álcool etílico para impedir que solventes, poeiras e traços abrasivos oriundos do lixamento formem uma película residual que possa prejudicar às análises. O equipamento utilizado para tal fim foi uma politriz/lixadeira metalográfica de duas velocidades, marca Teclago, modelo PL02ED, que pertence ao Laprosolda/UFU.

Submeteram-se às amostras que foram utilizadas nos ensaios de microscópio óptico – M.O, microscópio eletrônico de varredura – MEV e EBSD, a polimento, onde foi utilizado pano de polimento OP-NAP da marca Struers, com pasta de diamante de  $0,25\mu\text{m}$  ( $1/4$  micron), marca Teclago (Figura 50), posteriormente, o pano foi substituído por outro específico para o polimento agora com solução de sílica coloidal OP-U Suspension ( $0,25\mu\text{m}$ ).

Figura 50 – Politriz/lixadeira metalográfica



Fonte: Autora (2021)

### **3.2.4.5 Ataque Químico**

Foi realizado o ataque químico nas amostras de DP1000, com objetivo de revelar os constituintes microestruturais tais como: ferrita, austenita, bainita e martensita. As amostras polidas podem sofrer um ataque químico corrosivo ou um ataque químico colorido denominado de *tint etching*. Os ataques químicos foram executados de acordo com a norma ASTM E407-07.

As amostras foram atacadas com solução de Nital 2% (2 ml de ácido nítrico + 98 ml de álcool etílico), o método de ataque foi por imersão, durante 10 segundos, para interromper o ataque químico às amostras foram lavadas em água corrente e em seguida aplicou-se lavagem com álcool etílico, posteriormente às referidas amostras foram secadas com ar quente forçado.

## **3.3 Montagem da Bancada de Experimentos e Parametrização dos Cordões de Solda**

### **3.3.1 Bancada Experimental**

A bancada experimental para realização dessa pesquisa encontra-se apresentada na Figura 51. Nessa figura tem-se detalhada toda o processo de montagem e a identificação dos componentes e equipamentos utilizados:

Figura 51: Bancada Experimental: 1 – Fonte de soldagem; 2 – Tocha de soldagem; 3 – Cabo terra da fonte de soldagem; 4 - Carrinho de movimentação; 5 – Sistema de controle de ajuste automático da DBCP; 6 – Suporte para prender as chapas; 7 – Monitor e CPU para controle e inserção de variáveis do processo de soldagem através de código G; 8 – Sistema condicionador de sinais; 9 – Arame ER110S-G de 1.2 mm; 10 – Cilindro de gás; 11 – Placa de aquisição de dados (National Instruments-modelo NI USB 6009); 12 – Notebook com sistema de Labview; 13 – Acionamento manual da fonte de soldagem; 14 – Sistema de movimentação.



Fonte: Autora (2022)

### 3.3.1.1 Fonte de Soldagem Curto Circuito Convencional

Para a execução dos cordões de solda pelo processo GMAW curto circuito convencional, utilizou-se a fonte de soldagem multiprocessos a arco inteligente processador ARM de 32 bits, fabricante IMC, linha Digiplus A7, modelo IMC Inversal 300, que permite operar com várias modalidades de soldagem e elevado desempenho no controle do arco e da transferência metálica, fonte esta pertencente ao Laprosolda/UFU. A operação com a fonte de soldagem deste equipamento é realizada através de um painel com display e teclas (IHM), por meio do qual são realizados a seleção dos processos e o ajuste das variáveis. Os parâmetros ajustados na referida fonte para operação foram: Tensão (E), Velocidade de alimentação do arame ( $V_a$ ), bem como os valores dinâmica de subida ( $K_s$ ) e dinâmica de descida ( $K_d$ ).

Figura 52: Fonte de soldagem Digiplus A7.



Fonte: Autora (2022)

### 3.3.1.2 Arame Eletrodo

O arame eletrodo utilizado nas soldagens foi o ER110S-G (AWS A5.28), diâmetro de 1,2 mm. De acordo com o Fliess Since (2022), este material é um arame maciço para soldagem de aços de grãos finos, utilizados para uma variedade de aplicações estruturais em que as exigências de resistência à tração excedem 690 MPa com excelente tenacidade em temperaturas até  $-40^{\circ}\text{C}$ . A espessura escolhida se deu por conta da faixa de corrente da fonte que é de 80 a 300 A. O referido arame consiste em um arame de baixa liga e com recobrimento de cobre, recomendado para aços de alta resistência. A Figura 53 traz a imagem do carretel (bobina) do arame eletrodo, e, na Tabela 4, tem-se às informações da composição química. Já na Tabela 5, apresentam-se os valores das propriedades mecânicas do arame eletrodo ER110S-G.

Figura 53: Arame eletrodo ER110S-G



Fonte: Fliess Since (2022)

Tabela 4: Composição química e propriedades mecânicas arame eletrodo AWS A5.28 - ER110S-G

Elemento	C	Mn	Si	P	S	Mo	Ni	Cr
% P	0,07	1,43	0,30	0,007	0,005	0,35	2,21	0,23

Fonte: Fliess Since (2022)

Tabela 5: Propriedades mecânicas arame eletrodo AWS A5.28 - ER110S-G

Resistência a Tração (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento	Resistência ao Impacto
840	730	30%	117J

Fonte: Fliess Since (2022)

### 3.3.1.3 Gás de Proteção

De acordo com Scotti & Ponomarev (2008), a mistura Argônio-CO<sub>2</sub> é a mais utilizada no processo GMAW, e para soldagens de chapas finas a mistura indicada é na faixa de 8% a 15% de CO<sub>2</sub>. Em relação ao fator menor custo, para aços carbono e de baixa liga, o custo da soldagem pode ser reduzido com o uso do CO<sub>2</sub>, o qual permite ainda a utilização de altas velocidades de soldagem e boa penetração da solda (NILO JUNIOR, 2003).

Dessa forma, o gás de proteção escolhido para a soldagem das chapas de DP 1000 foi a mistura Ar+8%CO<sub>2</sub>. A composição do gás foi testada por uma Oxibaby O<sub>2</sub>/CO<sub>2</sub>, que é um equipamento analisador de composição de gás, tal equipamento comprovou o teor de composição do gás na faixa especificada.

A vazão utilizado nas soldagens das chapas do aço DP 1000 foi de 12 l/min, que está de acordo com os estudos de Scotti & Ponomarev (2008), onde estes apontam que com relação ao uso de uma proteção externa de gás, o fluxo adequado para praticamente todas as condições de soldagem é de 10 a 16 l/min. Ainda de acordo com os pesquisadores valores acima destes são normalmente ineficientes.

A regulação adequada da vazão do gás é de fundamental importância. De acordo com Scotti & Ponomarev (2008), a leitura da vazão do gás deve ser realizada na ponta da tocha, qualquer outro medidor que não esteja montado na saída da tocha em sua leitura embute um erro muito grande. A vazão do gás foi aferida na ponta da tocha pelo bibímetro apresentado na Figura 54.

Figura 54: Medidor de vazão de gás



Fonte: Autora (2022)

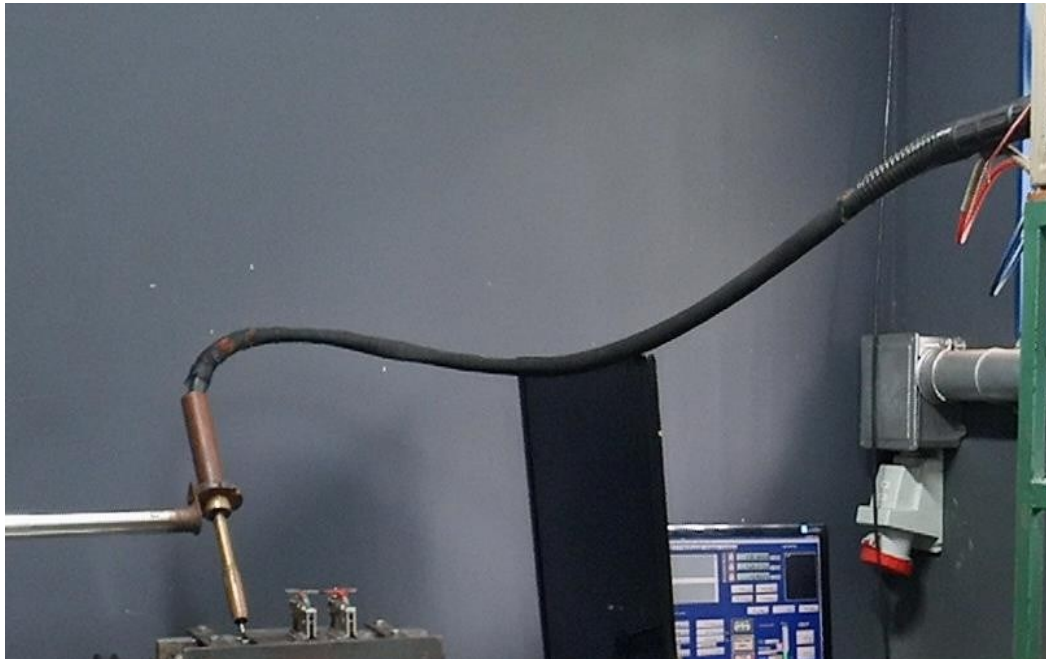
#### 3.3.1.4 Tocha

A tocha utilizada no estudo para execução dos testes é apresentada na Figuras 55 e 56, e não possui refrigeração a água (tocha seca), e isso faz com que se torne mais leve, que de acordo com Magalhães (2012), o fato de não possuir refrigeração não é um empecilho, haja vista a baixa corrente utilizada nos modos de transferência por curto-circuito.

A tocha possui extensão de cabo de 1,5 m, um tamanho adequado, haja vista que uma tocha com maior comprimento pode causar uma maior queda da corrente e tensão no arco. No bocal da tocha foi dado um passe de 3 mm para melhor estabilidade do arco, visando com isso minimizar ocorrência de porosidade devido ao agito da poça de fusão e permitir o escape de gases. Segue:



Figura 55: Tocha



Fonte: Autora (2021).

Figura 56: Bocal da Tocha



Fonte: Autora (2021).

### 3.3.1.5 Sistema de Aquisição de Dados Tensão e Corrente

Como forma de facilitar a realização dos testes ao iniciar a soldagem, tem-se a necessidade do acionamento simultâneo da fonte de soldagem, o sistema de aquisição de sinais e a movimentação do carrinho que se encontram às amostras, para tal feito lança-se mão do sistema de movimentação construído no Laprosolda/UFU (Figura 57).

Esse sistema possibilita a movimentação do carrinho contendo o suporte com as chapas a serem soldadas, assim, este permite que a fonte de soldagem seja acionada simultaneamente com a movimentação do carrinho de movimentação ao pressionar-se o botão “dispara fonte” em seguida aciona-se o botão de captar dados do programa de aquisição de dados, apresentado na Figura 58.

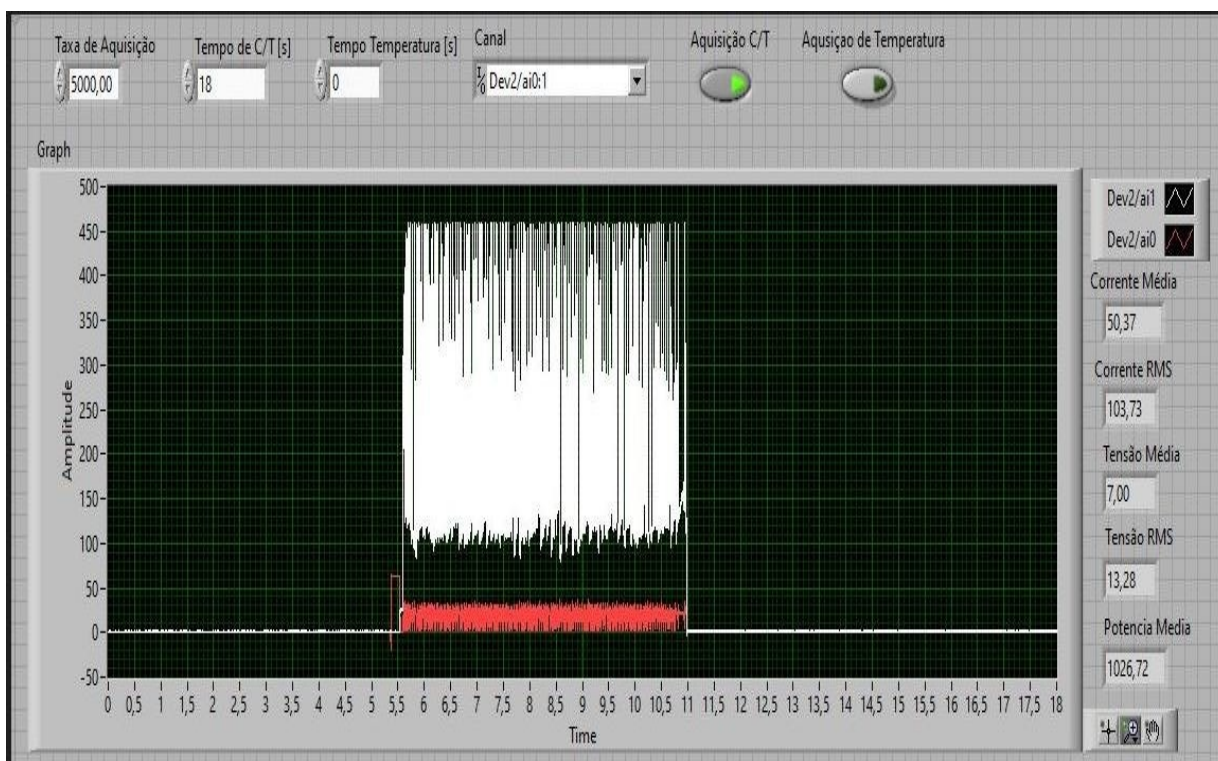
Figura 57: Tartilope V4



Fonte: Autora (2021).

Os sinais de corrente e tensão de soldagem foram adquiridos por meio de transdutores de corrente do tipo hall envolvendo o cabo terra, através também de um divisor de tensão, sistema de condicionamento de sinais, placa de aquisição de dados e o software onde realizou-se o controle da aquisição. O software captura os dados durante a soldagem, registrando-os em arquivos com extensão txt, e apresenta ao operador em forma de gráficos quando finaliza a aquisição. Segue Figura 58:

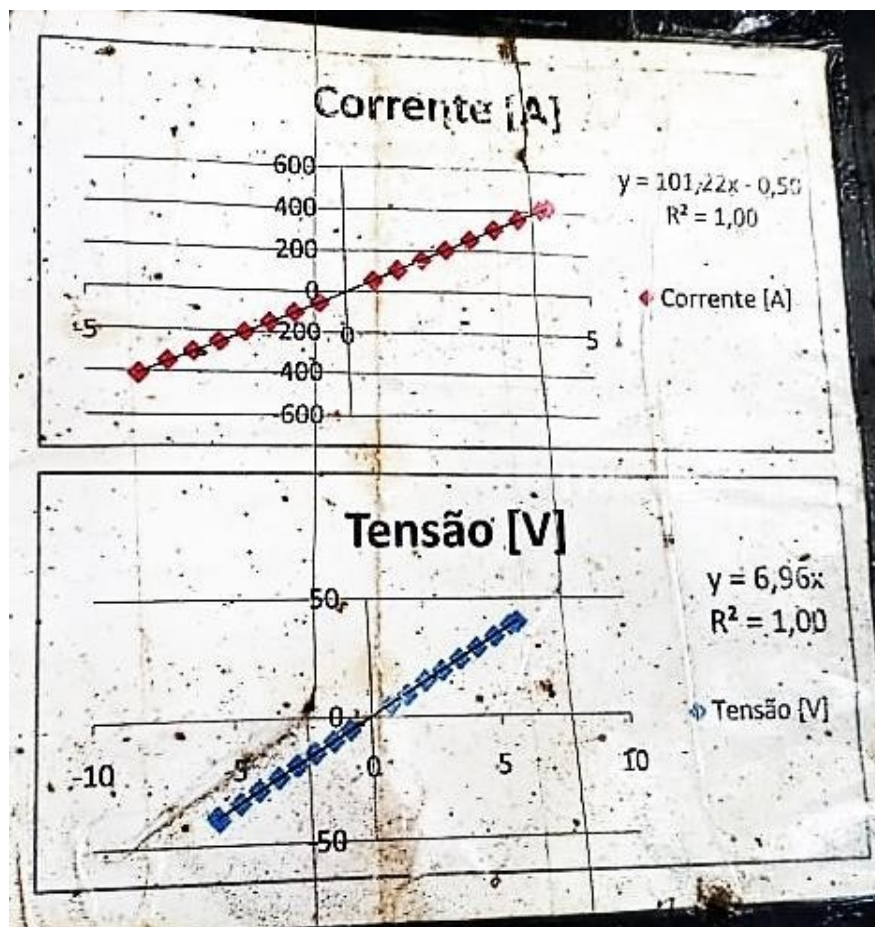
Figura 58: Tela do software de aquisição de dados de tensão e corrente apresentados ao operador no final do processo de soldagem.



Fonte: Autora (2022)

O transdutor de corrente que foi utilizado no processo foi o de efeito Hall Modelo 600-S da marca LEM (NASCIMENTO, 2015). Para o tratamento do sinal de corrente enviado pelo sensor de efeito Hall e da tensão de soldagem provindo da tocha foi utilizado um sistema condicionador de sinais (MACHADO, 2011/ MOTA *et al.*, 2011), implementado pelo Laprosolda/UFU. A Figura 59 contém a curva de calibração do sistema de aquisição de dados utilizado para leitura da tensão e correntes do processo de soldagem.

Figura 59: Curva de calibração do sistema de aquisição de dados



Fonte: Autora (2021)

A placa de aquisição de sinais utilizada nessa pesquisa foi a do fabricante National Instruments, modelo NI USB-6009 (Figura 60), esta placa recebe os sinais oriundos do condicionador de sinais e os registra conforme programado pelo software.

Figura 60: Placa de aquisição de sinais



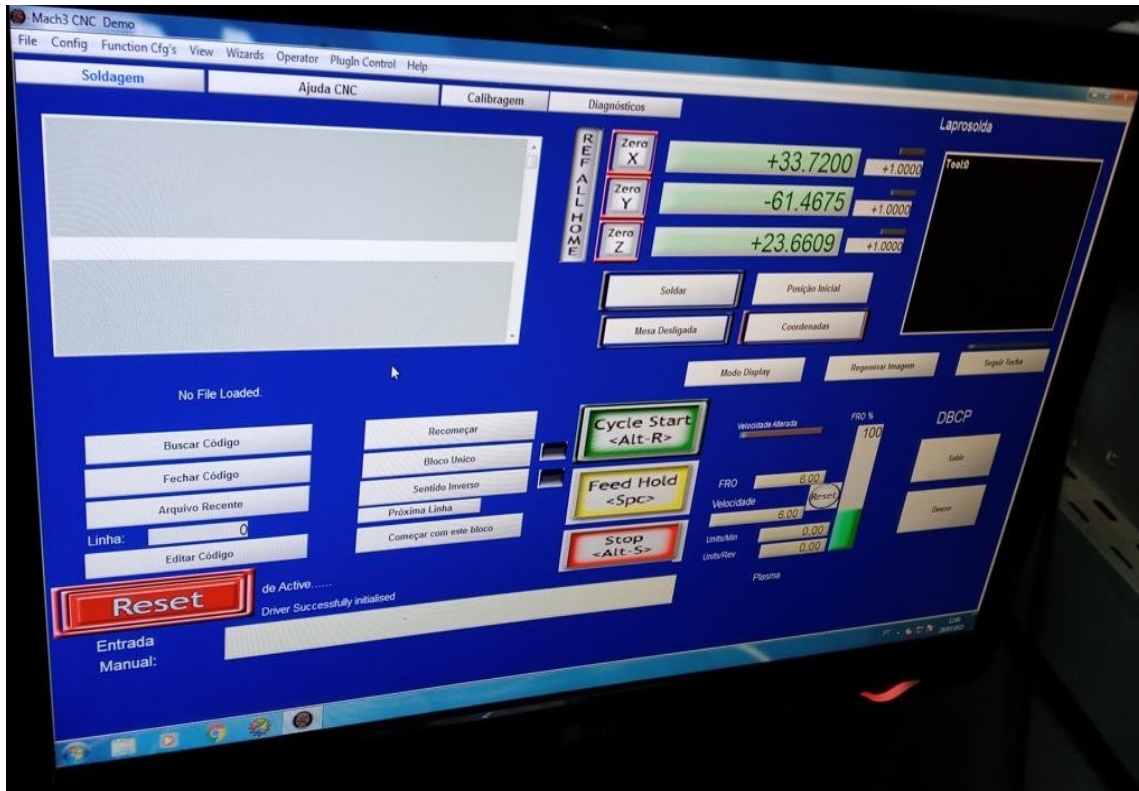
Fonte: Autora (2021)

De acordo com Nascimento (2015), os sinais dos experimentos realizados são adquiridos por meio de frequência e tempos de aquisição pré-selecionados no ambiente do programa final, sendo que todos os sinais são adquiridos na frequência de 5 kHz e 13 bits e o tempo de aquisição calculado conforme Equação 17.

$$\text{Tempo de aquisição (s)} = \frac{\text{Comprimento do cordão de solda (cm)}}{\text{Velocidade de soldagem (cm/min)}} \times 60 \quad \text{Eq. 17}$$

A Figura 61 apresenta a tela do software Mach3 CNC em código G, onde foram inseridos os dados referentes a comprimento de cordão de solda, velocidade de soldagem e tempo de aquisição dos dados, para aquisição de sinais

Figura 61: Tela inicial software Mach3 CNC



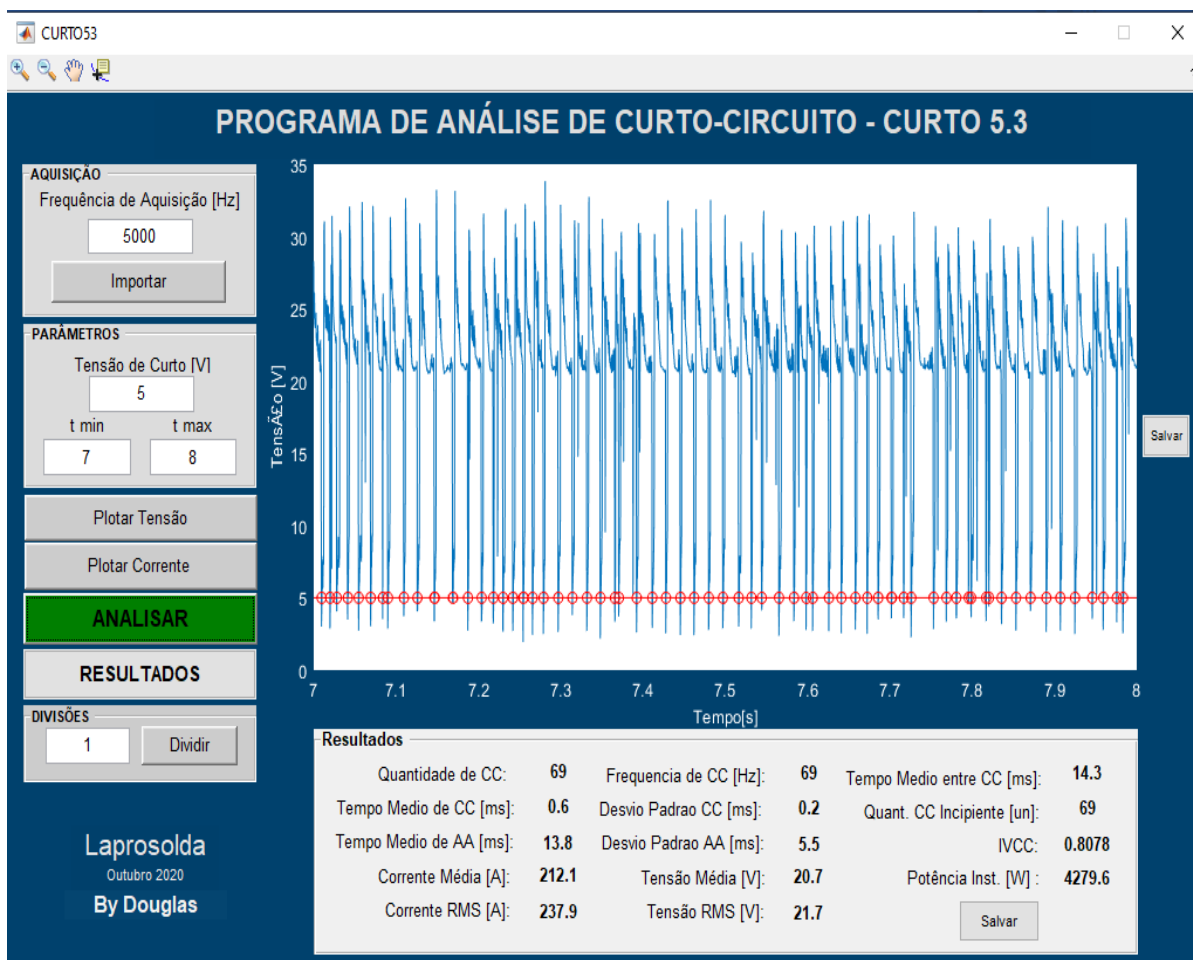
Fonte: Autora (2021)

A geração dos oscilogramas por meio dos dados registrados em formato de txt foram realizados pelo software “OriginPro 8.0”, que permite abrir, manipular, sincronizar e tratar os dados gravados pelo programa de aquisição.

Os dados de tensão e corrente para processamento adquiridos nos experimentos foram tratados com o programa “Curto 5.3”, também desenvolvido pelo Laprosolda/UFU em linguagem Matlab.

O programa “Curto 5.3” (Figura 6), disponibiliza os resultados de corrente média, corrente eficaz (RMS), tensão média, tensão eficaz (RMS),  $I_{vcc}$ , entre outros. Para realizar os cálculos foi carregado o arquivo adquirido tipo txt, e selecionado a faixa de tempo desejada, a frequência de aquisição, tensão de curto.

Figura 62: Tela inicial programa Curto53



Fonte: Autora (2021)

### 3.4 Preparo das Chapas de Testes e Parametrização do Processo de Soldagem GMAW Curso Circuito Convencional

#### 3.4.1 Preparo das Chapas de Testes (chapa preta)

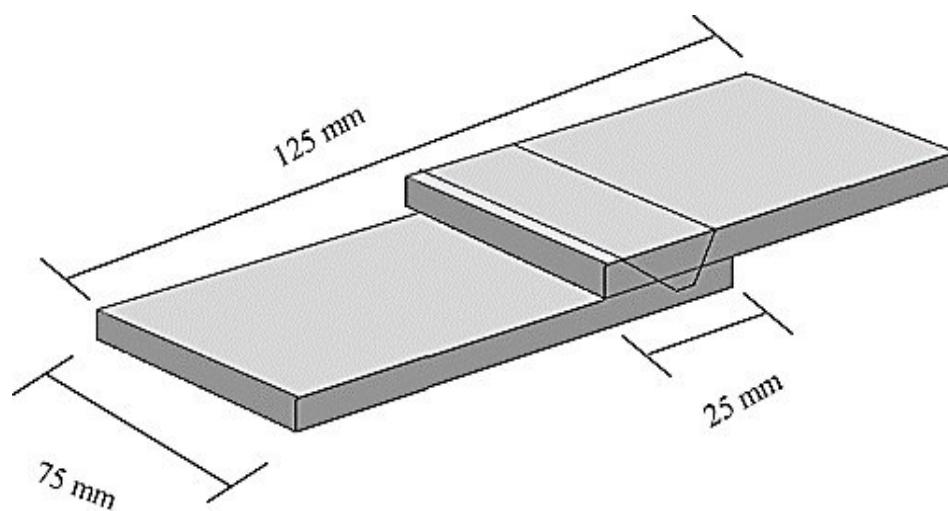
Para iniciar a parametrização da soldagem foram adquiridas chapas de aço carbono 16, por ter sido a especificação de aço carbono que mais se aproximou da espessura do aço DP1000, que é de 1,39 mm. As chapas foram adquiridas já cortadas nas dimensões das amostras que são de 125 mm x 75 mm, conforme Figura 63. O tipo de junta utilizada em todo processo foi a junta sobreposta, por possibilitar uma maior área de análise em decorrência da baixa espessura das chapas, a sobreposição foi de 25 mm, segue Figura 64:

Figura 63: Chapas de aço carbono 16 para parametrização de soldagem



Fonte: Autora (2021)

Figura 64: Representação da sobreposição das chapas

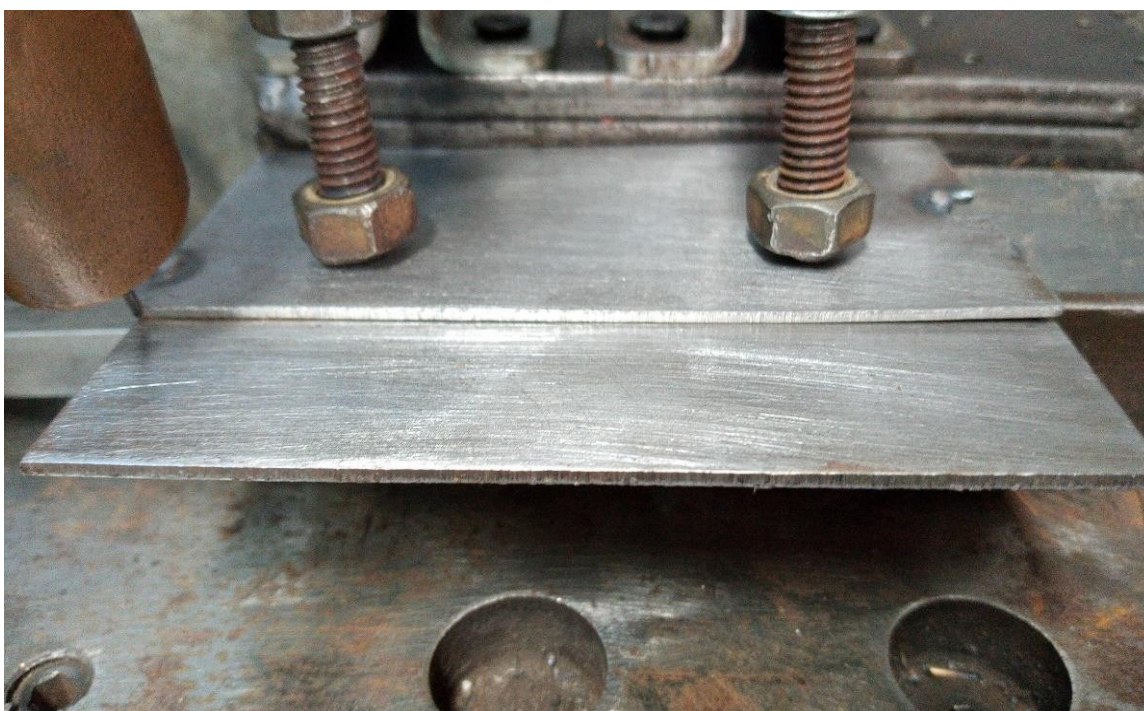


Fonte: Autora (2021)



Para união das chapas para formação das juntas inicialmente foi dado um ponto de solda, porém, verificou-se que a realização desse procedimento gerava um “gap” entre as chapas, o que não era interessante para o estudo. Dessa forma, as chapas posteriormente eram encaixadas adequadamente no suporte preparado (Figura 65).

Figura 65: Suporte para prender as chapas



Fonte: Autora (2021)

#### **3.4.2 Preparo das Chapas aço DP 1000**

Às amostras para o aço DP 1000, galvanizado e não galvanizado foram cortadas no jato d’água, por razão de que a baixa espessura do material impossibilitou amostras sem amassamento nas bordas quando tentou-se cortar na guilhotina, desta forma, decidiu-se pelo corte dessa modalidade nas dimensões de 125 mm de comprimento por 75 mm de largura, conforme representação mostrada na Figura 64. A Figura 66 apresenta as chapas cortadas no jato d’água:

Figura 66 – Amostras chapas cortadas no jato d'água.



Fonte: Autora (2021)

### **3.4.3 Parametrização do Processo de Soldagem GMAW Curto Circuito Convencional com Aço Carbono 16.**

Estabeleceu-se uma faixa de tensão correspondente ao curto circuito convencional de acordo com a literatura. De acordo com Scotti & Ponomarev (2008), a transferência por curto circuito ocorre em uma ampla faixa de corrente, dependente da ação da tensão superficial quando a gota encosta na poça de fusão para faixas de tensão de soldagem entre 13 a 24 V, ou seja, para arcos curtos. A taxa de subida da corrente está diretamente relacionada à ocorrência de respingos (VILARINHO, 2007).

No que tange velocidade de alimentação do arame ( $V_a$ ), o parâmetro utilizado foi a produtividade, ou seja, estabeleceu-se que se utilizaria a maior velocidade de alimentação possível na faixa de 4 até 10 m/min. Em relação ao gás utilizado, nessa etapa foram os gases  $Ar+25\%CO_2$  e  $Ar+8\%CO_2$ , vazão do gás de 12 l/min, DBCP de 15 mm, arame de 1,2 mm de espessura, Ks e Kd de 300, ângulo de inclinação da tocha de  $45^\circ$  e soldagem empurrada. O bico de contato foi colocado com 3mm para fora do bocal para melhor proteção gasosa. O objetivo dessa ação foi minimizar a ocorrência de porosidade devido ao agito da poça de fusão e permitir o escape de gases. As Tabelas 6 e 7 trazem os dados utilizados nas parametrizações.

Tabela 6: Dados parametrização Aço carbono 16 para o gás  $Ar8\%CO_2$

Amostra	Velocidade de Alimentação do Arame - $V_a$ (m/min)	Velocidade de Soldagem - $V_s$ (cm/s)	Relação $V_a/V_s$	Tensão(V)	Observação
C1A	4,0	711	5,625	16	Instabilidade no arco, não fundiu o material.
C1B	4,0	711	5,625	18	Instabilidade no arco, não fundiu o material.
C1C	4,0	711	5,625	20	Cordão Ok.
C1D	4,0	711	5,625	22	Cordão Ok.
C1E	4,0	711	5,625	24	Cordão Ok.
C2A	5,0	889	5,625	16	Instabilidade no arco, não fundiu o material.
C2B	5,0	889	5,625	18	Instabilidade no arco, não fundiu o material.
C2C	5,0	889	5,625	20	Cordão Ok.
C2D	5,0	889	5,625	22	Cordão Ok.
C2E	5,0	889	5,625	24	Cordão Ok.
C3A	6,0	1066	5,625	16	Não fundiu o material;.
C3B	6,0	1066	5,625	18	Não fundiu o material.
C3C	6,0	1066	5,625	20	Cordão Ok.
C3D	6,0	1066	5,625	22	Cordão Ok.
C3E	6,0	1066	5,625	24	Cordão Ok.

Tabela 6: Dados parametrização Aço carbono 16 para o gás Ar8%CO<sub>2</sub>  
(continuação)

Amostra	Velocidade de Alimentação do Arame - Va (m/min)	Velocidade de Soldagem - Vs (cm/s)	Relação Va/Vs	Tensão(V)	Observação
C4A	7,0	1244	5,625	16	Apresentou instabilidade no arco, não fundiu o material
C4B	7,0	1244	5,625	18	Apresentou instabilidade no arco, não fundiu o material
C4C	7,0	1244	5,625	20	Cordão Ok.
C4D	7,0	1244	5,625	22	Cordão Ok.
C4E	7,0	1244	5,625	24	Cordão Ok.
C5A	8,0	1421	5,625	16	Apresentou instabilidade no arco, não fundiu o material
C5N	8,0	1421	5,625	18	Apresentou instabilidade no arco, não fundiu o material
C5C	8,0	1421	5,625	20	Cordão Ok.
C5D	8,0	1421	5,625	22	Cordão Ok.
C5E	8,0	1421	5,625	24	Cordão Ok.
C6A	9,0	1598	5,625	16	Arrame emperrou.
C6B	9,0	1598	5,625	18	Arrame emperrou
C6C	9,0	1598	5,625	20	Arrame emperrou.
C6D	9,0	1598	5,625	22	Arrame emperrou
C6E	9,0	1598	5,625	24	Arrame emperrou

Fonte: Autora (2021)

Tabela 7: Dados parametrização Aço carbono 16 para o gás Ar25%CO<sub>2</sub>

Amostra	Velocidade de Alimentação do Arame - Va (m/min)	Velocidade de Soldagem - Vs (cm/s)	Relação Va/Vs	Tensão(V)	Observação
C7A	4,0	711	5,625	16	Instabilidade no arco, não fundiu o material.
C7B	4,0	711	5,625	18	Instabilidade no arco, não fundiu o material.
C7C	4,0	711	5,625	20	Cordão Ok.
C7D	4,0	711	5,625	22	Cordão Ok.
C7E	4,0	711	5,625	24	Cordão Ok.
C8A	5,0	889	5,625	16	Instabilidade no arco, não fundiu o material.
C8B	5,0	889	5,625	18	Instabilidade no arco, não fundiu o material.
C8C	5,0	889	5,625	20	Cordão Ok.
C8D	5,0	889	5,625	22	Cordão Ok.
C8E	5,0	889	5,625	24	Furou
C9A	6,0	1066	5,625	16	Não fundiu o material
C9B	6,0	1066	5,625	18	Não fundiu o material.
C9C	6,0	1066	5,625	20	Cordão Ok.
C9D	6,0	1066	5,625	22	Cordão Ok.
C9E	6,0	1066	5,625	24	Furou
C10A	7,0	1244	5,625	16	Apresentou instabilidade no arco, não fundiu o material
C10B	7,0	1244	5,625	18	Apresentou instabilidade no arco, não fundiu o material
C10C	7,0	1244	5,625	20	Cordão Ok.
C10D	7,0	1244	5,625	22	Cordão Ok.
C10E	7,0	1244	5,625	24	Furou.
C11A	8,0	1421	5,625	16	Apresentou instabilidade no arco, não fundiu o material

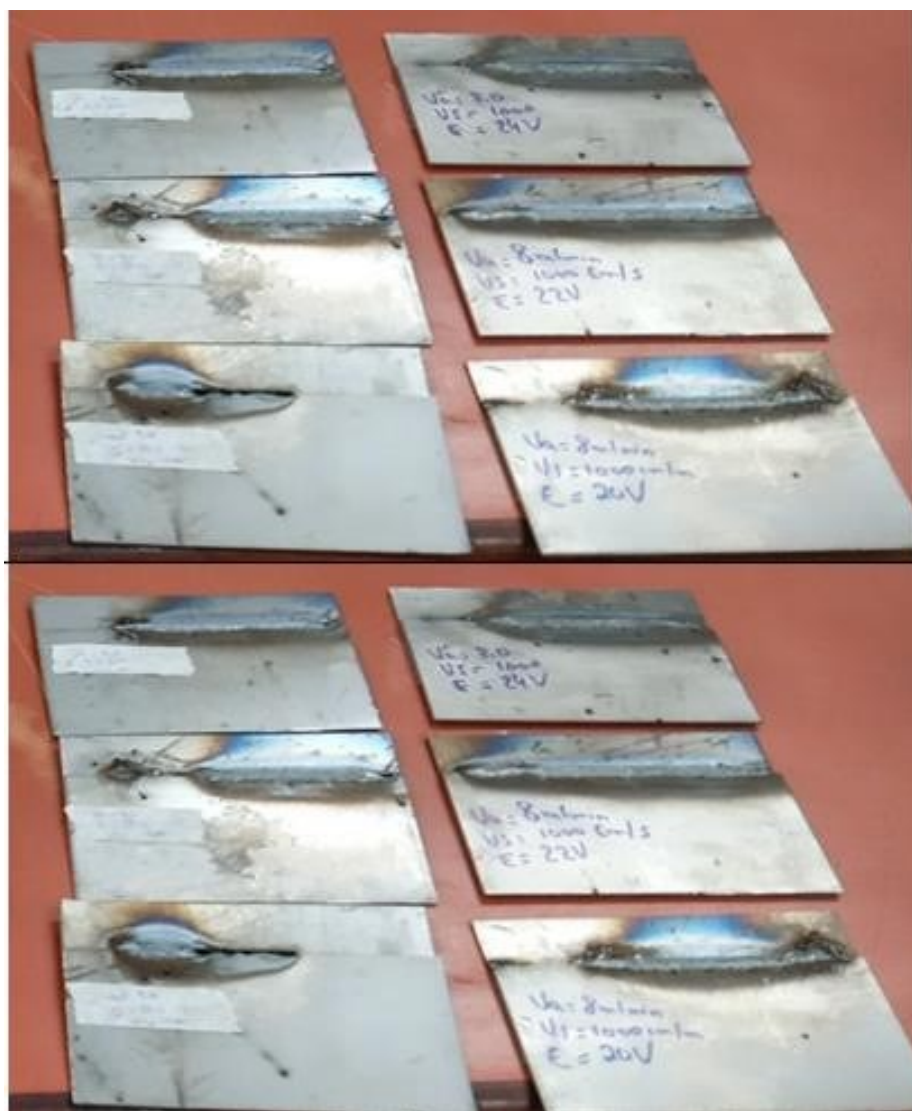
Tabela 7: Dados parametrização Aço carbono 16 para o gás Ar25%CO<sub>2</sub>  
(continuação)

Amostra	Velocidade de Alimentação do Arame - Va (m/min)	Velocidade de Soldagem - Vs (cm/s)	Relação Va/Vs	Tensão(V)	Observação
C11N	8,0	1421	5,625	18	Apresentou instabilidade no arco, não fundiu o material
C11C	8,0	1421	5,625	20	Furou
C11D	8,0	1421	5,625	22	Furou
C11E	8,0	1421	5,625	24	Furou.
C12A	9,0	1598	5,625	16	Arrame emperrou.
C12B	9,0	1598	5,625	18	Arrame emperrou
C12C	9,0	1598	5,625	20	Arrame emperrou.
C12D	9,0	1598	5,625	22	Arrame emperrou
C12E	9,0	1598	5,625	24	Arrame emperrou

Fonte: Autora (2021)

A Figura 67 traz as fotos de alguns cordões de solda realizados na parametrização com aço carbono 16 com gás Ar25%CO<sub>2</sub>.

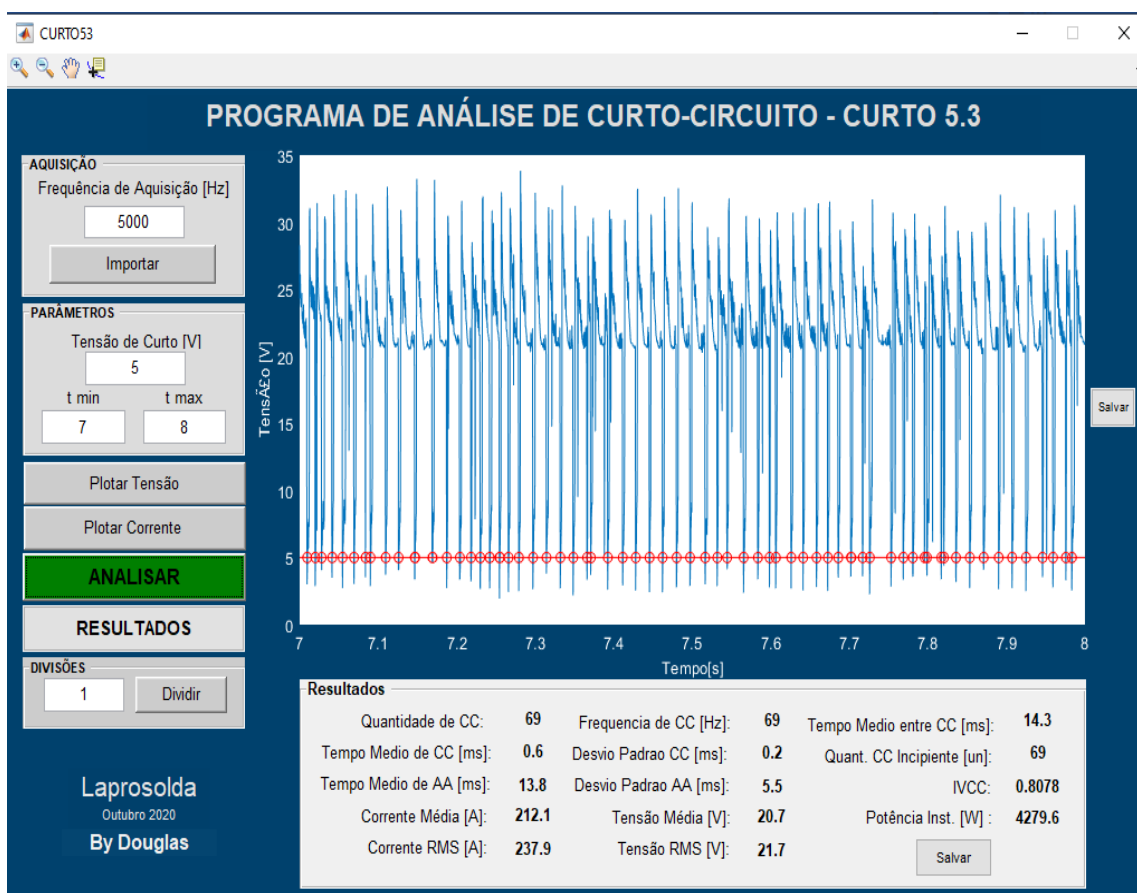
Figura 67: Cordões de solda parametrização aço carbono 16, gás Ar25%CO<sub>2</sub>



Fonte: Autora (2021)

Para todos os cordões de solda que foram concluídos com êxito foi analisado o IVcc, com software MATLAB R218b, através do programa curto 5.3, todos os valores deram abaixo de 1, com tensões de curto de 5 e 10 V. A Figura 68 traz o gráfico correspondente ao parâmetro  $V = 24V$ ;  $V_a = 8 \text{ m/min}$ ;  $V_s = 1421 \text{ cm/s}$ , com gás Ar8%CO<sub>2</sub>, com tesão de corte de curto de 5 V.

Figura 68: Gráfico IVcc parâmetro V = 24V; Va = 8 m/min; Vs = 1421 cm/s, com gás Ar8%CO<sub>2</sub>, tensão de corte de curto de 5 V.



Fonte: Autora (2021)

Foram selecionados os cordões de solda que visualmente ficaram com pouca ou nenhuma irregularidade (defeito), e os de maior velocidade de alimentação do arame para a realização de macrografias. Os cordões de solda foram medidos, cortados na largura de 1,5 mm, embutidos a frio, lixados (lixas de 120, 200, 320, 400 e 600 mesh), polidos com alumina  $\leq 5 \mu\text{m}$  e atacadas com Nital 10% pelo método imersão por 10s. Posteriormente às amostras foram escaneadas no equipamento fabricante Epson, modelo Epson Perfection V19, pertencente ao Laprosolda/UFU (Figuras 69 e 70).

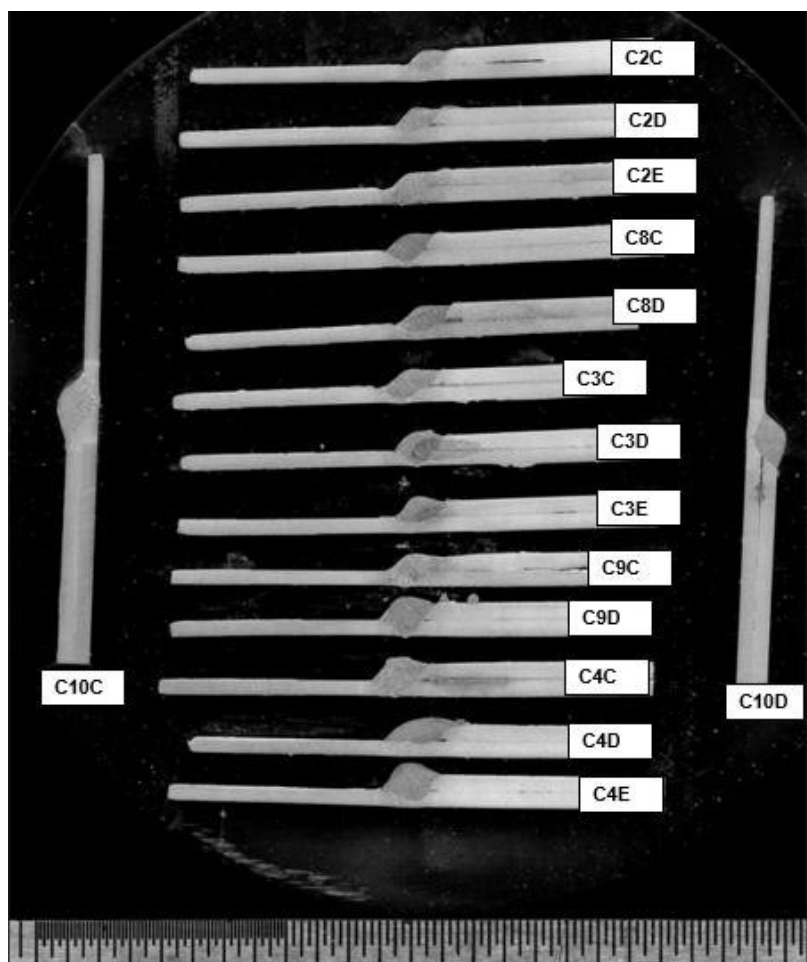


Figura 69: Escaner Epson Perfection V19



Fonte: Autora (2021).

Figura 70: Cordões de solda escaneados



Fonte: Autora (2021).

#### **3.4.4 Parametrização do Processo de Soldagem GMAW Curto Circuito Convencional com Aço DP 1000.**

Foi necessária uma segunda parametrização da soldagem, pois, em relação ao DP 1000 houve necessidade de ajustes nos parâmetros estabelecidos anteriormente. Scotchmer (2005), em sua análise da soldabilidade dos aços Dual-Phase por resistência dos AHSS, afirma que o campo de soldabilidade destes são inferiores aos de aço carbono comum, e por sua vez são inferiores aos campos de soldabilidade dos aços HSLA.

Nessa etapa utilizou-se amostras do aço DP1000 galvanizado e não galvanizado, não foi retirada a galvanização da área a ser soldada visando análise do comportamento do material. Os demais parâmetros foram velocidade de alimentação na faixa de 4 até 10 m/min, gás utilizado Ar+25%CO<sub>2</sub> e Ar+8%CO<sub>2</sub>, vazão do gás de 12l/min, DBCP de 15 mm, arame de 1,2 mm de espessura, Ks e Kd de 300, angulo de inclinação da tocha de 45°, e soldagem empurrada por possibilitar uma maior penetração especialmente com Va elevados. As Tabelas 8 e 9 trazem os dados utilizados nas parametrizações.

Tabela 8: Dados parametrização Aço DP 1000 para o gás Ar8%CO<sub>2</sub>

Amostra	Velocidade de Alimentação do Arame - Va (m/min)	Velocidade de Soldagem - Vs (cm/s)	Relação Va/Vs	Tensão(V)	Observação
1	4,5	800	5,625	18,5	Cordão Ok
1G	4,5	800	5,625	18,5	Cordão Ok
2	5,0	889	5,625	18,5	Cordão Ok.
2G	5,0	889	5,625	18,5	Cordão Ok.
3	5,5	977	5,625	18,5	Cordão Ok.
3G	5,5	977	5,625	18,5	Cordão Ok.
4	6,0	1066	5,625	18,5	Cordão Ok.
4G	6,0	1066	5,625	18,5	Cordão Ok.
5	6,5	1155	5,625	18,5	Cordão Ok
5G	6,5	1155	5,625	18,5	Cordão Ok.
6	4,5	800	5,625	20,5	Cordão Ok.
6G	4,5	800	5,625	20,5	Cordão Ok.
7	5,0	889	5,625	20,5	Cordão Ok.
7G	5,0	889	5,625	20,5	Cordão Ok.
8	5,5	977	5,625	20,5	Cordão Ok.
8G	5,5	977	5,625	20,5	Cordão Ok.
9	6,0	1066	5,625	20,5	Cordão Ok.
9G	6,0	1066	5,625	20,5	Cordão Ok.
10	6,5	1155	5,625	20,5	Cordão Ok.
10G	6,5	1155	5,625	20,5	Cordão Ok.
11	4,5	800	5,625	22,5	Cordão Ok.
11G	4,5	800	5,625	22,5	Cordão Ok.
12	5,0	889	5,625	22,5	Cordão Ok.
12G	5,0	889	5,625	22,5	Cordão Ok.
13	5,5	977	5,625	22,5	Cordão Ok.
13G	5,5	977	5,625	22,5	Cordão Ok.
14	6,0	1066	5,625	22,5	Cordão Ok.
14G	6,0	1066	5,625	22,5	Cordão Ok.
15	6,5	800	5,625	22,5	Cordão Ok.
15G	6,5	800	5,625	22,5	Cordão Ok.

Fonte: Autora (2021)

Tabela 9: Dados parametrização Aço DP 1000 para o gás Ar25%CO<sub>2</sub>

Amostra	Velocidade de Alimentação do Arame - Va (m/min)	Velocidade de Soldagem - Vs (cm/s)	Relação Va/Vs	Tensão(V)	Observação
16	4,5	800	5,625	18,5	Cordão Ok
16G	4,5	800	5,625	18,5	Cordão Ok
17	5,0	889	5,625	18,5	Cordão Ok.
17G	5,0	889	5,625	18,5	Cordão Ok.
18	5,5	977	5,625	18,5	Cordão Ok.
18G	5,5	977	5,625	18,5	Mordedura.
19	6,0	1066	5,625	18,5	Furou
19G	6,0	1066	5,625	18,5	Furou
20	6,5	1155	5,625	18,5	Furou.
20G	6,5	1155	5,625	18,5	Furou
21	4,5	800	5,625	20,5	Cordão Ok.
21G	4,5	800	5,625	20,5	Respingos excessivos.
22	5,0	889	5,625	20,5	Cordão Ok.
22G	5,0	889	5,625	20,5	Cordão Ok.
23	5,5	977	5,625	20,5	Cordão Ok.
23G	5,5	977	5,625	20,5	Respingos excessivos.
24	6,0	1066	5,625	20,5	Furou
24G	6,0	1066	5,625	20,5	Furou
25	6,5	1155	5,625	20,5	Furou
25G	6,5	1155	5,625	20,5	Furou
26	4,5	800	5,625	22,5	Furou
26G	4,5	800	5,625	22,5	Cordão Ok.
27	5,0	889	5,625	22,5	Cordão Ok.
27G	5,0	889	5,625	22,5	Cordão Ok.
28	5,5	977	5,625	22,5	Furou.
28G	5,5	977	5,625	22,5	Furou.
29	6,0	1066	5,625	22,5	Furou.
29G	6,0	1066	5,625	22,5	Furou.
30	6,5	800	5,625	22,5	Furou.
30G	6,5	800	5,625	22,5	Furou.

Fonte: Autora (2021)

Devido a observação de maiores defeitos/furos ocorridos nas soldagens das chapas do Aço DP 1000 galvanizado e não galvanizado com o gás Ar25%CO<sub>2</sub>, a partir de então, seguiu-se os experimentos somente com o gás Ar8%CO<sub>2</sub>. A Figura 71 traz uma foto do cordão de solda 19G com o gás Ar+25%CO<sub>2</sub> e, na Figura 72, tem-se o cordão de solda 5G com os mesmos parâmetros operacionais do 20G mudando apenas o gás para o Ar+8%CO<sub>2</sub>. Em função do menor teor de CO<sub>2</sub>, o cordão de solda da Figura 72 possui visualmente menor geração de respingos, o que é resultado de maior estabilidade do processo, quando se utiliza misturas menos oxidantes.

Figura 71: Cordão de solda 20G com o gás Ar25%CO<sub>2</sub>.



Fonte: Autora (2021)

Figura 72: Cordão de solda 5G com o gás Ar8%CO<sub>2</sub>



Fonte: Autora (2021)

### 3.4.5 Macrografia e Métodos de Ensaios Pós Soldagem

#### 3.4.5.1 Macrografia

Realizou-se inspeção visual nos cordões de solda selecionados, e analisou-se os mesmos por microscopia óptica e escaneamento.

No ensaio de macrografia é onde se verifica a olho nu ou com uma ampliação no microscópio óptico por no máximo 10 vezes, de uma superfície plana, devidamente preparada com lixamento, e posteriormente atacada com alguma agente químico que reage com a superfície lixada revelando os detalhes macrográficos estruturais do material ou da junta soldada que pode ser ensaiada ou não.

Os cordões foram cortados na largura de 2 mm de maneira transversal, utilizando-se uma cortadora metalográfica automática fabricante Teclago, modelo CM70, que pertence ao Laposolda/UFU (Figura 73). Os discos de corte utilizados nas amostras, foi Fratec 230X2 RPM 5100 (Figura 74).

Figura 73: Cortadora metalográfica



Fonte: Autora (2021)

Figura 74: Disco de corte



Fonte: Autora (2021)

Após o corte das amostras na cortadora metalográfica, conforme apresentado na Figura 73, as mesmas foram embutidas a frio com resina, esse embutimento foi escolhido para que não se alterasse a microestrutura das soldas quando do aquecimento que ocorre no embutimento a quente, no caso com baquelite. Segue, Figuras 75 e 76 com as amostras cortadas e em seguida as mesmas embutidas a frio:

Figura 75: Amostras cortadas na cortadora metalográfica



Fonte: Autora (2021)

Figura 76: Amostras cordões de solda DP 1000 galvanizado e não galvanizado embutidas a frio



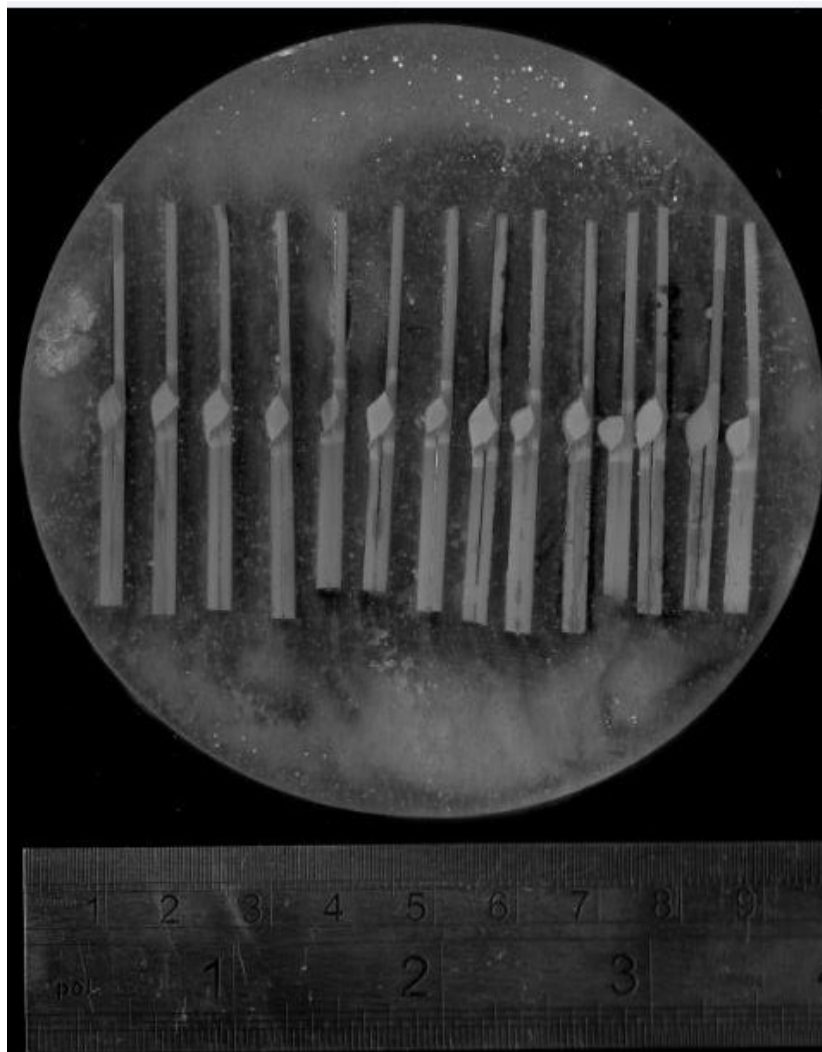
Fonte: Autora (2021)

Posteriormente as amostras foram lixadas com lixas 120, 200, 320, 400, 600, 800, 1200, e atacadas com solução de Nital 10% (10 ml de ácido nítrico + 90 ml de álcool etílico). O método de ataque foi por imersão, durante 12 segundos, e, para interromper o ataque químico, as amostras foram lavadas em água corrente, em seguida aplicou-se lavagem com álcool etílico, por fim secadas com ar quente forçado.

Após ataque químico as amostras foram verificadas no microscópio óptico e escaneadas (Figura 77).



Figura 77: Amostras cordões de solda DP 1000 galvanizado e não galvanizado



Fonte: Autora (2021)

Seguiram-se os mesmos procedimentos no que tange às amostras utilizadas para análises de MEV/EDS, conforme descrito acima, exceto no que se refere ao embutimento que foi feito com baquelite e o preparo metalográfico, na etapa do lixamento e polimento, foram lixadas com lixas 120, 200, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 e 1800 *mesh*, polidas com alumina  $\leq 5 \mu\text{m}$  e atacadas com solução de Nital 5% (5 ml de ácido nítrico + 95 ml de álcool etílico), o método de ataque foi por imersão, durante 15 segundos, para interromper o ataque químico às amostras foram lavadas em água corrente, em seguida aplicou-se lavagem com álcool etílico, por fim secadas com ar quente forçado. A Figura 78 apresenta exemplos de amostras preparadas para análise de MEV/EDS:

Figura 78: Amostras cordões de solda DP 1000 galvanizado e não galvanizado para ME/EDS



Fonte: Autora (2021)

Em seguida executaram-se os ensaios mecânicos de tração, ensaio de impacto, e perfil de microdureza Vickers, nos corpos de prova que após análises não apresentaram descontinuidades, imperfeições ou defeitos observados durante a análise macrográfica.

#### 3.4.5.2 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração dos corpos de prova soldados, foram realizados no Laboratório de Qualidade da Empresa Ferronorte, localizada em Teresina – PI, utilizando a máquina universal de ensaios AGS-X, da marca Shimadzu (Figura 79). Os cordões de solda foram submetidos ao método de tração com célula de carga de 300kN sem extensão de campo superior com uma velocidade média de 2 mm/min. Os corpos de prova (Figura 80) foram preparados seguindo a proporção estabelecida na norma ASTM E8M, com 100 mm de comprimento, 40 mm largura, 1,39 mm de espessura, sendo analisado um total 45 unidades.

Figura 79: Máquina universal de ensaios AGS-X – Shimadzu – Empresa Ferronorte



Fonte: Autora (2022)

Figura 80: Corpo de prova preso na Máquina universal de ensaios AGS-X – Shimadzu  
– Empresa Ferronorte



Fonte: Autora (2022)

### 3.4.5.3 Ensaio de Impacto Charpy

Para o ensaio de impacto Charpy, que consiste em inserir-se uma amostra com entalhe no equipamento para ser quebrada por um único golpe de um pêndulo lançado de maneira livre, e de uma altura fixa. Quando se conhece a altura e a massa que o pêndulo é levantado antes do seu movimento, é possível verificar-se a energia de impacto (ductilidade) no equipamento. A máquina de ensaio Charpy de acordo com o formato da “cabeça” do pêndulo é oferecido uma forma de indicar a energia absorvida na ruptura do corpo de prova por meio de calibração.

O ensaio de impacto Charpy foi realizado no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Instituto Federal do Piauí, em Teresina-PI. A análise foi realizada à temperatura ambiente, utilizando a Máquina de Teste de Impacto modelo JBW-300Z da marca HST (Figura 81), com velocidade de impacto 5,24m/s, ângulo inicial de 150°, com tamanho do braço do pêndulo de 750mm e martelo com energia potencial inicial de 300 J. Utilizou-se dez corpos de prova para cada amostra ensaiada, preparados de acordo com a norma ASTM E1236. Destaca-se que a proposição deste ensaio de impacto é apenas qualitativa e se refere à junta soldada como um todo, haja vista que o ensaio não é normalizado para as dimensões do conjunto soldado. Poder-se-ia pensar em um ensaio mini-Charpy, mas ainda continua sendo fora de norma (dimensões de 3 mm x 4 mm). Há estudos no LTAD/UFU sobre ensaios miniaturizados para dimensões próximas à 1 mm de espessura, mas que ainda se encontram em andamento.

Figura 81: Máquina de Teste de Impacto modelo JBW-300Z.

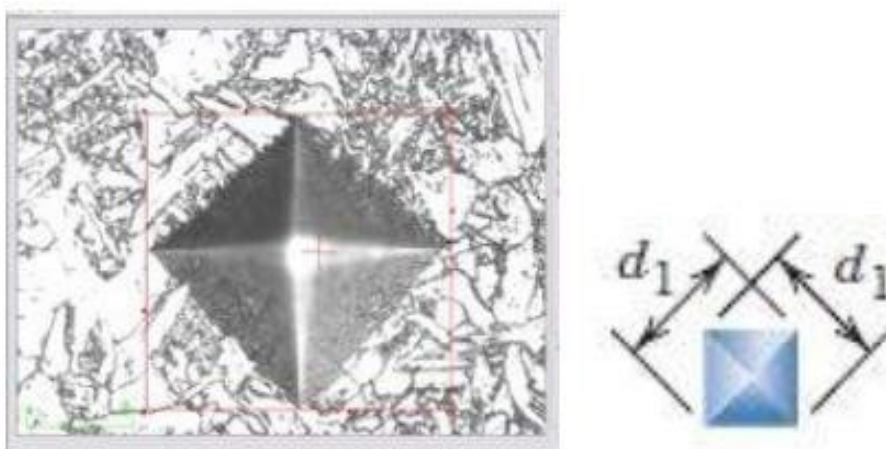


Fonte: Autora (2022)

### 3.4.5.4 Ensaio de Microdureza Vickers

No ensaio de microdureza Vickers, um pequeno indentador de diamante com geometria piramidal é forçado com uma carga constante para dentro da superfície da amostra, o resultado da impressão após a retirada da carga é medida e verificado com um microscópio. A representação dos parâmetros da impressão pode-se observar na Figura 82:

Figura 82: Representação dos parâmetros da impressão.

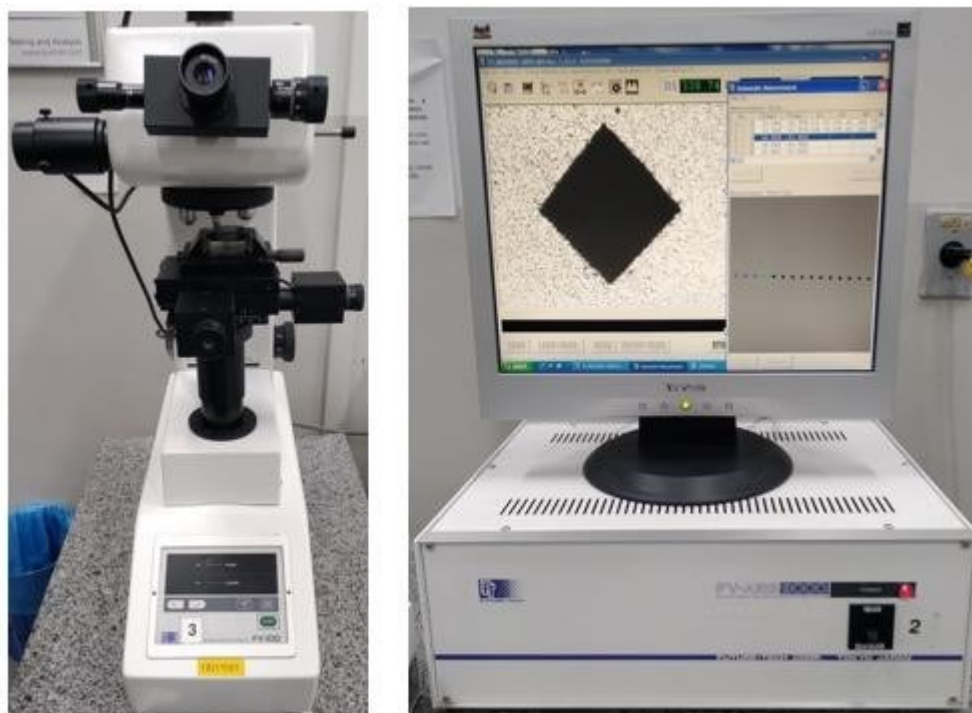


Fonte: Adaptado de Callister & Rethwisch (2018)

As amostras foram preparadas superficialmente por lixamento, com lixas 120, 200, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200 e 1800 *mesh*, polidas com alumina  $\leq 5 \mu\text{m}$  e atacadas com solução de Nital 4% (4 ml de ácido nítrico + 96 ml de álcool etílico), o método de ataque foi por imersão, durante 15 segundos, para interromper o ataque químico às amostras foram lavadas em água corrente, em seguida aplicou-se lavagem com álcool etílico, por fim secadas com ar quente forçado. O objetivo do procedimento metalográfico descrito acima foi facilitar a identificação das regiões descritas na norma ISO 9515 (2001), por meio do microscópio para medidas precisas.

O equipamento utilizado nas análises de microdureza Vickers dos cordões de solda do aço DP 1000 galvanizado e não galvanizado foi microdurômetro com sistema de medição automática (mapeamento), modelo FV-100 (Figura 83), fabricante Bueler, pertencente ao centro de pesquisa de materiais da Indústria Usiminas, em Ipatinga-MG.

Figura 83: Microdurômetro (mapeamento)



Fonte: Autora (2022)

Os dados das variáveis utilizadas no mapeamento de microdureza dos corpos de prova de aço DP1000 galvanizado e não galvanizado são apresentados na Tabela 10 abaixo:

Tabela 10: Dados utilizados nos ensaios de mapeamento de microdureza dos corpos de prova do aço DP 1000 galvanizado e não galvanizado:

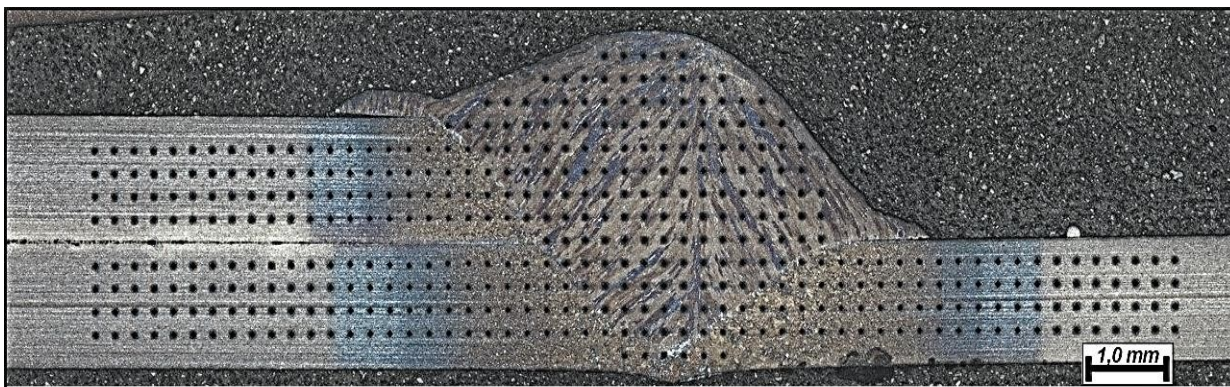
<b>Escala de Ensaio</b>	<b>Vickers</b>
Distância entre pontos em X-Y	0,25 mm
Distância entre pontos em Y-Y	0,25 mm
Carga	1 kgf
Tempo de aplicação da carga	12 segundos
Deslocação do indentador	Automático (equipamento)
Medição dos pontos de dureza	Automático (equipamento)
Condição de medição dos pontos	Amostra como polida
Condição para a realização dos pontos	Amostra como polida

Fonte: Autora (2022)



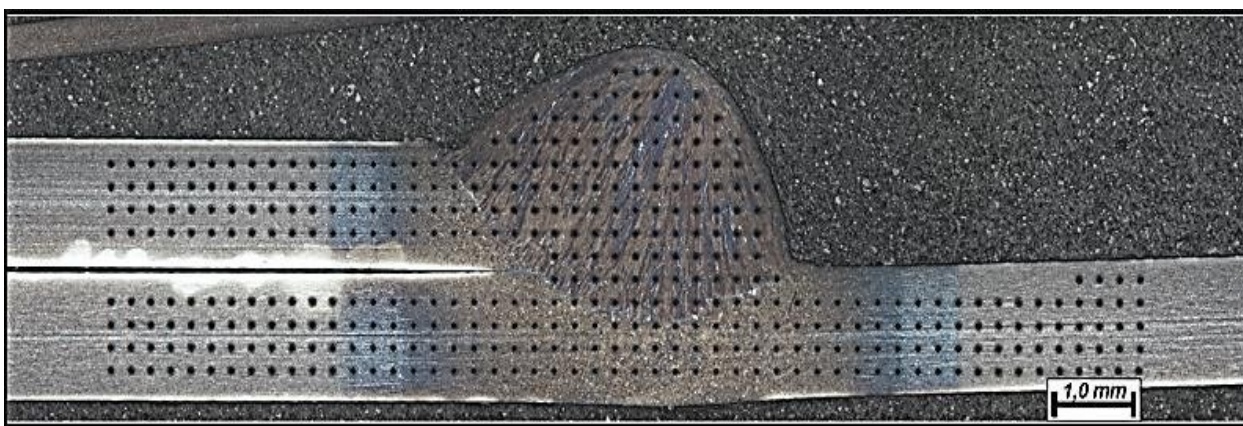


Figura 86: corpo de prova depois do mapeamento de microdureza amostra 4 – Aço DP 1000 não galvanizado



Fonte: Autora (2022)

Figura 87: corpo de prova depois do mapeamento de microdureza amostra 4G – Aço DP 1000 galvanizado



Fonte: Autora (2022)

## CAPÍTULO IV

### RESULTADOS E DISCUSSÃO

#### 4.1 Materiais

##### 4.1.1 Metal Base

##### 4.1.1.1 Composição Química

O material estudado foi aço Dual-Phase da classe de resistência de 1000 Mpa, fornecido pela empresa Siderúrgicas de Minas Gerais S.A (Usiminas), laminado a frio e recozido como produto final. Foram recebidas seis chapas sendo três chapas de aço Dual Phase 1000 galvanizado e três chapas de Dual Phase 1000 não galvanizado.

As amostras para caracterização química foram retiradas com auxílio da cortadora, nas dimensões de 10 mm de largura por 30 mm de comprimento. Segue Figura 88 contendo amostras pós ensaio GDS:

Figura 88 – Amostras ensaio GDS



Fonte: Autora (2021)

A composição química do aço Dual Phase 1000 Mpa de resistência, realizada por Expectrometro de Descarga e Brilho – GDS, está descrita nas Tabelas 11 e 12, por percentual em peso dos elementos químicos que os compõem. Na Tabela 13 apresenta-se para efeito de comparação, os teores máximos dos elementos químicos prescritos pela norma DIN EN 10338, catálogo do fabricante e resultados publicados por diversos autores que pesquisaram essa classe de AHSS (ALHARBI *et al.*, 2015; CHENG *et al.*, 2016; HUDGINS *et al.*, 2016; LIU *et al.*, 2017; LOU *et al.*, 2018).

Verificou-se na análise GDS que o resultado obtidos estão de acordo com o estabelecido para um aço microligado Dual Phase com resistência da classe de 1000 MPa, pois, os teores dos elementos detectados na análise estão de acordo com os valores máximos previstos tanto pela norma DIN EN 10338, quanto pelo catálogo do fabricante do AHSS. Cui *et al.* (2016), relataram que o revestimento para o aço DP utilizado não interfere na microestrutura do material, assim sendo, não se verificou diferenças de composição. Em relação aos resultados obtidos por outros pesquisadores, não foram verificados níveis significativos na diferença de valores com relação aos dados fornecidos pelo fabricante, bem como aos ensaios efetuados no laboratório.

Tabela 11: Composição química do aço DP 1000MPa (porcentagem em peso) aço não galvanizado

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>	<b>B</b>
0,172	0,469	2,170	0,021	0,002	0,037	0,024	0,004	0,006	0,001

Tabela 12: Composição química do aço DP 1000MPa (porcentagem em peso) aço galvanizado

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>	<b>B</b>
0,187	0,471	2,200	0,022	0,001	0,037	0,023	0,004	0,008	0,001

Tabela 13 – Comparativo da composição química do aço AHSS 1000 Mpa por GDS, norma DIN EN 10338, e outros pesquisadores.

**Norma DIN EN 10338 (valores máximos)**

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Cr + Mo</b>	<b>Nb+ Ti</b>	<b>B</b>
0,23	0,80	2,50	0,08 0	0,015	2,00	1,00	0,15	0,005

**Catálogo do Fabricante (valores máximos)**

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>	<b>B</b>
0,23	2,00	3,30	0,090	0,040					

**DP 1000MPa (Hudgins, 2016)**

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>	<b>B</b>
0,15	0,02	1,87			0,06	0,17	0,32		

**DP 1000MPa (Cheng, 2016)**

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>	<b>B</b>
0,12	0,03	2,47	0,01 4	0,04	0,05	0,25	0,36	0,02	0,01

**DP 1000MPa (Liu, 2017)**

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>	<b>B</b>
0,08	0,38	2,13	<0,0 2	<0,02	0,008	0,02			

**DP 1000MPa ( Lou, 2018) (valores máximos)**

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Al</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Nb</b>	<b>B</b>
0,1	1,2	2,8	0,03	0,003					

Fonte: Adaptado de Norma DIN EN 10338; catálogo do fabricante; Alharbi et al. (2015); Cheng et al. (2016);Hudgins et al. (2016); Liu et al. (2017); Lou *et al.* (2018).

O efeito de cada elemento químico presente na composição química de um aço Dual Phase, em teores compatíveis com os estipulados pelos fabricantes foi estudado por Tasan *et al.* (2015), onde foi verificado que a quantidade de carbono influencia de forma direta na distribuição de ferrita e martensita no referido aço, sendo que o limite de resistência é proporcional à fração volumétrica de martensita presente no material, o carbono também aumenta consideravelmente a temperabilidade, e é responsável pelo enrijecimento da martensita. O manganês é um elemento estabilizador da austenita que, por sua vez, desacelera a formação da ferrita e da perlita, dessa forma, aumenta a temperatura de transformação, tal elemento também é responsável por aumentar a resistência da ferrita. O silício reduz a solubilidade do carbono na ferrita e, assim, melhora a relação entre ductilidade e resistência mecânica. O boro contribui para a formação da microestrutura perlita, dificulta a transformação da ferrita e auxilia aumentando a temperabilidade do material.

Para adequação das atuais exigências de boa qualidade superficial, os novos projetos de aços DP's estão utilizando cromo em teores relativamente maiores, visando a redução do teor de silício. Xie *et al.*(2014a), afirma que os baixos teores dos elementos microligantes: nióbio, titânio e vanádio, evitam o endurecimento excessivo da ferrita pela precipitação de carbonitretos finos.

#### **4.1.1.2 Temperatura de Fusão e Carbono Equivalente**

Diversos parâmetros influenciam na qualidade do cordão de solda pelo processo curto circuito GMAW: o tipo de gás, vazão do gás, composição do arame eletrodo, a posição de soldagem, espessura do metal base, método de fabricação do material, composição química, entre outros. Analisar esses fatores se torna pertinente especialmente na avaliação da soldabilidade do aço, pela influência direta dessas variáveis nas propriedades finais do cordão de solda elaborado.

Utilizar os valores dos componentes de liga para determinar a temperatura de fusão do material é de extrema importância, por permitir prever os parâmetros de fusão e solidificação do material. A Equação 17 de Roeser e Wensel é aplicada para aços ligados e microligados, incluindo o aço DP 1000.

$$Tf = 1539 - fxC + 8xSi + 5xMn + 30xP + 5xCu + 25xS + 1,5xCr + 4xNi \quad (\text{Eq. 17})$$

$$+ 2xMo + 2xV + W + 2,5xAl + 14xAs + 10xSn + 1300xH + 80xO$$

Com valores de  $f = 65$ , se  $\%C < 1\%$  ou  $f = 70$ , se  $\%C > 1\%$

Ao aplicar os dados referentes a composição química na Eq. 17, tem-se:

Para aço DP 1000 não galvanizado, de acordo com a Tabela 10 e  $f = 65$ , porcenta do percentual de carbono ser menor que 1%:

$$Tf = 1539 - 65x0,172 + 8x0,469 + 5x2,170 + 30x0,021 + 5x0 + 25x0,002 + 1,5x0,024$$

$$+ 4x0 + 2x0,004 + 2x0 + 0 + 2,5x0,037 + 14x0 + 10x0 + 1300x0 + 80x0$$

$$Tf = 1.512,31^\circ\text{C}$$

E para aço DP 1000 galvanizado, de acordo com a Tabela 11 e  $f = 65$ , por conta que o percentual de carbono é menor que 1%:

$$Tf = 1539 - 65x0,187 + 8x0,471 + 5x2,2 + 30x0,022 + 5x0 + 25x0,001 +$$

$$1,5x0,023 + 4x0 + 2x0,004 + 2x0 + 0 + 2,5x0,037 + 14x0 + 10x0 + 1300x0 + 80x0$$

$$Tf = 1.511,26^\circ\text{C}$$

Para aços de baixo teor de carbono ligados ou não, de acordo com Marques, Modenesi e Bracarense (2011) a temperatura *liquidus* fica entre  $1490^\circ\text{C}$  e  $1530^\circ\text{C}$ , logo mediante exposto podemos considerar a temperatura aproximada, assim sendo, as temperaturas encontradas que foram de  $Tf = 1.512,31^\circ\text{C}$  para aço DP 1000 não galvanizado e  $Tf = 1.511,26^\circ\text{C}$  para o aço DP 1000 galvanizado, estão de acordo com os estudos dos pesquisadores.

Para o cálculo do Carbono Equivalente, lançou-se mão da fórmula de IIW (*International Institute of Welding*) expressa na Equação 18, a qual, de acordo com Yurioka (2001), é a mais adequada para os AHSS.

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (\text{Eq. 18})$$

Quanto maior for o valor do Carbono Equivalente ( $C_{eq}$ ), mais suscetível a trincas é o material. O valor do  $C_{eq}$  para o aço DP 1000 não galvanizado foi de 0,54, e o  $C_{eq}$  para o aço DP 1000 galvanizado foi de 0,56, que segundo o IIW, indica um material de boa soldabilidade, confirmando o que é característico dos aços avançados da 3ª geração AHSS.

Com a determinação da temperatura de pico ao longo da seção transversal da solda é possível traçar-se o perfil térmico teórico para esse corte, e comparando com temperatura mínima necessária para que ocorra alteração microestrutural, ou uma significativa mudança de propriedade, estimando-se assim a extensão da ZTA. As temperaturas crítica ( $A_1$ ) e de solidificação ( $T_s$ ) foram calculadas de acordo com os teores mássicos dos elementos de liga apresentados nos resultados dos ensaios de GDS. a partir das equações (14) e (15) apresentadas na revisão de literatura.

Para as temperaturas de austenização ( $A_1$ ), e de início da solidificação ( $T_s$ ) do aço DP1000 não galvanizado obteve-se 928,81°C e 1794,52°C respectivamente, e para o aço DP1000 galvanizado valores de 928,02°C e 1793,17°C, respectivamente, tais valores são esperados, haja vista que os elementos de liga presentes no aço altera o tamanho do campo austenítico, apesar de não terem efeito pronunciado no deslocamento da temperatura de fusão (ASKELAND; WRIGHT, 2015).

#### **4.1.2 Análise Metalográfica**

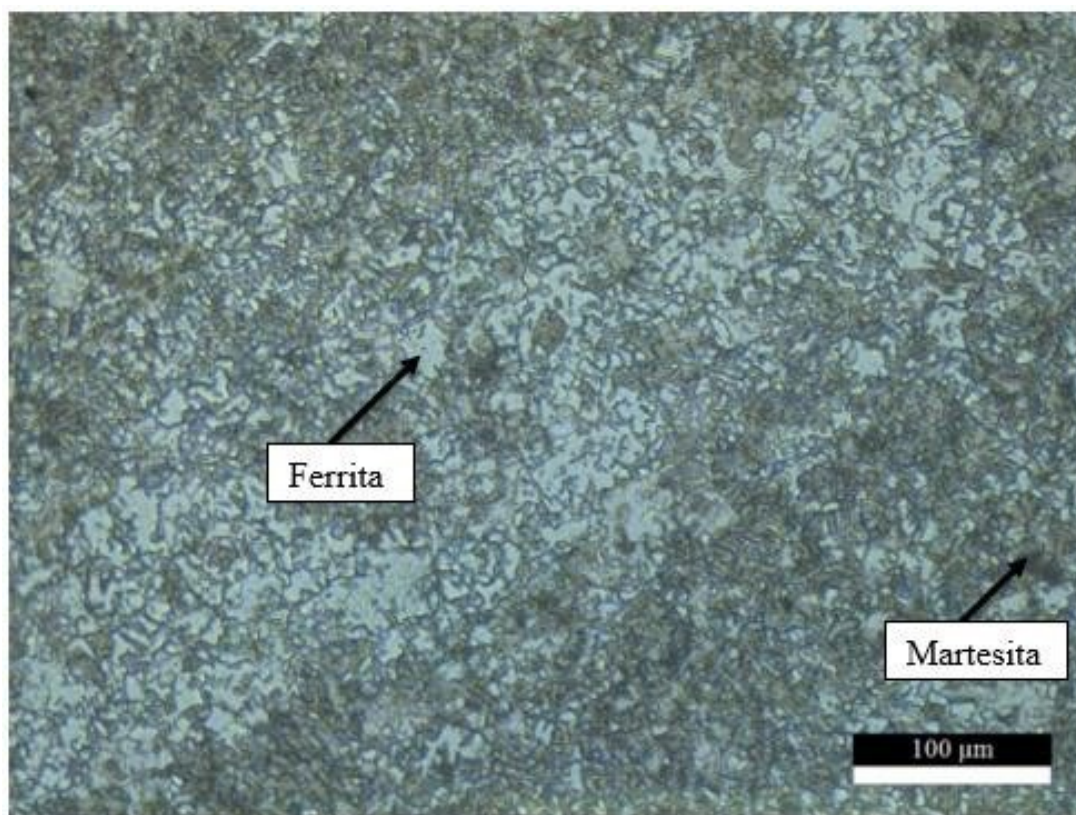
##### **4.1.2.1 Microscopia Óptica**

Nas análises por microscopia óptica dos aços DP 1000 galvanizado e não galvanizado, verificaram-se a presença de duas fases predominantes, fases martensita (áreas escuras) e ferrita (áreas claras), seguem Figuras 89 e 90, estas vão de encontro ao apresentado na literatura, que no geral, define os aços DP como compostos por uma matriz ferrítica com a presença de ilhas de martensita (BLECK; PHU-ON, 2009).

Para fabricação dos aços DP's existe um controle rigoroso da composição química, assim como do processamento termomecânico para garantia da produção de um aço com microestrutura bifásica ferrítica-martensítica fina e relativamente homogênea. Os aços analisados apresentaram uma fração volumétrica martensítica aproximadamente 39 mais ou menos 4%, tanto para o aço DP1000 galvanizado, quanto para o DP1000 não galvanizado. Os valores são condizentes com os já reportados por

Ghadbeigi *et al* (2010), e Li *at al* (2014), que foi no intervalo de 30-50%. As diferenças das frações martensíticas são até comuns, mesmo nos aços DP's da mesma classe de resistência, haja vista, que estão diretamente relacionadas com a tecnologia de fabricação. No que se refere ao tamanho médio do grão ferrítico, ambas as amostras apresentaram o tamanho médio de grão ferrítico (área clara) de 1,56  $\mu\text{m}$ .

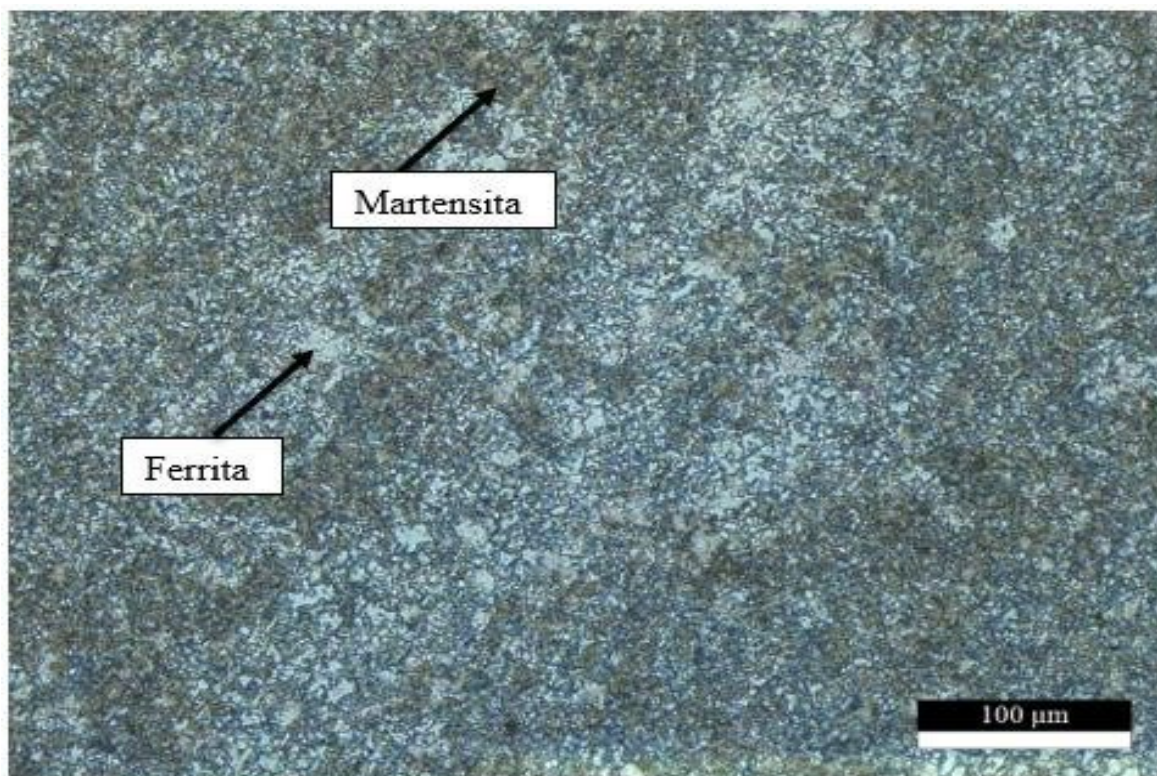
Figura 89 – Micrografia DP1000 – Microscópio Ótico



Fonte: Autora (2022)



Figura 90 – Micrografia DP1000 Galvanizado – Microscópio Ótico

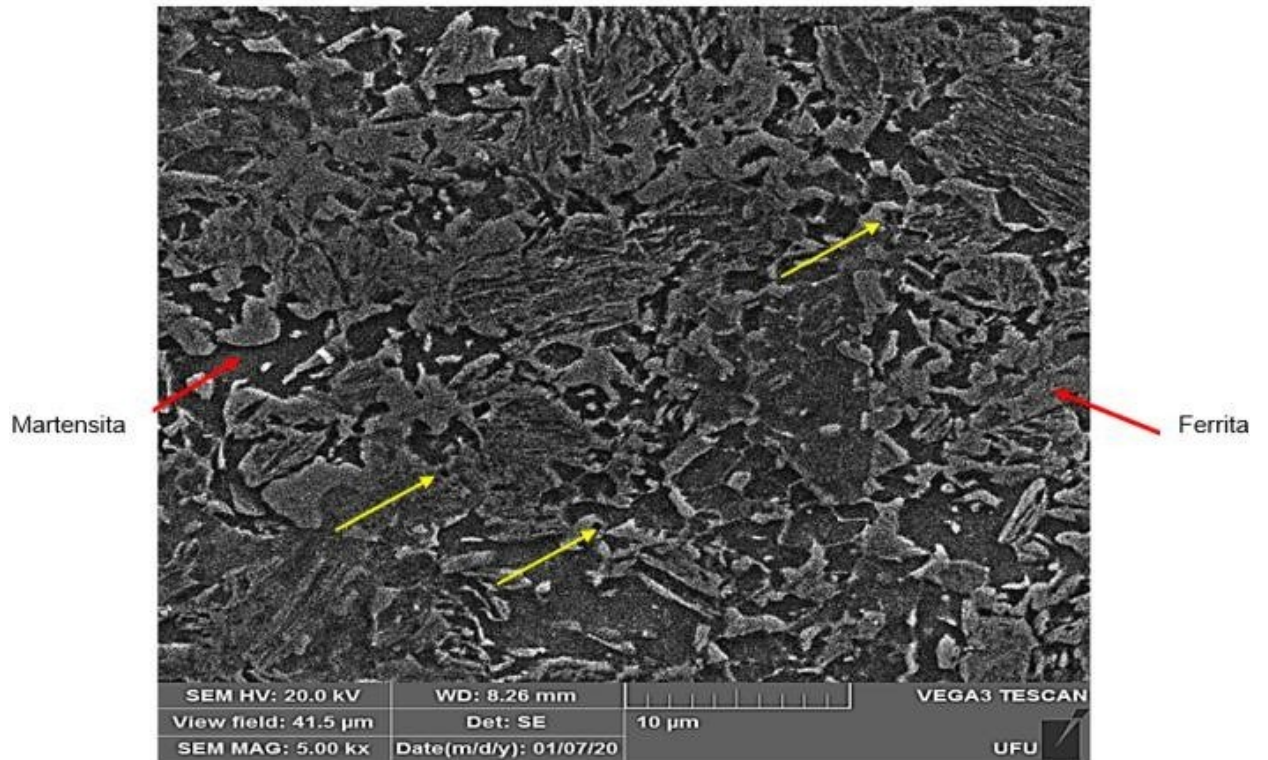


Fonte: Autora (2022)

#### 4.1.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia por Energia Dispersiva – MEV/EDS

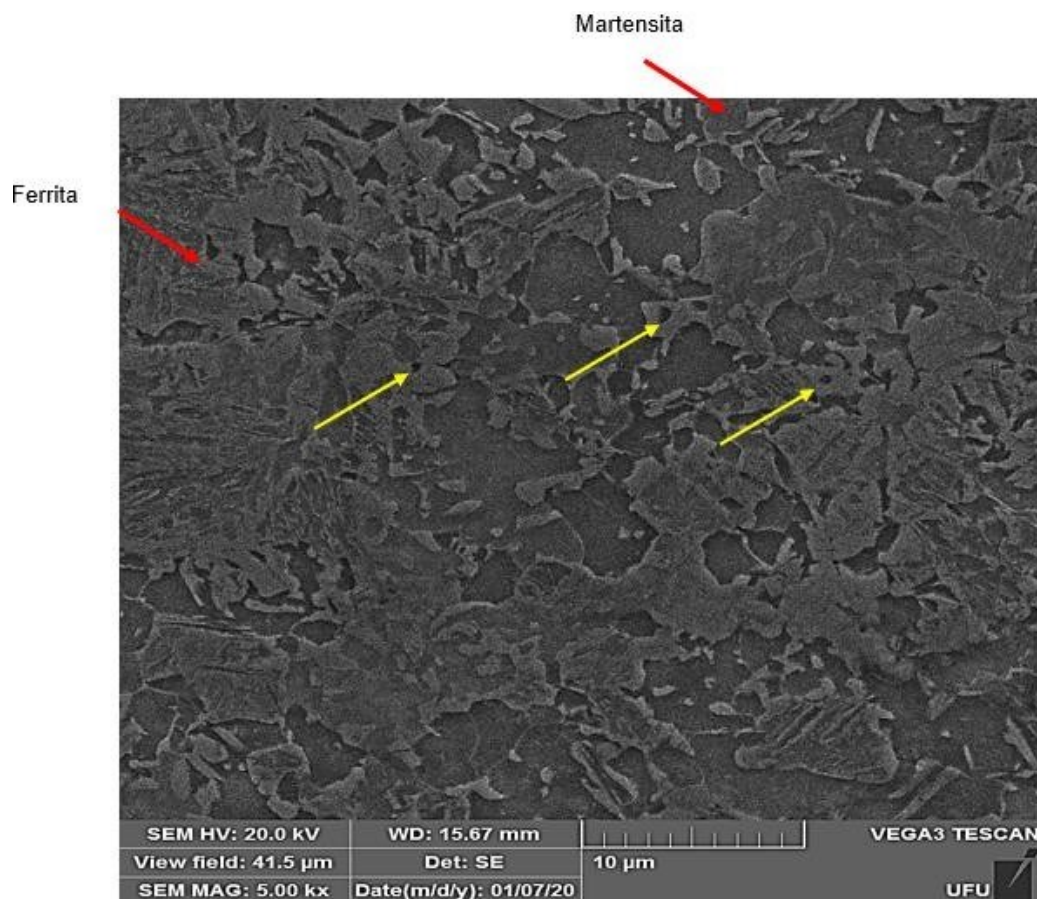
Observou-se nas micrografias de MEV um detalhe mais fino na distribuição da martensita na matriz ferrítica, seguem Figuras 89 e 90. A martensita apresentou uma distribuição não somente limitada aos contornos dos grãos ferríticos, como apresentado nas Figuras 87 e 88, alguns grãos ferríticos apresentaram “ilhas” de martensita no seu interior de tamanhos e com diferenciadas morfologias. Verifica-se com isso que, além dos contornos de grãos, haviam sítios de nucleação e crescimento da austenita prévia transformada em martensita no resfriamento. As interfaces partícula-matriz são um destes sítios de nucleação preferencial, como podemos evidenciar para partículas visíveis (HUMPHREYS; HATHERLY, 2004). Essas partículas visíveis podem ser observadas nas Figuras 91 e apresentada por setas amarelas.

Figura 91– Micrografia DP1000 ampliação de 5000x – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)



Fonte: Autora (2022)

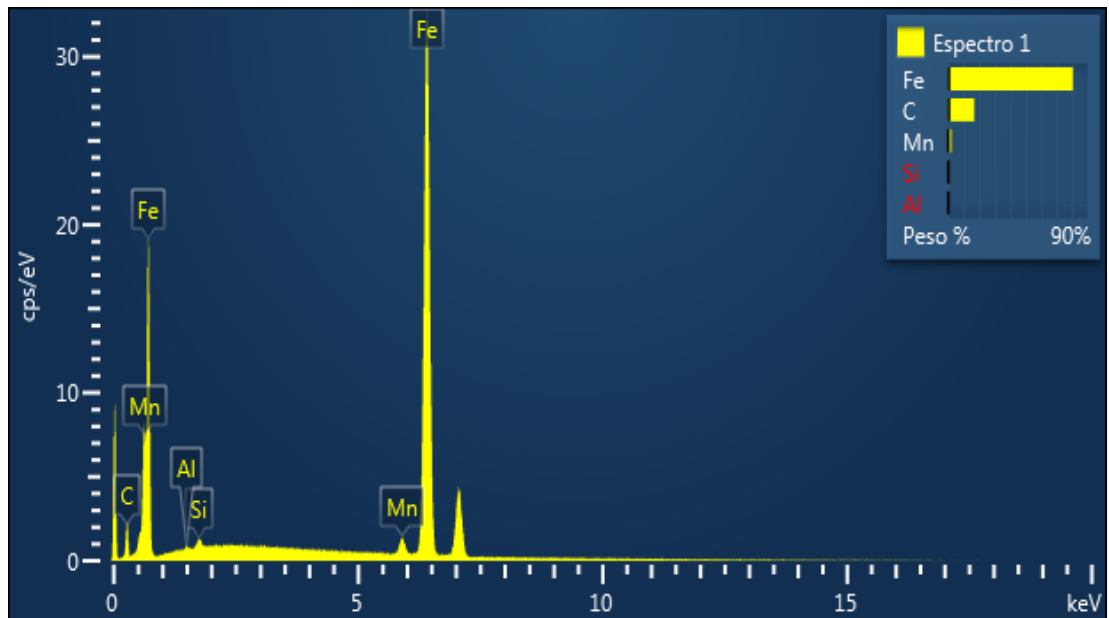
Figura 92 – Micrografia DP1000 galvanizado ampliação de 5000x MEV



Fonte: Autora (2022)

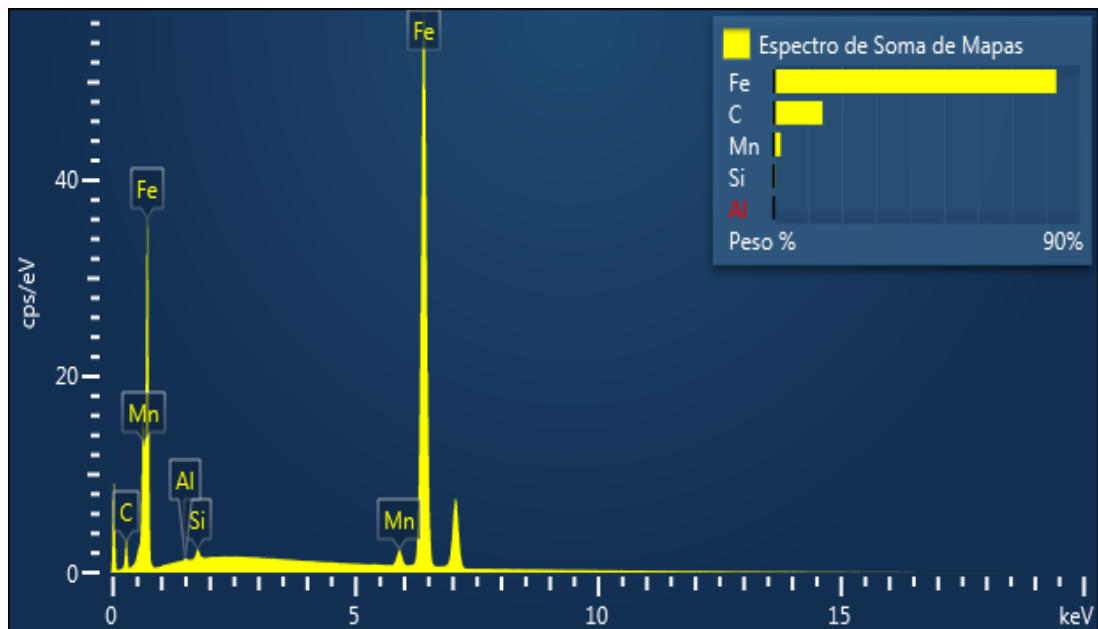
As Figuras 93 e 94 apresentam as análises de EDS das amostras de DP1000 não galvanizado e galvanizado respectivamente, demonstrando em seus resultados corroboração com os resultados de GDS. Nas análises do referido experimento observou-se também, que a composição química do DP1000 galvanizado apresentou um maior percentual do elemento químico Ferro (Fe), isso pode ser justificado pelo processo de revestimento do aço, onde os principais revestimentos utilizados nos AHSS são: GI e GA. Os dois processos são obtidos por imersão a quente, a diferença se dá no processo de recozimento que acontece após a imersão, para o revestimento GA, levando a uma maior fração de ferro (CUI *et al.*,2016).

Figura 93 – Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS) DP 1000 não galvanizado.



Fonte: Autora (2022)

Figura 94 – Espectroscopia por Energia Dispersiva (EDS) DP 1000 galvanizado



Fonte: Autora (2022)

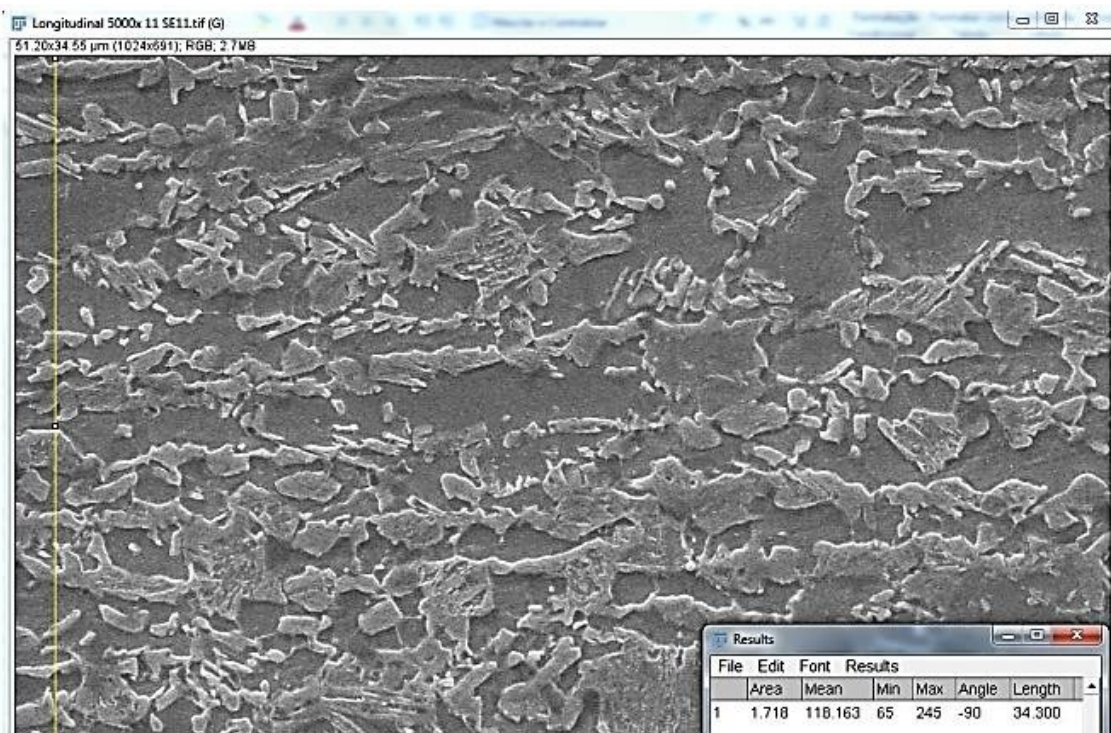
#### 4.1.2.3 Estimativa do Tamanho do Grão Ferrítico

A estimativa do tamanho de grão ferrítico foi realizada de acordo com o método intercepto descrito na norma ASTM E112-13, segue Equação 19:

$$\text{T.G. ferrítico} = ((\text{comp. da linha teste}) \times (\% \text{ de ferrita})) / (n^\circ \text{ de grãos}) \quad (\text{Eq. 19})$$

Utilizando-se o programa gratuito ImageJ, traçou-se uma linha teste na direção horizontal e definido seu comprimento. Na determinação do tamanho do grão ferrítico, realizou-se a contagem do número de grãos ferríticos interceptados por esta linha. Segue Figura 95. Repetiu-se o processo por vinte vezes com o deslocamento da linha teste de tamanho constante por vinte regiões da imagem. Ao final do dessa etapa, o mesmo procedimento realizado agora criando-se uma linha teste na direção vertical.

Figura 95 – Determinação do tamanho de grão ferrítico em uma amostra de aço DP1000 foto MEV ampliação de 5000x.



Fonte: Autora (2022)

Na Tabela 14, apresentam-se as estimativas dos tamanhos de grão ferrítico para as três direções estudadas: longitudinal, transversal e face.

Tabela 14: Estimativa do tamanho da ferrita

Direção	Média (µm)
Longitudinal	1,78
Transversal	1,36
Face	1,56

Fonte: Autora (2022)

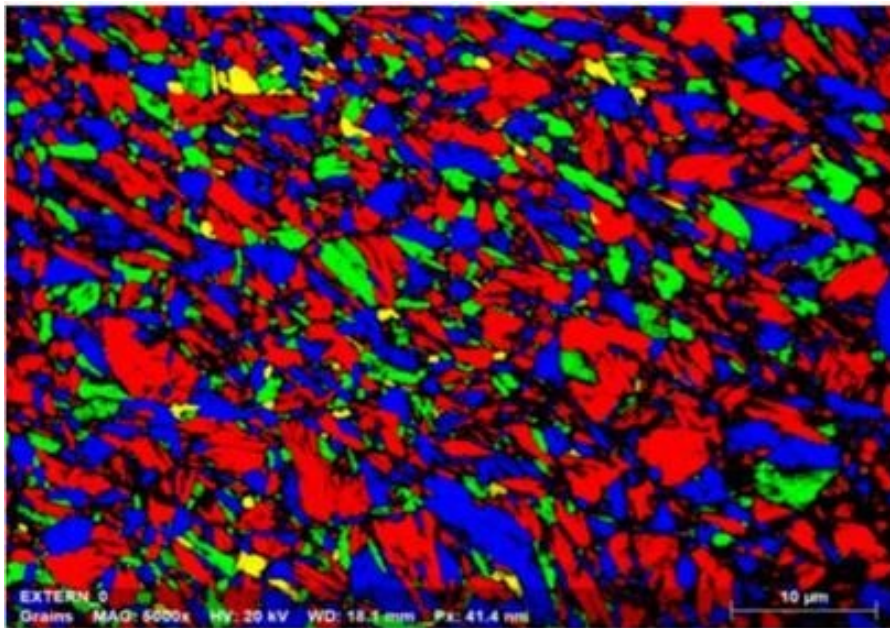
Os grãos ferríticos não são equiaxiais, assim, seu o tamanho médio é determinado pela raiz cúbica do produto do tamanho médio em cada direção, conforme Equação 20, para os dados da Tabela 14, o tamanho médio do grão de ferrita foi de 1,56 µm.




$$\bar{l} = (\bar{l}_l \times \bar{l}_t \times \bar{l}_f)^{1/3} \quad (\text{Eq. 20})$$

#### 4.1.2.4 Difração por Elétrons Retroespalhados – EBSD

. Os resultados das análises de EBSD corroboram com os resultados de GDS, M.O, MEV e EDS, haja vista que apresentam, conforme Figuras 96 e 97 para o aço DP1000 não galvanizado e galvanizado respectivamente. A diferença apresentada pelas análises de EBSD é detecção da presença da microestrutura austenita, que não foi possível sua apresentação nas análises de M.O e MEV, isso pode ser justificado pelo equipamento ser mais preciso na detecção de estruturas cristalinas. A austenita é uma solução sólida de carbono em ferro gama, somente é estável as temperaturas superiores a 723 °C, desdobrando-se por reação eutetóide, a temperaturas inferiores, em ferrita e cementita (CALLISTER & RETHWISCH. 2018).

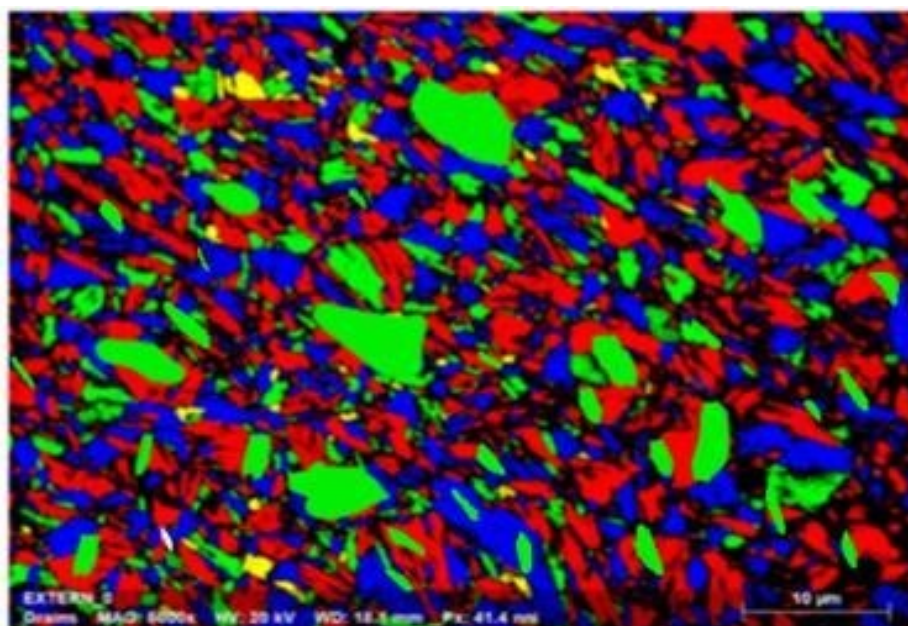
Figura 96 – Imagem EBSD DP 1000 não galvanizado






Phase Name	Raw	Norm
 Austenite	6,48%	9,18%
 Ferrite	58,8%	83,9%
 Martensite	5,22%	7,4%

Fonte: Autora (2022)

Figura 97– Imagem EBSD DP 1000 galvanizado



Phase Name	Raw	Norm
 Austenite	5,32%	9,18%
 Ferrite	58,37	83,9%
 Martensite	6,81%	7,4%

Fonte: Autora (2022)

#### 4.1.2.4 Microdureza

A dureza do metal base é um parâmetro importante para posteriormente se comparar com o perfil de dureza obtido ao longo da solda e da ZTA. Os valores apresentados nos ensaios de microdureza, estão descritos nas Tabelas 15 e 16 respectivamente para os metais de base DP 1000 galvanizado e DP 1000 não galvanizado:



Tabela 15: Valores de microdureza DP 1000 não galvanizado

Indentação	01	02	03	04	05	06	07	08	09	10
<b>Dureza (HV)</b>	327,5	304,2	279,4	322,6	348,1	304,2	348,1	308,7	291,5	299,8
<b>Média</b>	<b>313,41</b>									

Fonte: Autora (2022)

Tabela 16: Valores de microdureza DP 1000 galvanizado

Indentação	01	02	03	04	05	06	07	08	09	10
<b>Dureza (HV)</b>	287,3	322,6	313,2	327,4	332,4	313,2	299,7	291,3	304,1	342,6
<b>Média</b>	<b>313,38</b>									

Fonte: Autora (2022)

Os ensaios de microdureza do metal base DP 1000 não galvanizado, e o galvanizado, apresentaram valores médios de 313,41 HV e 313,38 HV respectivamente. Verificou-se relativa estabilidade na variação dos valores de microdureza ao longo dos pontos aferidos, tal resultado demonstra que nos respectivos materiais existe a presença de ilhas martensíticas, o que implica em maior dureza, onde tais ilhas estão distribuídas ao longo da matriz ferrítica o que vai de encontro às especificações do referido metal e corroboram com as micrográficas do M.O, MEV, e com os ensaios de EBSD.

#### 4.1.2.5 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração são importantes para se verificar às informações fornecidas pelo fabricante a respeito do metal base. Os ensaios caracterizaram as propriedades mecânicas do aço DP1000 galvanizado e não galvanizado: O limite de resistência (LR), onde este define a máxima tensão que o material pode suportar sem sofrer deformação localizada; Tensão de escoamento (LE) que indica o ponto de transição da deformação elástica para a deformação plástica; o alongamento uniforme ( $A_l$ ) que é o indicador de deformação a partir da qual tem início o fenômeno da estricção; e o alongamento total ( $A_T$ ) marca a deformação sofrida pelo corpo de prova até a ruptura. Seguem Tabelas 17 e 18 com os valores dos parâmetros anteriormente citados para o aço DP1000 não galvanizado e galvanizado respectivamente.

Tabela 17: Ensaio de Tração DP 1000 não galvanizado

Propriedades		Tensão Máxima - LR (MPa)	Limite de Elasticidade - LE (MPa)	Alongamento Uniforme - $A_l$ (%)	Alongamento Total - $A_T$ (%)
Ensaio de Tração	0°	1007	685	12,8	16,6
	45°	1014	691	14,1	18,6
	90°	1005	704	10,4	15,1

Fonte: Autora (2022)

Tabela 18: Ensaio de Tração DP 1000 galvanizado

Propriedades		Tensão Máxima - LR (MPa)	Limite de Elasticidade - LE (MPa)	Alongamento Uniforme - $A_l$ (%)	Alongamento Total - $A_T$ (%)
Ensaio de Tração	0°	1002	628	12,1	16,3
	45°	1011	687	13,9	18,1
	90°	1003	701	10,2	14,2

Fonte: Autora (2022)

Na Tabela 19 apresenta-se um comparativo para as propriedades de LR, LE e  $Al_U$  (%),  $Al_T$  (%) do aço DP1000, obtidas por meio de ensaio de tração na norma DIN EN 10380, e no catálogo do fabricante. Verificou-se que resultados obtidos deste estudo para as propriedades de tração, ficaram dentro dos valores esperados tanto para a norma DIN EN 10380 quanto para o catálogo do fabricante, onde estes reportam que o requisito mínimo estabelecido para o material é que o mesmo deve atingir o valor mínimo de limite de resistência de 980 MPa no corpo de prova extraído na direção transversal da chapa (90°), e os valores obtidos para o DP1000 não galvanizado e galvanizado foram respectivamente 1005 MPa e 1003 MPa.

Tabela 19: comparativo para as propriedades de LR, LE e  $Al_U$  (%),  $Al_T$  (%) do aço DP1000, obtidas por meio de ensaio de tração na norma DIN EN 10380, e no catálogo do fabricante.

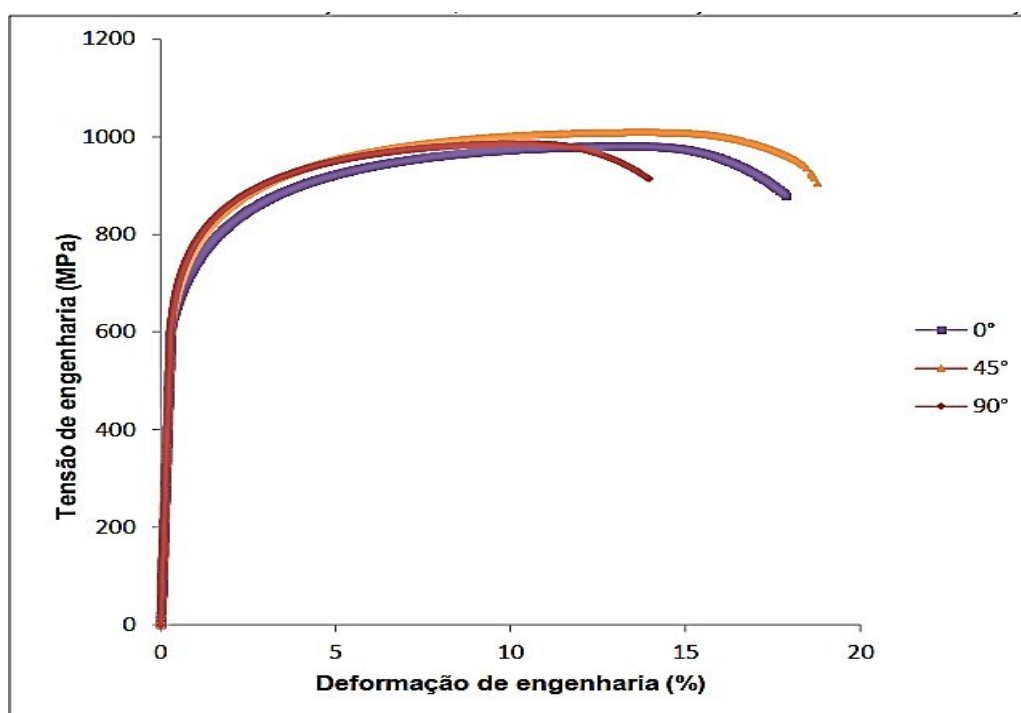
Propriedades		Tensão Máxima - LR (MPa)	Limite de Elasticidade - LE (MPa)	Alongamento Uniforme - $Al_U$ (%)	Alongamento Total - $Al_T$ (%)
<b>Ensaio de Tração DP 1000 não galvanizado</b>	0°	1007	685	12,8	16,6
	45°	1014	691	14,1	18,6
	90°	1005	704	10,4	15,1
<b>Ensaio de Tração DP 1000 galvanizado</b>	0°	1002	628	12,1	16,3
	45°	1011	687	13,9	18,1
	90°	1003	701	10,2	14,2
<b>Norma DIN EN 10380</b>	90°	980 min	600-750	-----	10 (min)
<b>Catálogo do Fabricante</b>	90°	980 min	550-730	-----	8 (min)

Fonte: Autora (2022)

No que se refere ao alongamento total percentual  $A_{lT}$  (%), o resultado obtido de 15,1% na direção 90° para o aço DP1000 não galvanizado, e, 14,2% na direção 90° para o aço DP1000 galvanizado, valores significativamente superiores ao mínimo recomendado pela norma DIN EN 10380 que é de 10%, e para o catálogo do fabricante que é de 8%. Observou-se também no ensaio de tração para o aço DP1000 não galvanizado e galvanizado, a inexistência de um ponto de escoamento definido, ponto este que delimitasse a deformação elástica do material, o que é característico dos aços DP, por este comportamento mecânico facilitar as operações de estampagem, haja vista que, no processo de conformação um ponto de escoamento definido pode causar defeitos na peça.

Também, foram observadas evidências que o DP1000 galvanizado e não galvanizado é um material dúctil, que por sua vez, possui comportamento de fratura dúctil, haja vista, que ao se observar as curvas tensão de engenharia *versus* deformação de engenharia, percebeu-se que o ponto de máxima tensão (limite de resistência), foi maior do que a tensão de ruptura (Figura 98).

Figura 98 – Curvas tensão *versus* deformação de engenharia para os corpos de prova do aço DP1000 confeccionados nas direções de 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação.



Fonte: Autora (2022)

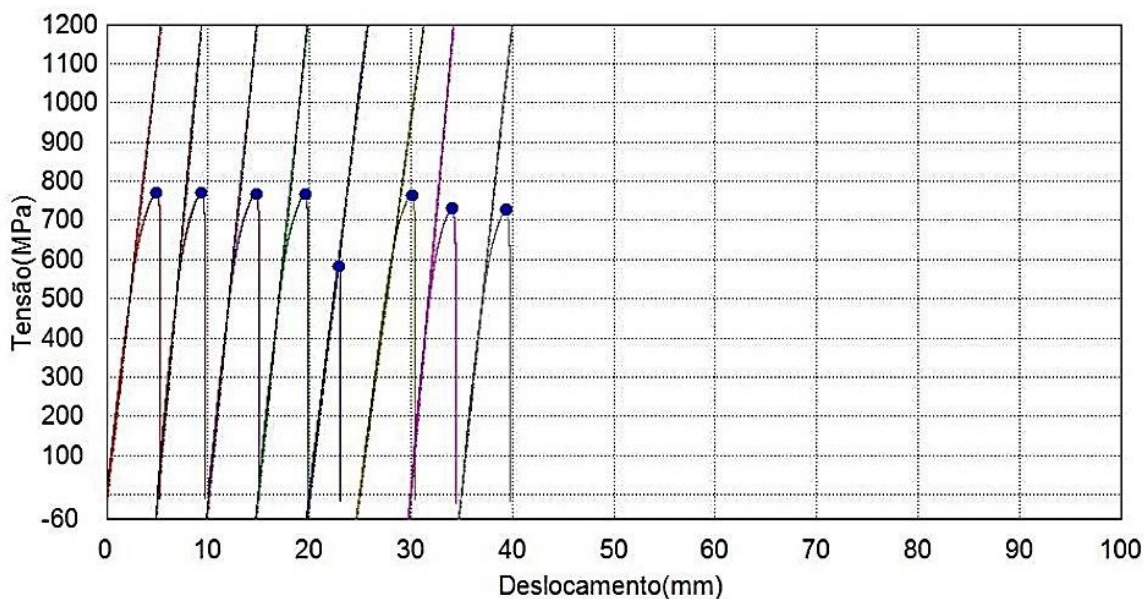
Os materiais dúcteis possuem alta absorção de energia e deformação plástica extensa (CALLISTER & RETHWISCH. 2018). O fator preponderante para a fratura ser definida como dúctil é a predominância da ocorrência de deformações plásticas em detrimento da propagação de trincas, ou seja, nesse tipo de fratura o material tensionado tende a se deformar plasticamente. A fratura dúctil ocorre sob a aplicação de tensões crescentes, ao contrário da fratura frágil, na qual a trinca se propaga sob tensões constantes ou decrescentes (CALLISTER & RETHWISCH. 2018).

## 4.2 Caracterização da Junta Soldada Pelo Processo GMAW Curto Circuito Convencional

### 4.2.1 Ensaio de Tração

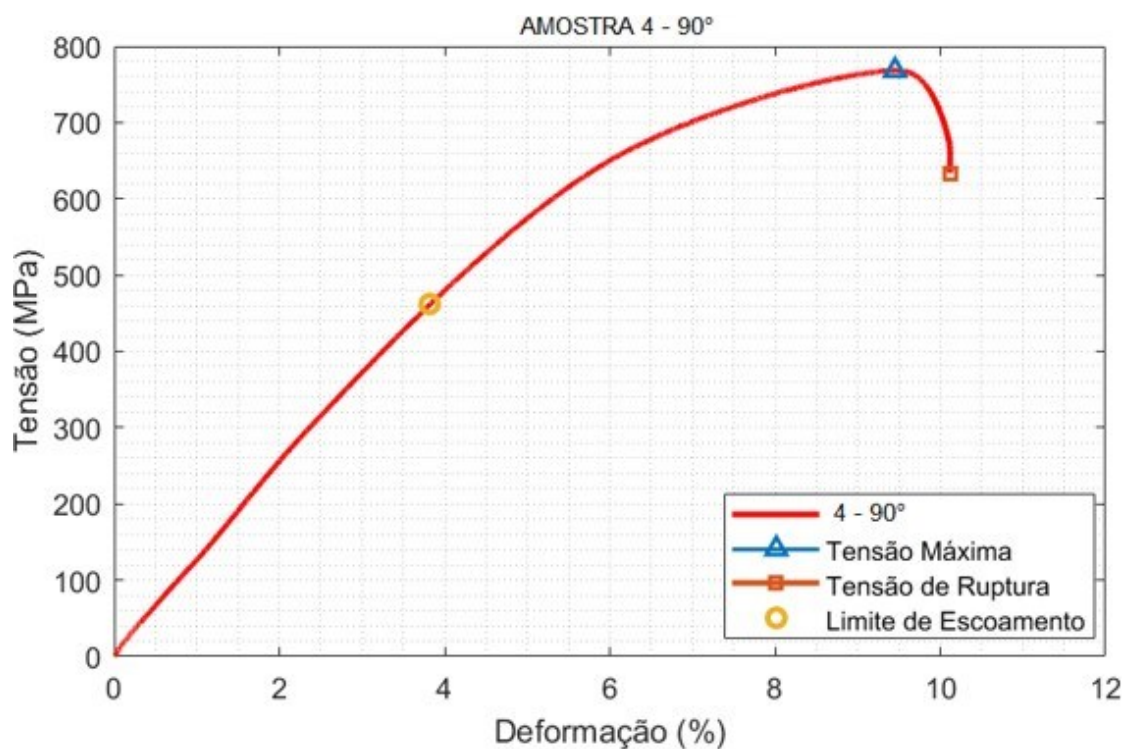
A Figura 99 apresenta oito ensaios de tração para oito corpos de prova do CP4, enquanto a Figura 100 apresenta o gráfico tensão x deformação do mesmo corpo de prova, ambos a uma angulo de 90°. Nota-se a repetibilidade dos ensaios, sendo importante excluir estatisticamente o ponto de mínimo observado no 5º ensaio.

Figura 99– Gráfico ensaio de tração – tensão x deslocamento CP4



Fonte: Autora (2022)

Figura 100 – Gráfico Tensão x Deformação CP 4



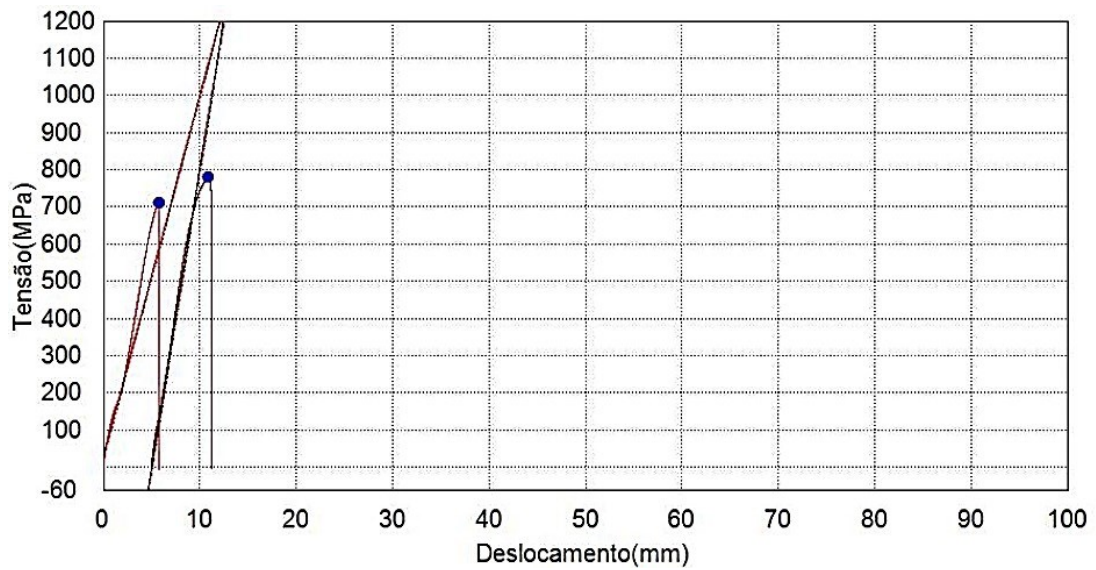
Fonte: Autora (2022)

Apresenta-se as Figuras 101 e 102, onde estas demonstram os gráficos tensão x deslocamento realizado no ensaio para o corpo de prova 4G, o gráfico tensão x deformação do referido corpo de prova, também a um ângulo de 90°.

Já nas Figuras 103 e 104, apresenta-se, os gráficos tensão x deslocamento realizado no ensaio de tração para o CP9, e o gráfico tensão x deformação do mesmo corpo de prova, respectivamente, também com ângulo de 90°.

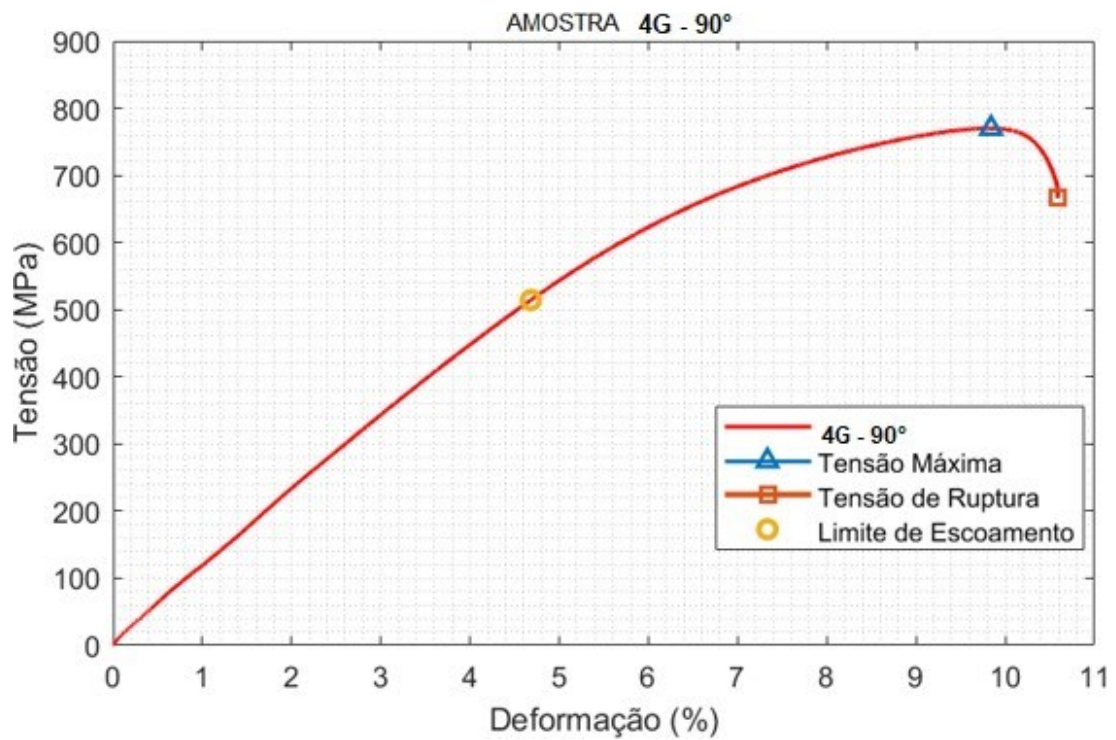
E por fim, apresenta-se nas Figuras 105 e 106, os gráficos tensão x deslocamento, e o gráfico tensão x deformação, respectivamente, referente ao ensaio de tração do corpo de prova 9G também com ângulo de 90°.

Figura 101– Gráfico ensaio de tração – tensão x deslocamento CP 4G



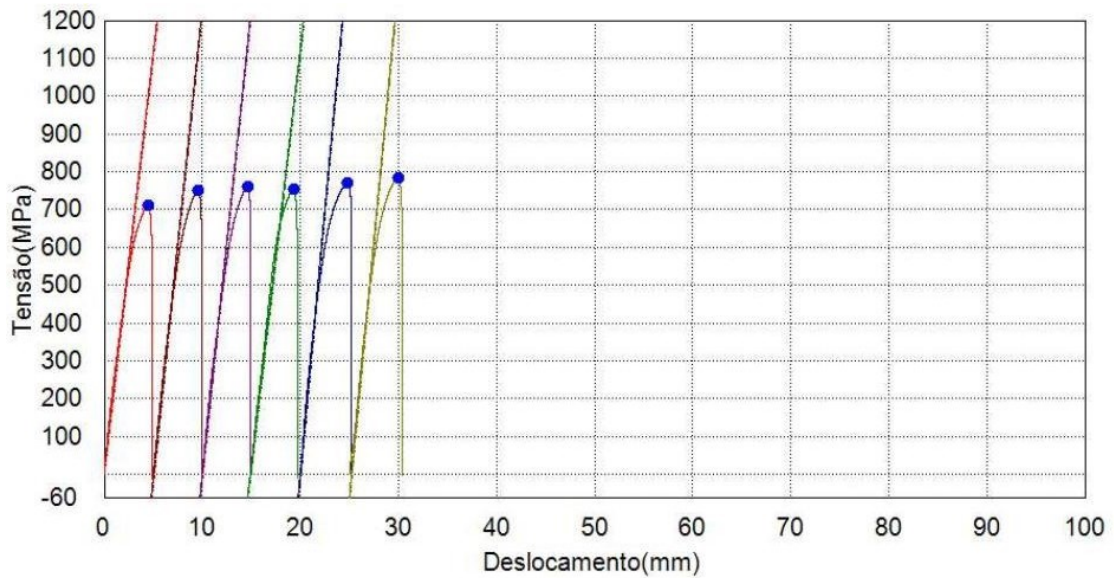
Fonte: Autora (2022)

Figura 102 – Gráfico Tensão x Deformação CP 4G



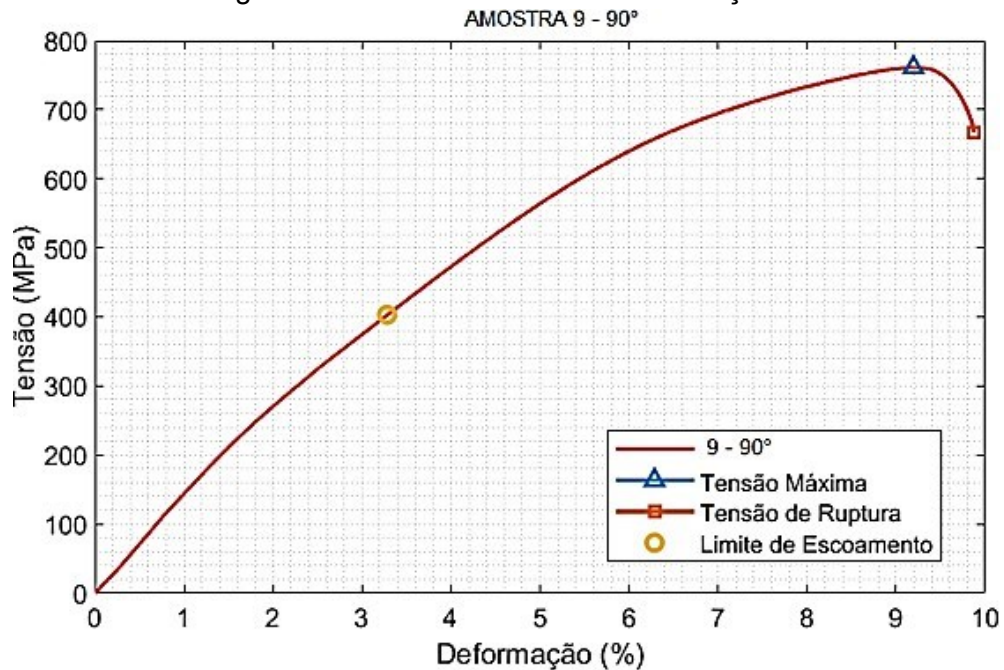
Fonte: Autora (2022)

Figura 103– Gráfico ensaio de tração – tensão x deslocamento CP9



Fonte: Autora (2022)

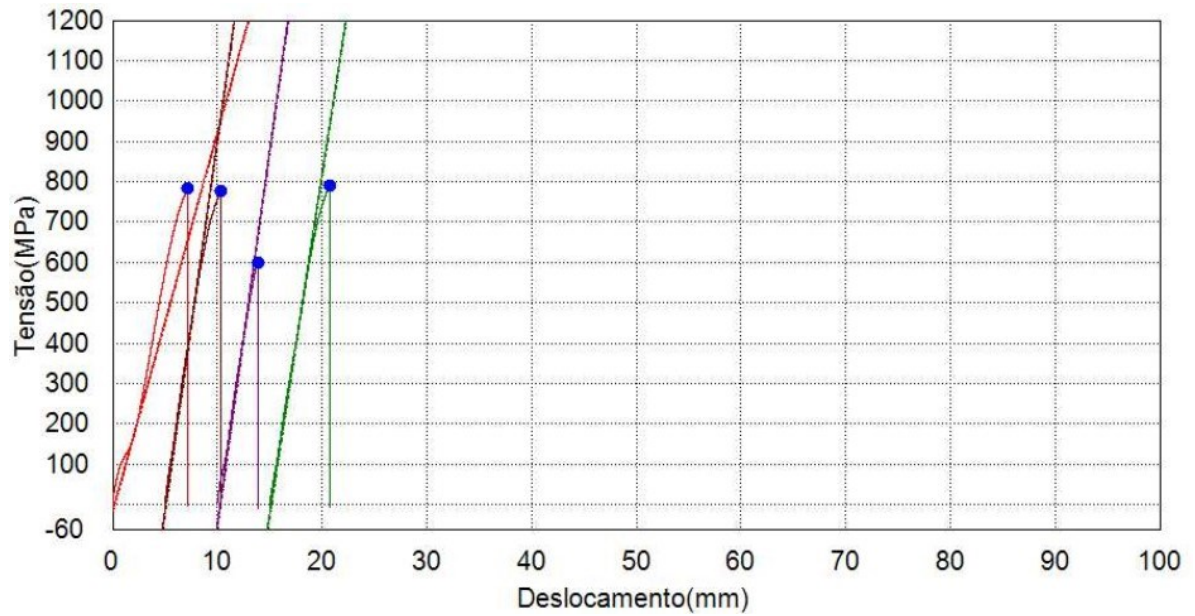
Figura 104 – Gráfico Tensão x Deformação CP 9



Fonte: Autora (2022)

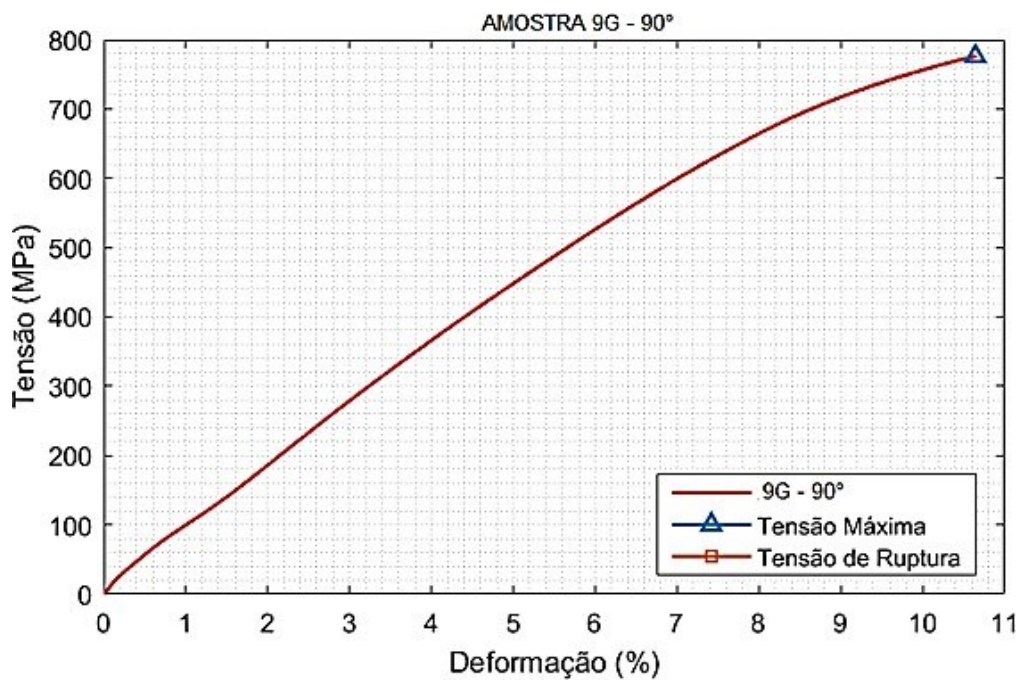
Figura 105– Gráfico ensaio de tração – tensão x deslocamento CP 9G





Fonte: Autora (2022)

Figura 106 – Gráfico Tensão x Deformação CP 9G



Fonte: Autora (2022)

Percebe-se na análise do deslocamento dos corpos de prova no ensaio de tração que as amostras que possuem revestimento tiveram um menor deslocamento, ou seja, romperam com menos tempo de ensaio: o CP4 deslocou 40mm; o 4G deslocou 12mm; o CP 9 deslocou 30 mm; e o 9G deslocou 21mm. Tal comportamento pode ser explicado pelo processo de revestimento (galvanização) do DP1000, o revestimento não foi retirado quando da soldagem, com o objetivo de se verificar sua influência do processo. A galvanização é uma operação em que se aplica uma camada de zinco sobre uma superfície de metal ferroso, a indústria automobilística exige elevado grau de acabamento superficial das chapas laminadas e um rígido controle da uniformidade e espessura da camada galvanizada (SILVA, 2006).

Os principais problemas encontrados na soldagem de chapas galvanizadas estão associados com a camada de zinco que recobre o material, pois o zinco possui baixa temperatura de fusão (420°C) e evaporação (910°C). Com isso, na soldagem a arco elétrico, a vaporização do zinco pode causar instabilidade do arco, formação de porosidade, falta de fusão, trincas, além de danificar a camada galvanizada que protege o aço contra a corrosão (JOSEPH *et. al.*, 2003). Estes problemas podem ser minimizados com a utilização de baixos aportes térmicos que contribuem para menor queima da camada de zinco garantindo arco elétrico mais estável com baixa taxa de respingos (ANDRADE, 2003).

Em relação ao LR percebeu-se que os corpos de prova galvanizados obtiveram uma leve superioridade nos seus valores de resistência a tração: amostra 4 teve LR 764,77 MPa; 4G com LR no valor de 782,88 MPa; amostra 9 teve LR de 754,53 MPa; e 9G teve LR de 782,58 MPa. Da mesma forma se comportou a variável LE: amostra 4 teve LE 685,34 MPa; 4G com LR no valor de 634,93 MPa; amostra 9 teve LE de 655,43 MPa; e 9G teve LR de 527,75 MPa, tal comportamento também está associado ao revestimento do material.

Em relação aos valores de LT e LE do metal base, houve diminuição dos valores, o LT era de 1005 MPa no DP1000 não galvanizado, e 1003 MPa para o DP1000 galvanizado. Já no que se refere ao LE houve uma pequena queda, antes era de 704 MPa para DP1000 não galvanizado e 701 MPa para DP1000 galvanizado. Apesar da queda dos valores de LE, ainda estão dentro do sugerido pela norma DIN EN 10380 que é entre 600 – 730MPa, e também em relação ao fabricante que é entre 550 – 730 MPa, e no que diz respeito a LT pode-se melhorar seus valores com a utilização de menores aportes termicos.

Em relação ao local de rompimento dos corpos de prova, todos romperam fora do cordão de solda (Figura 107), ou seja, a união realizada cumpriu sua função estrutural e a resistência do conjunto soldado recai na resistência mecânica do metal de base. Dessa forma, pode-se concluir pela correta qualificação do procedimento de soldagem realizado e metodologia empregada de parametrização.

Figura 107: Corpos de prova rompidos após ensaio de tração

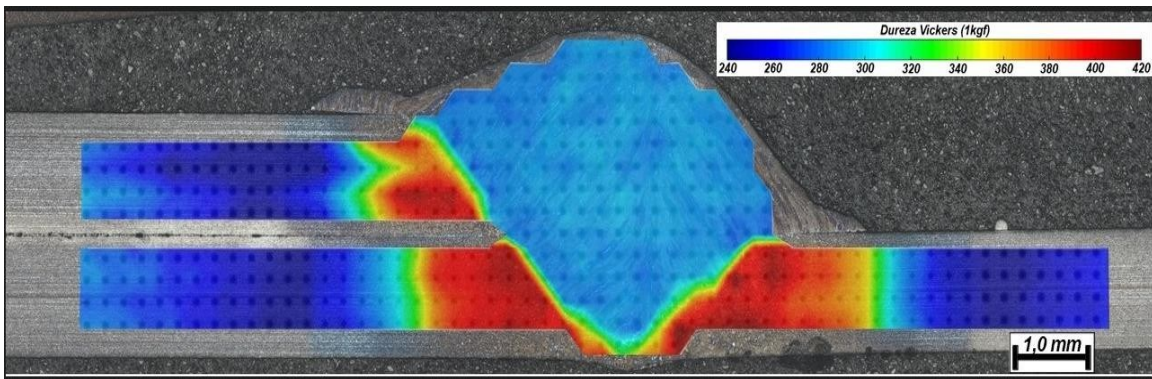


Fonte: Autora (2022)

#### 4.2.2 Microdureza

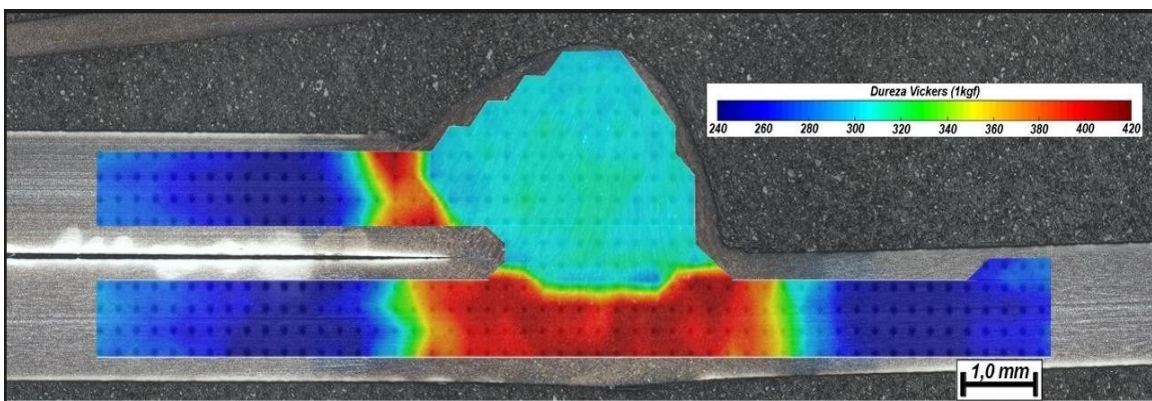
O Perfil de microdureza permite a observação das transformações microestruturais provocadas pelo ciclo térmico de soldagem, se afetaram no amolecimento ou no endurecimento do material estudado. Seguem Figuras 108, 109, 110 e 111, apresentando os mapas de microdureza dos corpos de prova, 4, 4G, 9 e 9G respectivamente, e as Figuras 112, 113, 114 e 115 com os perfis das microdurezas das amostras citadas acima elaborados no software MatLab:

Figura 108: Mapa microdureza CP 4



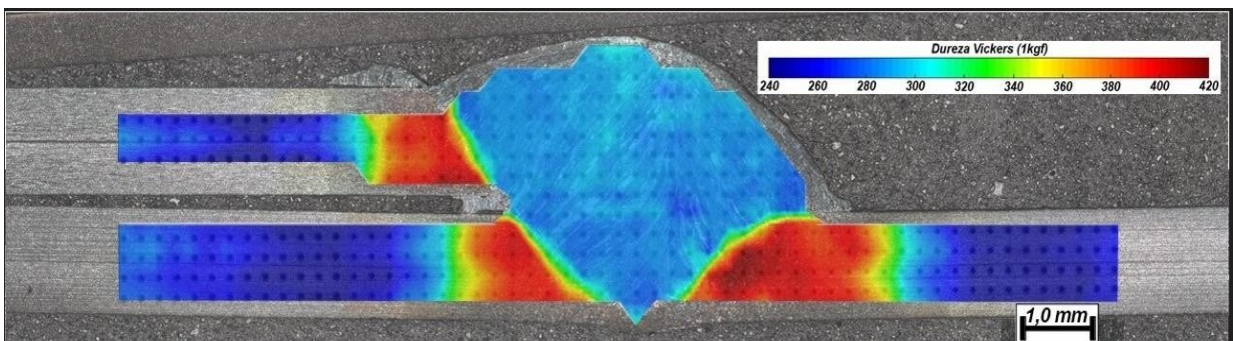
Fonte: Autora (2022)

Figura 109: Mapa microdureza CP 4G



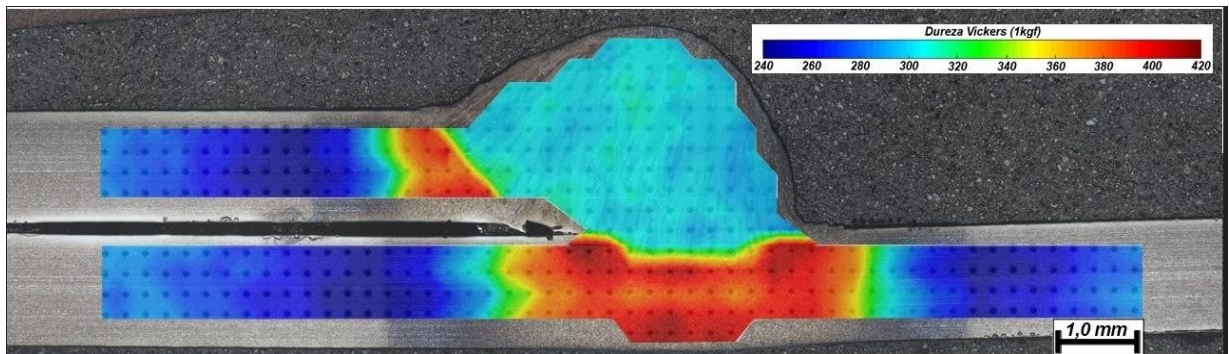
Fonte: Autora (2022)

Figura 110: Mapa microdureza CP 9



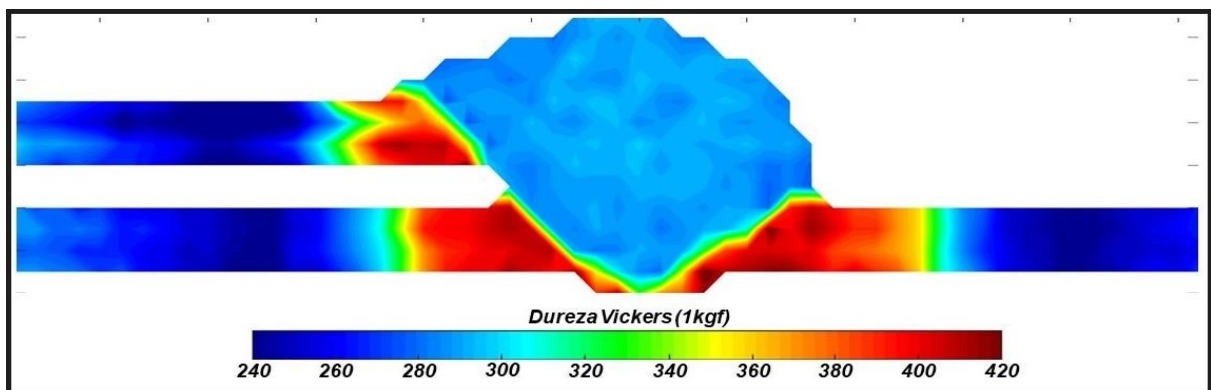
Fonte: Autora (2022)

Figura 111: Mapa microdureza CP 9G



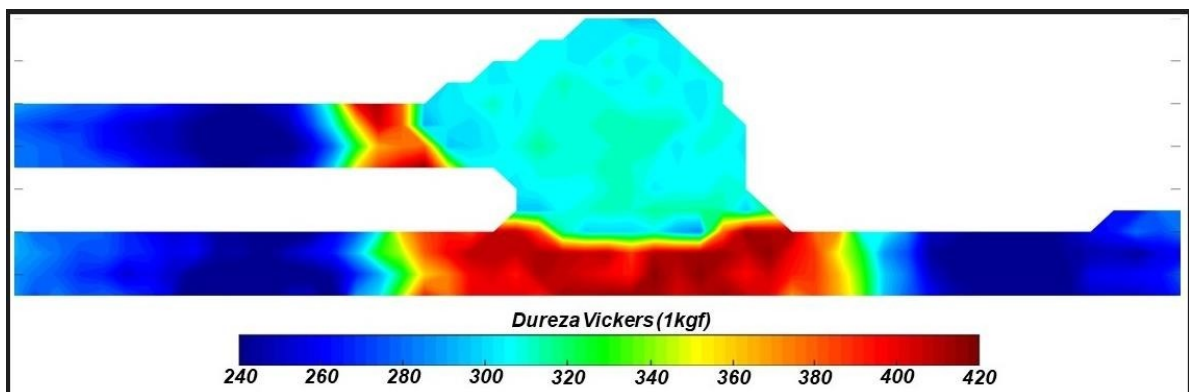
Fonte: Autora (2022)

Figura 112: Perfil microdureza CP 4



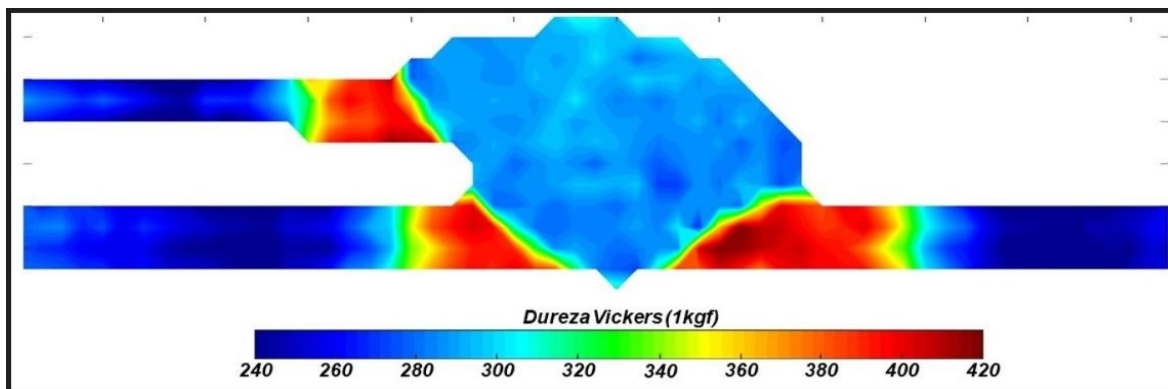
Fonte: Autora (2022)

Figura 113: Perfil microdureza CP 4G



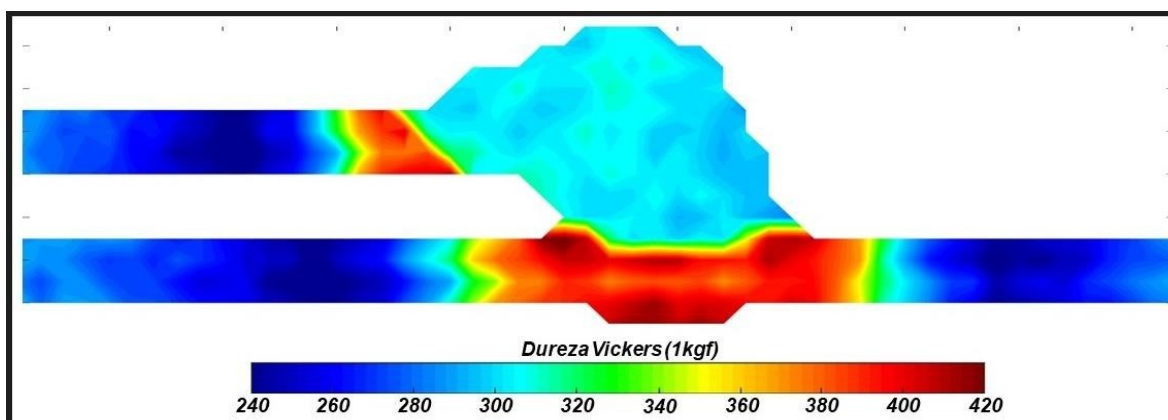
Fonte: Autora (2022)

Figura 114: Perfil microdureza CP 9



Fonte: Autora (2022)

Figura 115: Perfil microdureza CP 9G



Fonte: Autora (2022)

Verificou-se nos perfil de microdureza apresentados, que houve uma queda no valor da microdureza em todas as amostras apresentadas, ficando em média com 298 Vickers, o que vai de encontro ao afirmado por Farabi *et al.*(2008), os aços DP's apresentam amolecimento na ZTA, esse amolecimento é ocasionado pelo revenimento da martensita presente no material. Os valores de microdureza para o metal base do DP1000 foi ficaram em média 313 Vickers.

Nos perfis apresentados também foi possível verificar que a ZTA apresentou valores de dureza menores que algumas regiões do metal de base, esse fato se justifica pela presença da austenita retida nessas regiões, além do revenimento da martensita, ocasionando essa diminuição de dureza, fator presente em todas as amostras analisadas.

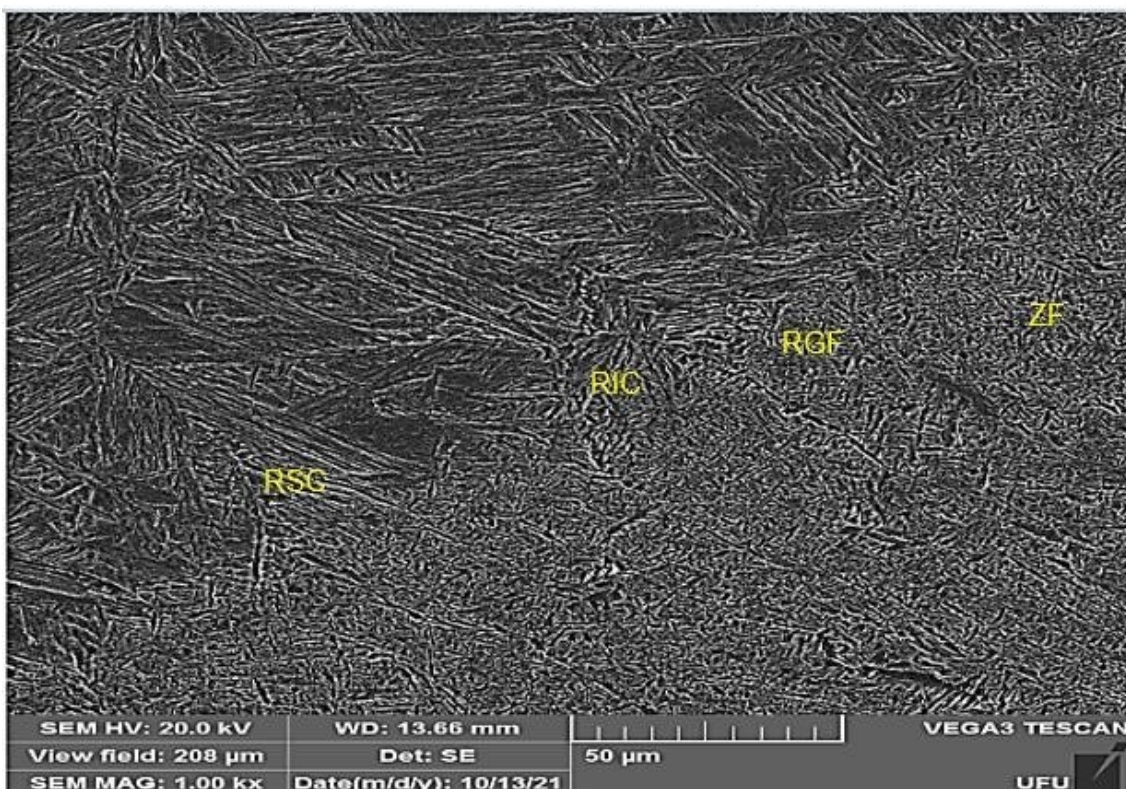
A zona fundida – ZF, apresentou em alguns pontos um valor de dureza semelhante ao da ZTA, em todas as amostras analisadas, isso pode ser justificado pelo processo de descarbonetação, onde este pode acarretar essa diminuição, isso quando associado aos elementos de liga presentes no aço estudado. Em alguns pontos foram obtidos valores mais altos de dureza, que podem ser justificados pela proximidade as marcações do ensaio. Nos anexos desse trabalho encontram-se outros gráficos de microdureza dos cordões de solda estudados.

#### **4.2.3 Ensaio de MEV**

As análises de MEV para a realização da identificação das microestruturas foi lançado mão do *Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals*, elaborado pela IIW.

A Figura 116 apresenta a seção transversal da junta soldada 4, uma visão global da região mapeada no MEV, onde é possível perceber a predominância de ferrita proeutetóide de contorno de grão na ZF (zona fundida) e na posição inicial da ZAC (RGF – região de grãos finos). Percebeu-se também a presença de ferrita proeutetóide com segunda fase alinhada na região RSC (região subcrítica), assim como também a presença de ferrita acicular, já na RIC (região intercrítica) foi encontrada a presença da microestrutura ferrita proeutetóide em segunda fase alinhada.

Figura 116: Imagem de MEV amostra 4 – visão global - ampliação de 1000x



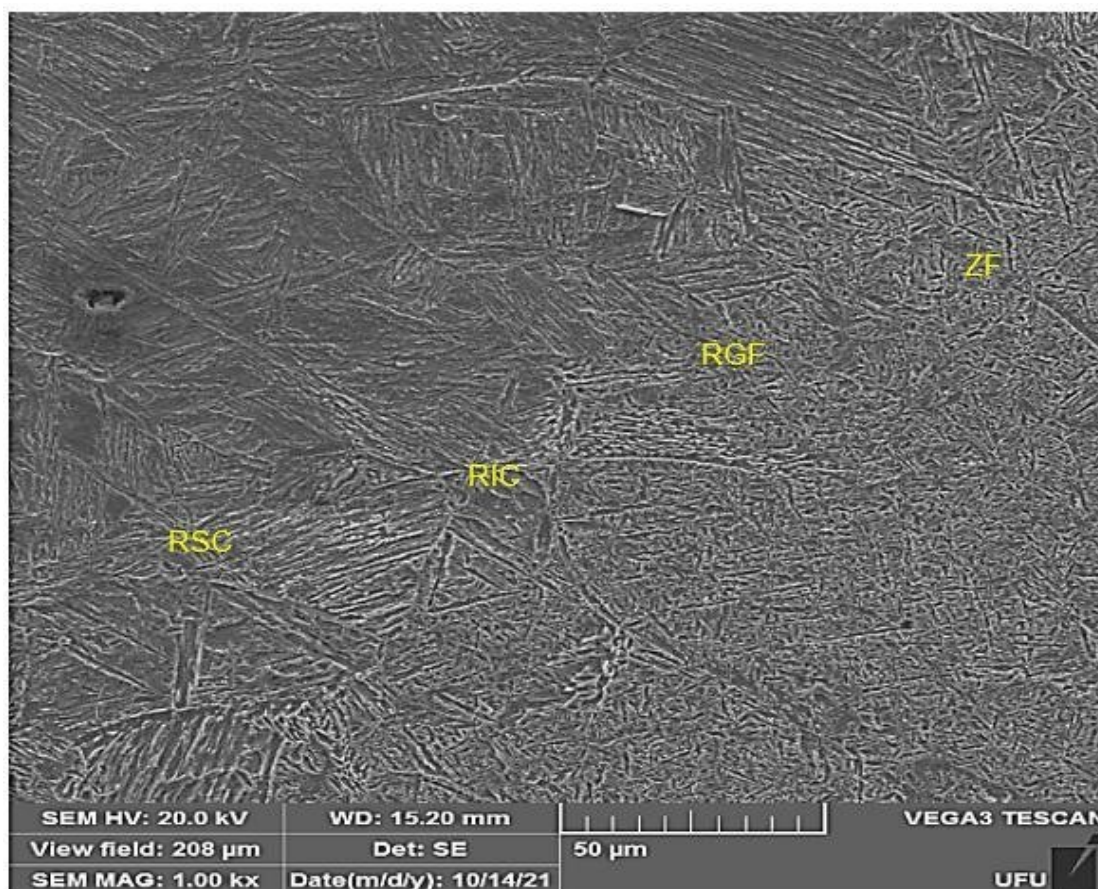
Fonte: Autora (2022).

Pode-se perceber também, o nível de refinamento da ferrita na RGF em comparação a ZF, a ZF apresentou estruturas um pouco mais grosseiras comparadas com RGF, que apresentou uma ferrita mais refinada em uma faixa estreita da ZAC. Isso se deve a uma maior temperatura que o processo de soldagem alcança nessa região, assim como também a uma maior taxa de resfriamento na ZAC, afetando diretamente a microestrutura formada, o tamanho e a morfologia. A predominância da ferrita seja ela acicular, de contorno de grão ou de segunda fase, é responsável pela melhoria da tenacidade do material.

A Figura 117 apresenta a visão global da imagem de MEV referente ao CP 4G, na imagem pode-se perceber a presença prioritária de ferrita proeutetóide de contorno de grão, ferrita acicular e ferrita proeutetóide de segunda fase, também, percebe-se a presença da microestrutura ripas de martensita limitadas pelos contornos de grãos da ferrita acicular, assim como na área de baixo na região RSC. A presença na martensita no corpo de prova demonstra uma maior dureza do mesmo.



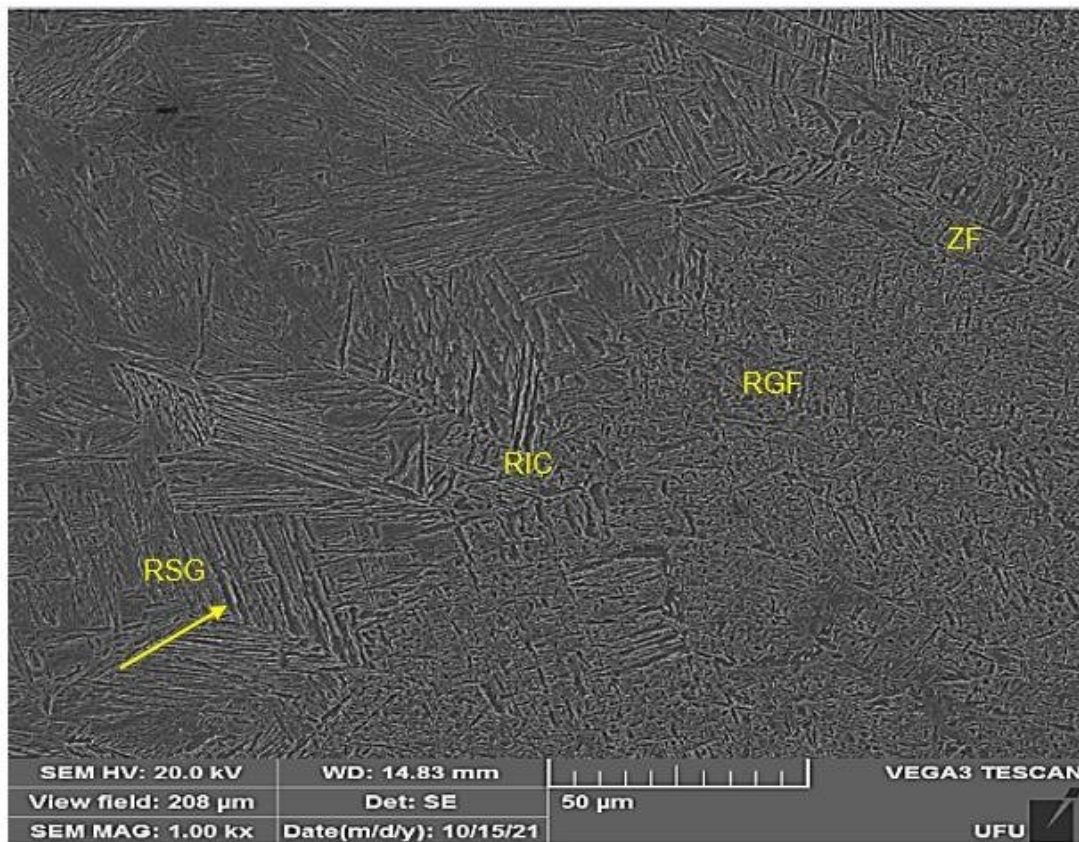
Figura 117: Imagem de MEV amostra 4G – visão global - ampliação de 1000x



Fonte: Autora (2022).

A análise da seção transversal da junta soldada 9, apresentada na Figura 118, percebeu-se a predominância de ferrita proeutetóide de segunda fase alinhada na ZF (zona fundida), e na posição inicial da ZAC (RGF – região de grãos finos). Já na zona RIC, percebeu-se a presença de ferrita proeutetóide de contorno de grão, assim como a presença de martensita. Na região RSG a predominância foi da microestrutura ferrita proeutetóide de contorno de grão, identificou-se também a presença em menor quantidade de ferrita acicular e martensita (seta amarela).

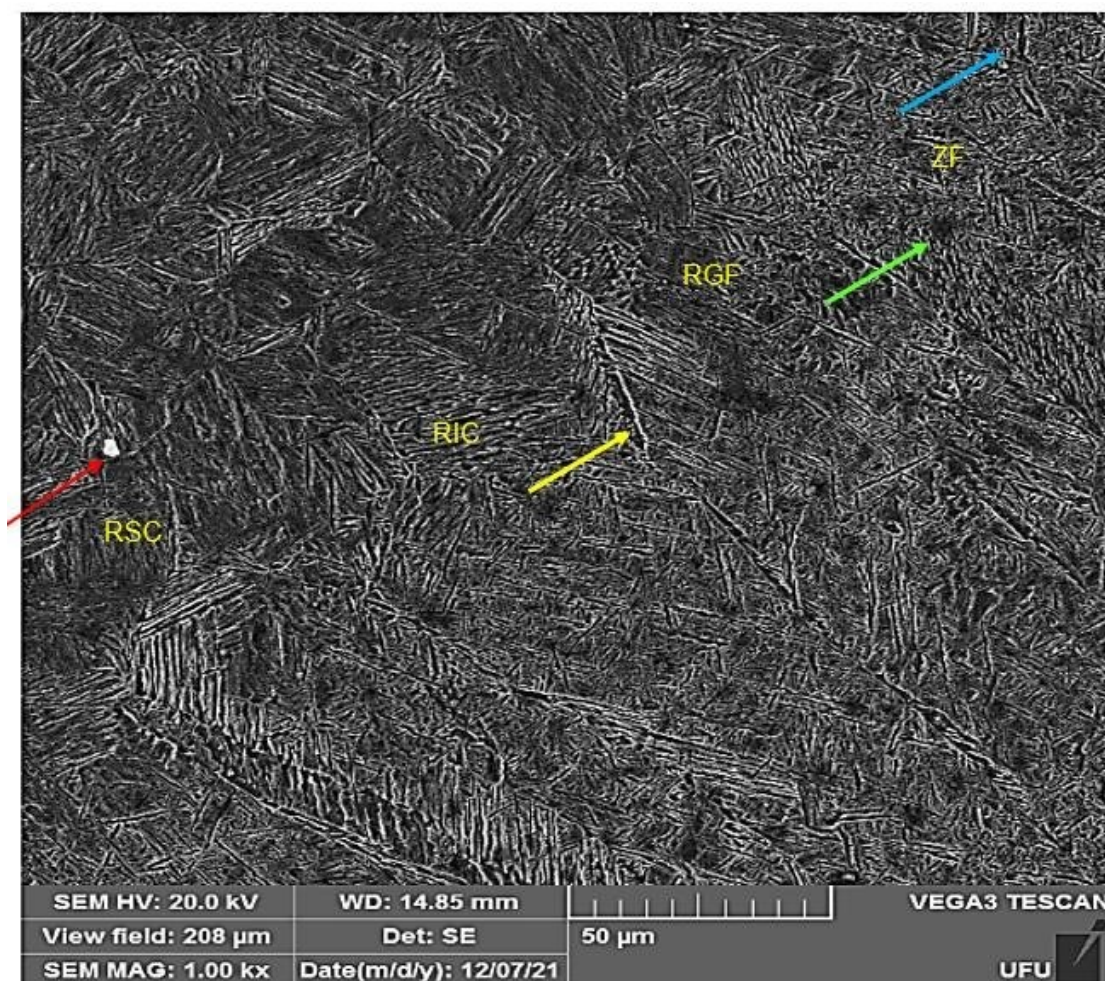
Figura 118: Imagem de MEV amostra 9 – visão global - ampliação de 1000x



Fonte: Autora (2022).

Na Figura 119, apresenta-se a visão global da imagem de MEV referente ao CP 9G, na imagem pode-se perceber a presença prioritária de ferrita acicular (seta verde), ferrita proeutetóide de contorno de grão (seta azul), a região RGF apresentou microestruturas ferrita proeutetóide com segunda fase alinhada contornando a microestrutura martensítica (seta amarela), e ferrita acicular. Na RSC tem-se ferrita acicular, ferrita proeutetóide de contorno de grão, ferrita proeutetóide com segunda fase alinhada, e percebeu-se também a presença de austenita retida (seta vermelha) no interior do grão ferrítico. A explicação desse fenômeno da presença de austenita retida é a participação de carbono ou a microsegregação de determinados elementos químicos que altera o comportamento local, lembrando que o CP 9G trata-se do aço DP 1000 galvanizado.

Figura 119: Imagem de MEV amostra 9G – visão global - ampliação de 1000x



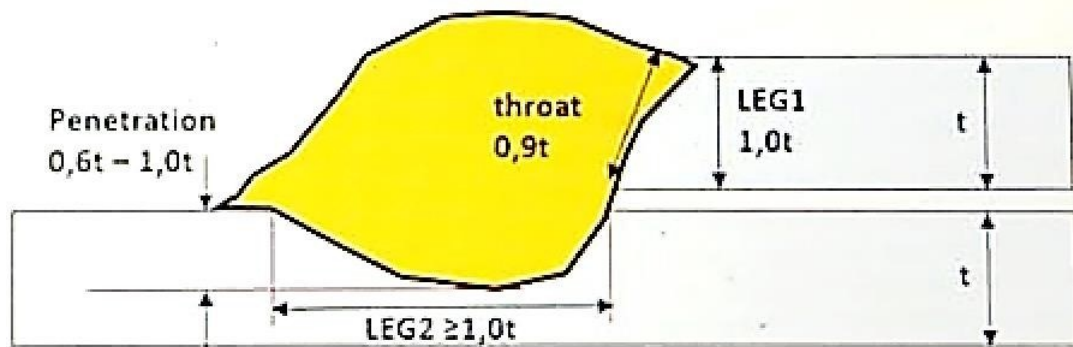
Fonte: Autora (2022).

Analisou-se que em termos proporcionais as amostras 4G e 9G apresentaram maior presença de martensita em relação aos corpos de prova 4 e 9, configurando aos primeiros uma maior dureza, e aos corpos de prova 4 e 9 maior tenacidade. Isso pode ser justificado pelo processo de soldagem dos aços DP 1000 com revestimento,

#### 4.2.4 Geometria do Cordões de Solda

Os cordões de solda para serem aprovados precisam atender critérios mínimos de aceitação referentes a comprimento da perna do filete, penetração, comprimento da garganta e profundidade de mordedura. Para análise da geometria dos cordões de solda lançou-se mão da norma SEP 1220 (2020) - *Testing and Documentation Guideline for the Joinability of thin sheet of steel*, utilizada pelos fabricantes de aços Dual Phase. Na Figura 120 apresenta-se a ilustração resumida da norma referente a geometria do cordão de solda por soldagem GMAW por curto circuito, que se encontra na quinta parte da norma SEP 1220-5:

Figura 120: Ilustração cordão de solda – Norma Alemã SEP 1220-5

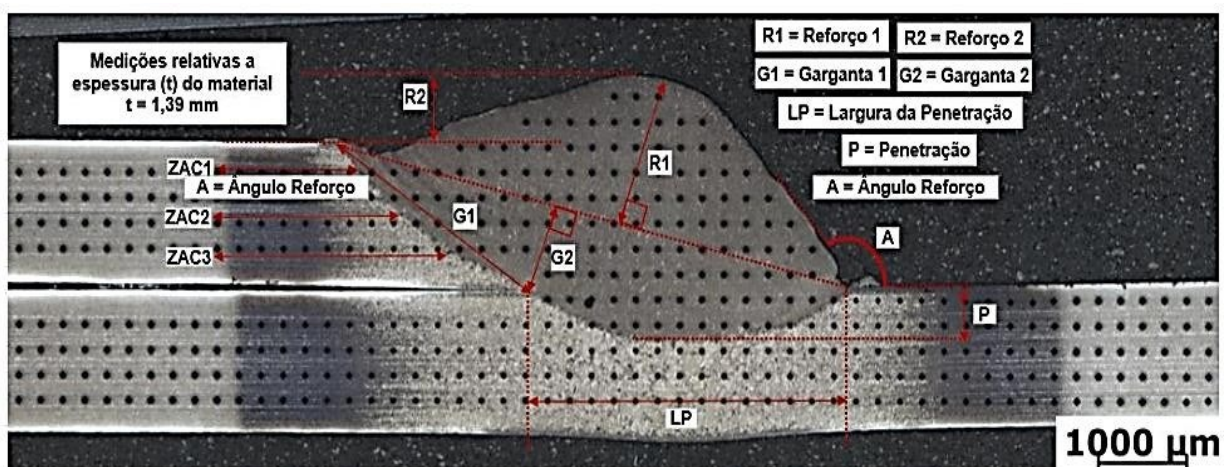


Fonte: Adaptado Norma Sep 1220 (2020)

A norma SEP 1220-5 (2020), reporta que a penetração mínima para o cordão de solda é que esta seja de 10% da espessura do material, a penetração máxima deve estar entre 60 e 100% a espessura do material, afirma também que a perna da chapa tem que ter no mínimo a espessura do material, e a garganta do cordão de solda precisa ser de até 90% o valor da espessura da chapa, no nosso caso o material possui espessura de 1,39 mm.

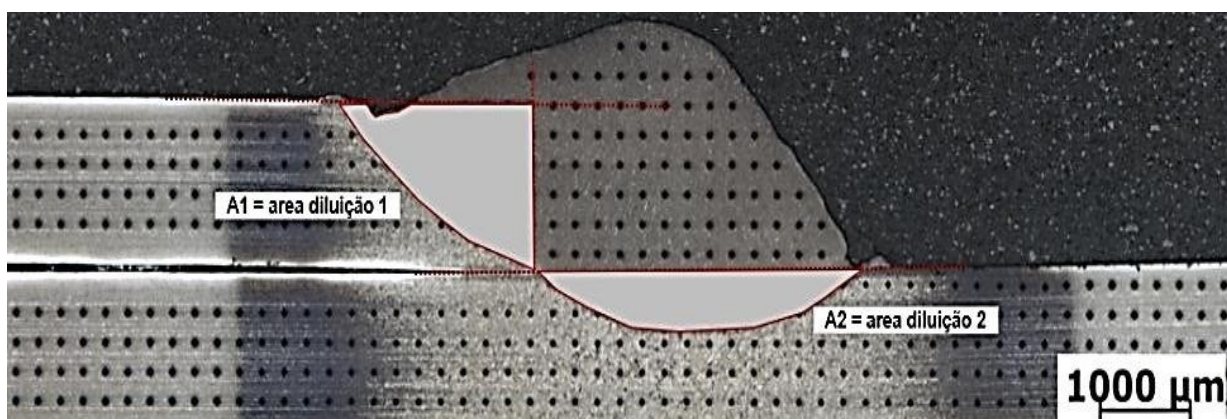
A análise da geometria dos cordões foi realizada no programa MatLab, abaixo apresenta-se a Figura 121 contendo a representação da aferição dos parâmetros geométricos do cordão de solda referente às amostras analisadas, e na Figura 122 apresenta-se a avaliação teórica da diluição do cordão de solda:

Figura 121: Medição dos parâmetros geométricos do cordão de solda



Fonte: Autora (2022).

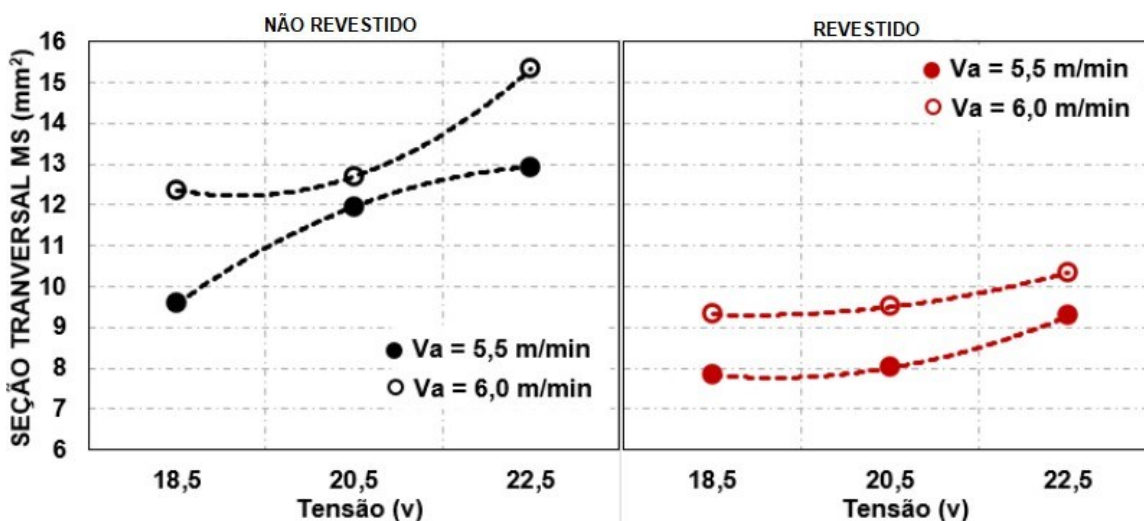
Figura 122: Avaliação teórica da diluição do cordão de solda



Fonte: Autora (2022).

Na Figura 123, demonstra-se o gráfico da área da seção transversal do metal de solda das amostras com velocidades de alimentação do arame de 5,5 m/min e 6,0 m/min tanto para o DP 1000 não galvanizado quanto para o DP 1000 galvanizado:

Figura 123: Área da seção transversal do metal de solda das amostras com  $V_a$  de 5,5 m/min e 6,0 m/min.



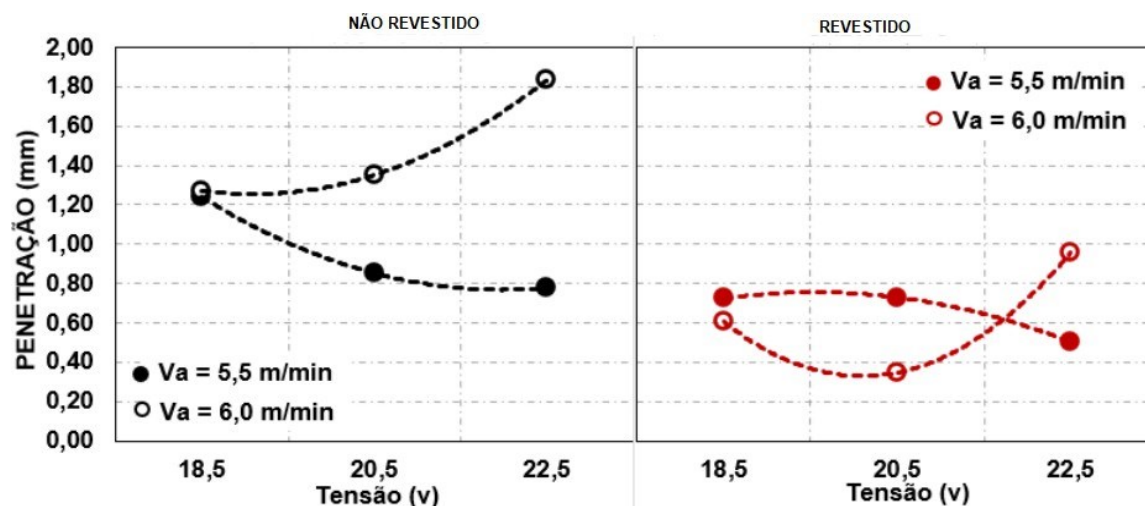
Fonte: Autora (2022).

Ao se analisar a Figura 123, percebe-se que a seção transversal do MS em  $\text{mm}^2$  dos cordões de solda do aço DP1000 não galvanizado obtiveram valores maiores que os cordões de solda do aço DP1000 galvanizado, e que a maior velocidade de soldagem obteve maior valor na seção transversal do MS em ambos os cordões de solda, galvanizado e não galvanizado. Esse comportamento pode estar associado aos níveis de salpicos apresentados nas soldagens dos corpos de prova do aço DP1000 galvanizado, haja vista que Salpicos representam menos material sendo depositado nos

cordões desolda, salpicos representam menos material sendo depositados nos cordões de solda, comportamento este característico do revestimento de zinco existente no material, o zinco possui baixa temperatura de fusão ( $420^{\circ}\text{C}$ ) e evaporação ( $910^{\circ}\text{C}$ ). Outro comportamento percebido na Figura 123 foi referente a tensão, maior tensão, maior seção transversal do cordão de solda em ambos os cordões de solda, aço DP 1000 não galvanizado e galvanizado.

Já na Figura 124 apresenta-se o gráfico da penetração dos cordões de solda com velocidades de alimentação do arame de 5,5 m/min e 6,0 m/min tanto para o DP 1000 não galvanizado quanto para o DP 1000 galvanizado:

Figura 124: Gráfico da penetração dos cordões de solda das amostras com  $V_a$  de 5,5 m/min e 6,0 m/min.



Fonte: Autora (2022).

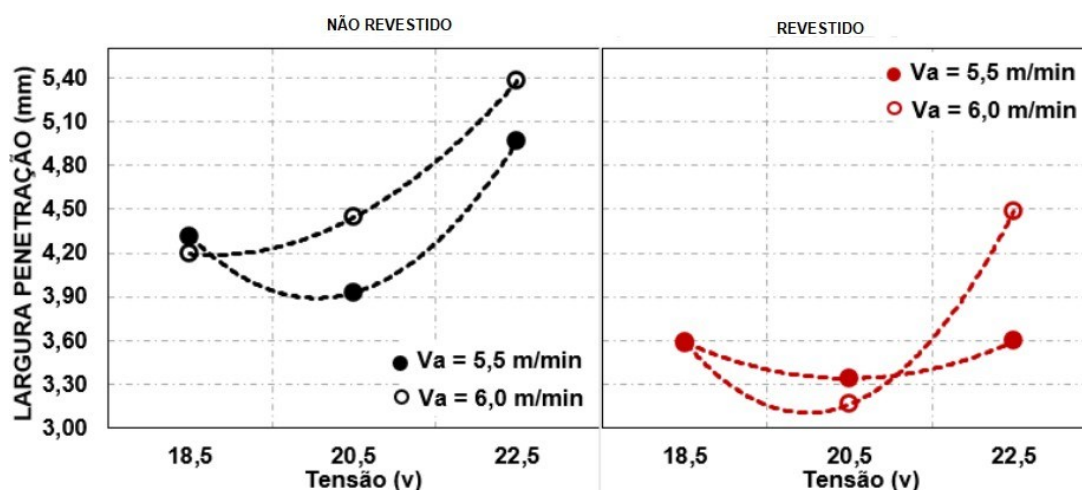
Na Figura 124, ao ser analisada a penetração dos cordões de aço DP 1000 não galvanizado, percebeu-se que foi maior que a dos cordões de solda do aço DP 1000 galvanizado, e no que tange a velocidade de alimentação, a penetração nos cordões foi maior em ambos os cordões de solda, não galvanizado e galvanizado, com a maior velocidade de alimentação do arame que foi de 6,0 m/min, quanto maior a velocidade, maior a penetração dos cordões de solda.

Os valores menores de penetração para os cordões de solda do aço DP 1000 galvanizado, também apresentados na Figura 124, podem ser explicados pela presença do zinco no revestimento, tais números podem ser aumentados com a redução dos aportes térmicos para contribuição de uma menor queima da camada de zinco, dando mais estabilidade ao arco elétrico, usando esse procedimento pode-se reduzir a taxa de respingos ou salpicos.

No requisito das tensões utilizadas para a Figura 124, percebeu-se que nos aços não galvanizados, para a menor velocidade de alimentação do arame,  $V_a = 5,5$  m/min, quanto menor a tensão, maior foi a penetração, atingindo o maior valor na tensão de 18,5 V. Já na análise da maior alimentação do arame,  $V_a = 6,0$  m/min, quanto maior a tensão, maior foi a penetração (mm), isso é explicado pelo fato de que com uma maior quantidade de material a ser depositado, existir a necessidade de uma maior tensão para realizar a deposição.

Na Figura 125 apresenta-se o gráfico da largura da penetração do cordão de solda das amostras com velocidade de alimentação do arame de 5,5 m/min e 6,0 m/min tanto para o DP 1000 não galvanizado quanto para o DP 1000 galvanizado:

Figura 125: Gráfico largura da penetração dos cordões de solda das amostras com  $V_a$  de 5,5 m/min e 6,0 m/min.



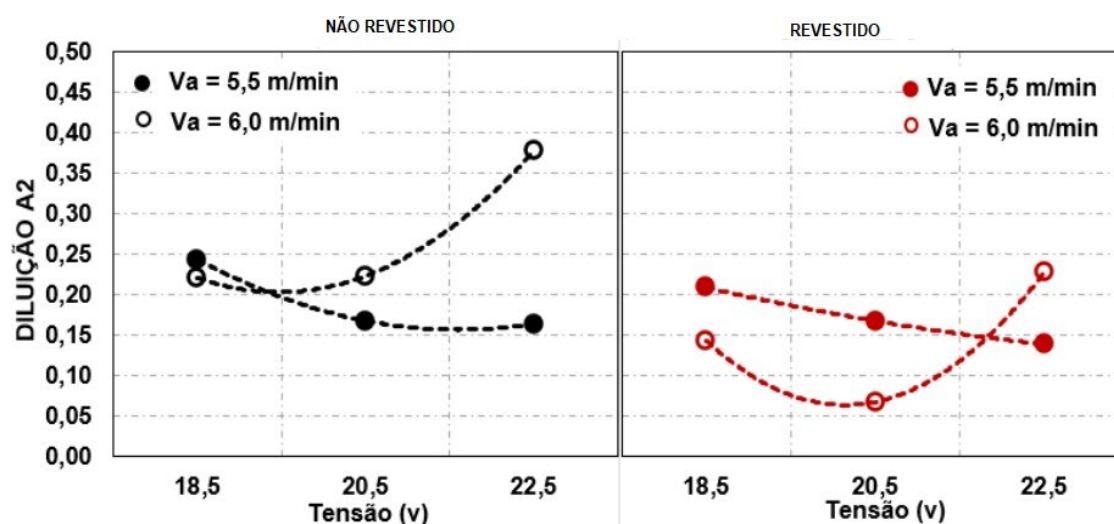
Fonte: Autora (2022).

No que se refere a largura da penetração dos cordões de solda percebeu-se também que os valores para as amostras de aço DP 1000 não galvanizado foram maiores do que os cordões de solda do aço DP 1000 galvanizado. Em relação a velocidade de alimentação do arame nos cordões de solda de aço não galvanizado os valores maiores da largura se deram na maior velocidade que foi de 6,0 m/min, porém, nos cordões de solda realizados com o aço DP 1000 galvanizado a menor velocidade de alimentação do arame, 5,5 m/min, apresentou uma maior estabilidade em relação às tensões, nas tensões de 18,5 V e 22,5 V os valores foram os mesmos, porém, na tensão de 20,5 V obteve-se o menor valor de largura, já com a maior velocidade de alimentação do arame para este material a maior largura da penetração ocorreu com tensão de 22,5 V, maior tensão e maior velocidade de alimentação do arame, maior largura de penetração dos corpos de prova.

Na Figura 126, evidencia-se o gráfico da diluição em relação a penetração (área A2) dos cordões de solda das amostras com  $V_a$  de 5,5 m/min e 6,0 m/min. Para essa figura verifica-se que a diluição A2 foi maior nos CP's dos aços DP 1000 não galvanizado que nos CP's dos aços DP 1000 galvanizados. Em relação ao requisito velocidade de alimentação do arame para as amostras do aço DP 1000 não galvanizado a maior velocidade do arame,  $V_a = 6,0$  m/min, obteve a maior diluição, e em relação a tensão utilizada o comportamento desta para a maior alimentação do arame foi a maior diluição A2, obtendo o maior valor na tensão de 22,5 V, já para a menor velocidade,  $V_a = 5,5$  m/min, a menor tensão obteve o maior valor de diluição A2.

Analisando o aço DP 1000 galvanizado, suas amostras obtiveram melhores resultados com a menor velocidade de alimentação do arame,  $V_a = 5,5$  m/min, assim como também na menor tensão utilizada,  $E = 18V$ , tal fato se justifica também pela presença do zinco e reafirma que quanto, menor o aporte térmico, melhores condições o cordão apresentará, por evitar respingos.

Figura 126: Gráfico da diluição em relação a penetração (área A2) dos cordões de solda das amostras com  $V_a$  de 5,5 m/min e 6,0 m/min.



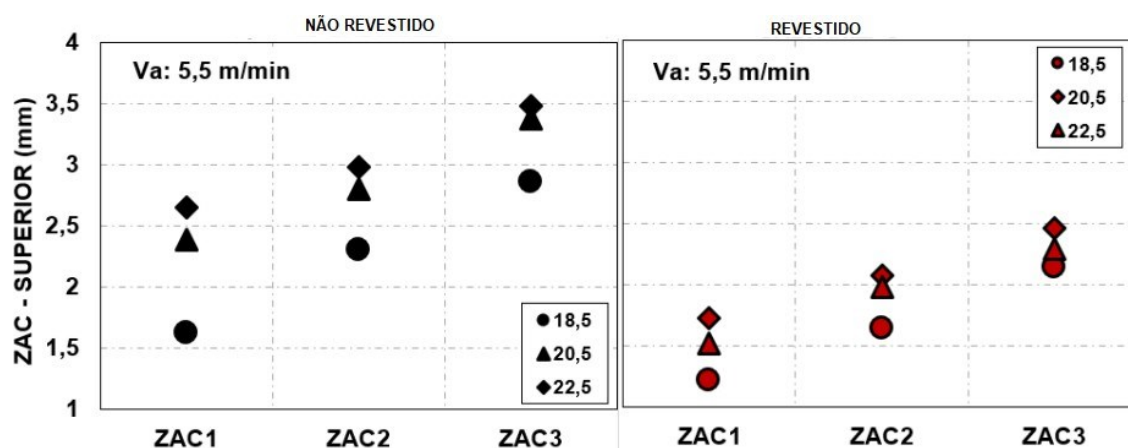
Fonte: Autora (2022).

Na Figura 127 apresenta-se extensão da ZAC na região superior dos cordões de solda das amostras com  $V_a$  de 5,5 m/min. No que se refere às análises da ZAC's nos corpos de prova verificou-se que na ZAC1, ZAC 2 e ZAC 3 do aço DP 1000 não galvanizado com velocidade de alimentação de arame de 5,5 m/min, quanto maior a tensão maior foi valor das respectivas ZAC's, obtendo seu maior valor na tensão de 22,5 V. Na análise



das ZAC's 1, 2, 3, do metal DP 1000 galvanizado, pode-se perceber que o maior resultado ocorreu com tensão de 20,5 V, o menor valor se deu com tensão de 18,5 V, e que obteve-se um valor intermediário na maior tensão utilizada, E= 22,5V.

Figura 127: Gráfico da extensão da ZAC na região superior dos cordões de solda das amostras com Va de 5,5 m/min.

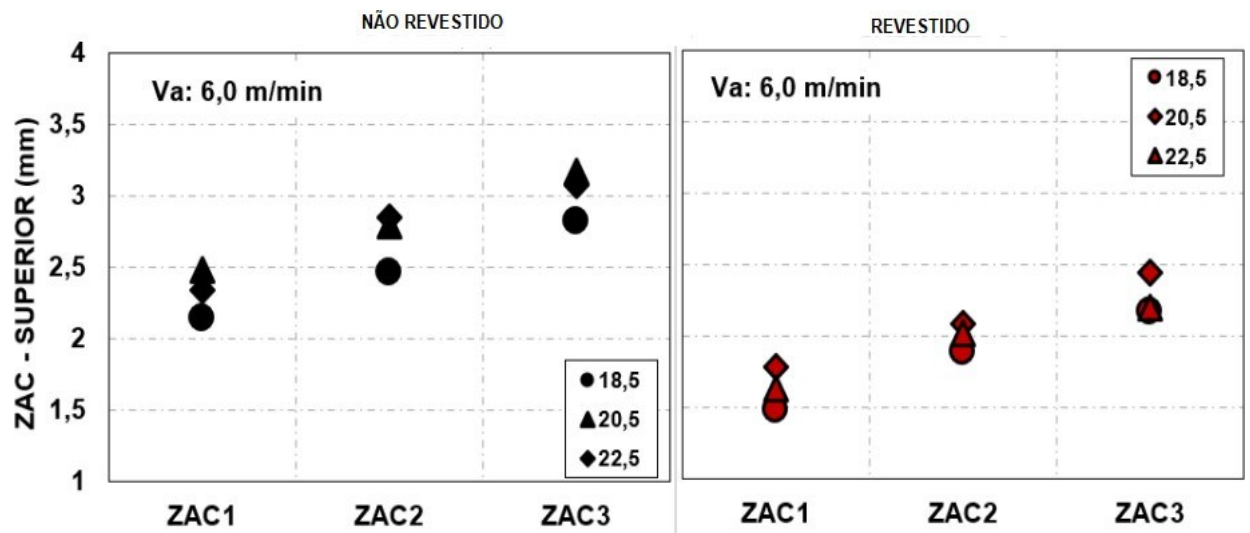


Fonte: Autora (2022).

E por fim na Figura 128 apresenta-se extensão da ZAC na região superior dos cordões de solda das amostras com Va de 6,0 m/min. Para a análise das ZAC's da referida velocidade de arame do aço DP 1000 não galvanizado, verificou-se que quanto maior a tensão maior foi valor das respectivas ZAC's, obtendo seu maior valor na tensão de 22,5 V. Na análise das ZAC's 1, 2, 3, do metal DP 1000 galvanizado, com essa mesma velocidade de alimentação do arame, perceber-se o mesmo comportamento ocorrido na Figura 125, o maior resultado ocorreu com tensão de 20,5 V, o menor valor se deu com tensão de 18,5 V, e que obteve-se um valor intermediário na maior tensão utilizada, E=22,5V, fato explicado também pela presença do zinco do revestimento.

Por fim, ao se verificar os parâmetros apresentados nas Figuras 123, 124, 125, 126, 127 e 128, os mesmos atenderam às especificações apresentadas na norma alemã SEP 1220-5 (2020). No que tange aos cordões de solda realizados no aço DP 1000 galvanizado, considerou-se os mesmos com valores médios em relação aos requisitos da referida norma, considerando-se os cordões de solda em sua totalidade aceitáveis para os parâmetros estabelecidos.

Figura 128: Gráfico da extensão da ZAC na região superior dos cordões de solda das amostras com  $V_a$  de 6,0 m/min.



Fonte: Autora (2022).

## CAPÍTULO V

### CONSIDERAÇÕES FINAIS

A partir dos objetivos que foram propostos nessa pesquisa, ao se analisar o processo GMAW com transferência por curto circuito convencional, foi possível concluir que:

- A composição química experimental foi utilizada para realização de cálculos termodinâmicos teóricos de equilíbrio de fases e do carbono equivalente. Assim, foi possível determinar a temperatura de fusão que para o aço DP 1000 não galvanizado foi de 1512,31°C, a temperatura de austenitização (A1) de 928,81°C, e o carbono equivalente de 0,54; para o aço DP 1000 galvanizado a temperatura de fusão foi de 1511,26°C, a temperatura de austenitização (A1) de 928,02°C, e o carbono equivalente de 0,59. Demonstrando que o Aço DP1000 não galvanizado e galvanizado possui boa soldabilidade seguindo IIW.
- Na condição de recebido, o aço DP 1000 não galvanizado e galvanizado, apresentou matriz ferrítica com ilhas de martensita, com tamanho de grão ferrítico médio de 1,56 µm. Dureza média de 313 HV para ambos os materiais. Para os ensaios de tração obtiveram para os aços DP 1000 não galvanizado e galvanizado, com angulo de 90°, 1005 MPa e 1003 MPa, respectivamente. Os resultados se mostraram satisfatórios para aços DP da classe estudada segundo critérios do fabricante e da norma DIN EN 10338.
- A análise de M.O e MEV do metal base apresentaram as microestruturas ferrita, martensita, já o EBSD apresentou também, além das microestruturas apresentadas no M.O e MEV, a microestrutura austenita. O ensaio de EDS corroborou com o MEV e o EBSD. Resultados também satisfatórios de acordo com os requisitos do fabricante do aço DP 1000.

- A soldagem com processo GMAW por curto circuito convencional para os aços DP 1000 não galvanizado e galvanizado se constitui numa alternativa bastante viável no que diz respeito às propriedades mecânicas apresentadas, pois apesar de terem sido verificados reduções nos limites de resistência à tração, e alongamento máximo, as reduções ocorreram em faixas aceitáveis.
- Os parâmetros de soldagem utilizados para a confecção dos cordões de solda se mostraram eficientes para o gás Ar8%CO<sub>2</sub>, não foi possível seguir com a confecção dos cordões de solda com o gás Ar25%CO<sub>2</sub>, pela grande quantidade de defeitos apresentados, especialmente furos nas chapas, demonstrando o excesso de aporte térmico que o referido gás ofertou.
- A zona fundida – ZF, apresentou em alguns pontos um valor de dureza semelhante ao da ZTA, em todas as amostras analisadas, isso pode ser justificado pelo processo de descarbonetação, onde este pode acarretar essa diminuição, isso quando associado aos elementos de liga presentes no aço estudado. Em alguns pontos foram obtidos valores mais altos de dureza, que podem ser justificados pela proximidade as marcações do ensaio.
- As análises de MEV para os cordões de solda do aço DP 1000 galvanizado e não galvanizado apresentaram as microestruturas ferrita proeutetóide com segunda fase alinhada, ferrita acicular, ferrita proeutetóide de contorno de grão, martensita e austenita retida. Pode-se perceber uma maior presença de martensita nos corpos de prova soldados com o aço DP 1000 galvanizado, justificando a sua maior dureza. Já para os corpos de prova soldados para os aços DP 1000 não galvanizado, a microestrutura predominante foi a ferrita, configurando aos mesmos uma maior tenacidade.
- Verificou-se nos perfis de microdureza apresentados, que houve uma queda no valor da microdureza em todas as amostras apresentadas, ficando em média com 298 Vickers, o que vai de encontro ao afirmado por Farabi *et al.* (2008), os aços DP's apresentam amolecimento na ZTA, esse amolecimento é ocasionado pelo revenimento da martensita presente no material.

- Para a soldagem por curto circuito convencional para os aços DP 1000 galvanizado verificou-se a necessidade de um menor aporte térmico para os mesmos, em virtude da camada de zinco que recobre o material, devido a baixa temperatura de fusão (420°C) e evaporação (910°C) do elemento químico, fazendo com isso com que a soldagem a arco elétrico tenha instabilidade no arco por conta da vaporização do zinco.
- Os cordões de solda do aço DP 1000 galvanizado apresentaram respingos, característicos da camada de revestimento de zinco, atestou-se a necessidade de menor aporte térmico para os mesmos, visando uma melhor qualidade do cordão de solda, tanto em termos de propriedades mecânicas, como em características geométricas
- Os parâmetros utilizados na soldagem dos corpos de atenderam às especificações de geometria apresentadas na norma alemã SEP 1220-5 (2020), considerando-se os cordões de solda em sua totalidade aceitáveis para os parâmetros estabelecidos pela referida norma.

## CAPÍTULO VI

### TRABALHOS FUTUROS

Com a finalidade do aprimoramento dos dados e informações obtidas durante o desenvolvimento dessa pesquisa, propõe-se as seguintes sugestões para dar continuidade e contribuir no crescimento do estudo sobre o aço DP1000 galvanizado e não galvanizado:

- Investigar o efeito da posição de soldagem sobre a resistência mecânica das juntas, ou seja, realizar soldagens posicionais (fora da posição plana e horizontal);
- Realizar procedimento de soldagem por curto circuito convencional utilizando outros gases, variando o percentual de CO<sub>2</sub> na composição, como exemplo com percentual de 3% e 18% de CO<sub>2</sub>;
- Elaborar a curva de soldabilidade do aço DP1000 galvanizado e não galvanizado por curto circuito convencional;
- Analisar quantitativamente por meio de termografia a interferência da massa (espessura da chapa) na ZAC;
- Realizar procedimento de soldagem utilizando-se transferência por curto-circuito controlado, como o CMT (*Cold Metal Transfer*);
- Avaliar envelopes operacionais para o processo GMAW por transferência por curto circuito convencional e controlado utilizando outros tipos de juntas;
- Analisar as contribuições individuais de cada fase para as propriedades mecânicas por meio de ensaios de nanoindentação;
- Analisar a geometria dos cordões de solda e montar um processo de qualificação dessas juntas;
- Verificar o comportamento da zona fundida no uso de arames com menor diâmetro e diferentes composições química.

## CAPÍTULO VII

### REFERENCIAS

ADAMS JR, C. M. **Cooling rates and peak temperatures in fusion welding.** Welding Journal, v. 37, n. 5, p. 210–215, 1958.

ALLAM, T.M.A. **Direct hot rolled dual phase weathering steel.** 2015. 186f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade Técnica da Renânia do Norte - Vestfália, Aachen, 2015.

ALHARBI, K.; GHADBEIGI, H.; EFTHYMIADIS, P.; ZANGANEH, M.; CELOTTO, S.; DASHWOOD, R.; PINNA, R. **Damage in dual phase steel DP1000 investigated using digital image correlation and microstructure simulation.** Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. Bristol, v. 23, n. 8, p.1-17, 2015. DOI:10.1088/0965-0393/23/8/08500

ANDRADE, S.L.; PEREIRA, J.F.B.; TAISS, J.M.; ROSA, L.K. **ULSAB-AVC: O aço no automóvel do futuro: A estratégia da Usiminas.** 55º Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro, 2000.

ANDRADE, A. S.; **Estudo da união do aço inoxidável austenítico 304 pelo processode solda brasagem-MIG.** 2003. 91 f. Dissertação (Mestrado) - UFMG, Belo Horizonte, 2003.

ANGELI, J.; FÜREDER, E; KNEISS, A. C. **Etching techniques for characterizing the phases of low-alloy dual-phase and TRIP steels.** Prakt. Metallogr, München, v.43, n.4, p.127-142, Feb. 2006. <https://doi.org/10.3139/147.100315>

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 3-11:** standard guide for preparation of metallographic specimens. West Conshohocken, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/8M-16a:** standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohocken, 2016.

ARAÚJO, D. B. **Estudo de Distorções em Soldagem Com Uso De Técnicas Numéricas E De Otimização.** 2012. 262 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2012.

ARCELORMITAL, **“Dual Phase Steels,”** *Annu. Rev. Mater. Sci.*, vol. 11, pp. 245–66, 981, 2014. <https://doi.org/10.1146/annurev.ms.11.080181.001333>

ASKELAND, D. R.; WRIGHT, W. J. **Ciência e engenharia dos materiais.** 3. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2015.

ASM HANDBOOK. Volume 6: **Welding, Brazing and Soldering.** Usa: Asm (American Society for Metals) International, 1993. 2873 p.

AVRAMOVIC-CINGARA, G.; OSOSKOVA, Y.; JAIN, M.K.; WILKINSON, D.S. **Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels**. *Materials Science Engineering A. Lausanne*, v. 516, n. 1, p. 7–16, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.03.055>

BAIXO, C. E. I.; DUTRA, J. C. **O Estudo da Transferência Metálica no Processo de Soldagem MIG/MAG Através de Projetor e de Tratamentos Oscilográficos de Tensão e Corrente**. In: XV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 1989, São Paulo/SP. *Anais do XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 1989. p. 193-209.

BAIXO, C. E. I.; DUTRA, J. C. **Processo MIG/MAG: Metodologia para Determinação de Relações Paramétricas Tensão/Corrente para Transferência por Curto-Circuito**. In: XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 1991, Recife/PE. *Anais do XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 1991. p. 265-283.

BLECK, W.; PHIYOU-ON, K. **Effects of microalloying in multi phases steels for car body manufacture**. In: HALDAR, A. et al. *Microstructure and texture in steels and other materials*. London: Springer, 2009. cap. 9, p. 145-163. [https://doi.org/10.1007/978-1-84882-454-6\\_9](https://doi.org/10.1007/978-1-84882-454-6_9)

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018.

CALCAGNOTTO, M.; ADACHI, Y.; PONGE, D.; RAABE, D. **Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging**. *Acta Materialia*, Oxford, v. 59, n. 2, p. 658-670, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.002>.

CARVALHO, Igor Antonio de Oliveira. **caracterização microestrutural e mecânica do aço galvanizado dp1200, soldado pelo processo tig com metal de adição**. 2020. 114 f. Dissertação (Mestrado) – Pós Graduação em Engenharia de Materiais, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Piauí, Teresina, 2020.

CHEN, P.; GHASSEMI-ARMAKI, H.; KUMAR, S.; BOWER, A.; BHAT, S.; SADAGOPAN, S. **Microscale-calibrated modeling of the deformation response of dual-phase steels**. *Acta Materialia*, v. 65, p. 133-149, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.11.036>.

CHENG, G.; ZHANG, F.; RUI MI, A.; FIELD, D.P.; SUN, X. **Quantifying the effects of tempering on individual phase properties of dp980 steel with nanoindentation**. *Materials Science & Engineering A. Lausanne*, v. 667, n. 14, p. 240-249, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.011>.

COSTA, T. F. **Avaliação de Critérios de Estabilidade do Processo MIG/MAG Curto-circuito na Soldagem de Aços Inoxidáveis Austeníticos e Duplex**. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, 2014.

CUI, Q.I. et al. **Effect of coating on fiber laser welded joints of DP980 steels**. *Materials & Design*, [s.l.], v. 90, p. 516-523, jan. 2016. Elsevier BV. DOI: 10.1016/j.matdes.2015.10.098.



DEMERY M. Y., **Advanced high-strength steels: science, technology, and applications**. 2013.

ADAMS JR, C. M. **Cooling rates and peak temperatures in fusion welding**. Welding Journal, v. 37, n. 5, p. 210-215, 1958

ALLAM, T.M.A. **Direct hot rolled dual phase weathering steel**. 2015. 186f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) - Universidade Técnica da Renânia do Norte - Vestfália, Aachen, 2015.

ALHARBI, K.; GHADBEIGI, H.; EFTHYMIADIS, P.; ZANGANEH, M.; CELOTTO, S.; DASHWOOD, R.; PINNA, R. **Damage in dual phase steel DP1000 investigated using digital image correlation and microstructure simulation**. Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. Bristol, v. 23, n. 8, p.1-17, 2015. <https://doi.org/10.1088/0965-0393/23/8/085005>

ANDRADE, S.L.; PEREIRA, J.F.B.; TAISS, J.M.; ROSA, L.K. **ULSAB-AVC: O aço no automóvel do futuro: A estratégia da Usiminas**. 55º Congresso Anual da ABM. Rio de Janeiro, 2000.

ANDRADE, A. S.; **Estudo da união do aço inoxidável austenítico 304 pelo processo de solda brasagem-MIG**. 2003. 91 f. Dissertação (Mestrado) - UFMG, Belo Horizonte, 2003.

ANGELI, J.; FÜREDER, E; KNEISS, A. C. **Etching techniques for characterizing the phases of low-alloy dual-phase and TRIP steels**. Prakt. Metallogr, München, v.43, n.4, p.127-142, Feb. 2006. <https://doi.org/10.3139/147.100315>

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 3-11: standard guide for preparation of metallographic specimens**. West Conshohocken, 2017.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/8M-16a: standard test methods for tension testing of metallic materials**. West Conshohocken, 2016.

ARAÚJO, D. B. **Estudo de Distorções em Soldagem Com Uso De Técnicas Numéricas e de Otimização**. 2012. 262 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2012.

ARCELORMITAL, **"Dual Phase Steels," Annu. Rev. Mater. Sci., vol. 11, pp. 245-66, 981, 2014.** <https://doi.org/10.1146/annurev.ms.11.080181.001333>

ASKELAND, D. R.; WRIGHT, W. J. **Ciência e engenharia dos materiais**. 3. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2015.

ASM HANDBOOK. Volume 6: **Welding, Brazing and Soldering**. Usa: Asm (American Society for Metals) International, 1993. 2873 p.

AVRAMOVIC-CINGARA, G.; OSOSKOVA, Y.; JAIN, M.K.; WILKINSON, D.S. **Effect of martensite distribution on damage behaviour in DP600 dual phase steels**. Materials Science Engineering A. Lausanne, v. 516, n. 1, p. 7-16, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.03.055>

BAIXO, C. E. I.; DUTRA, J. C. **O Estudo da Transferência Metálica no Processo de Soldagem MIG/MAG Através de Projetor e de Tratamentos Oscilográficos de Tensão e Corrente.** In: XV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 1989, São Paulo/SP. Anais do XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 1989. p. 193-209.

BAIXO, C. E. I.; DUTRA, J. C. Processo MIG/MAG: **Metodologia para Determinação de Relações Paramétricas Tensão/Corrente para Transferência por Curto-Circuito.** In: XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 1991, Recife/PE. Anais do XVII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem. São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, 1991. p. 265-283.

BLECK, W.; PHIYOU-ON, K. **Effects of microalloying in multi phases steels for car body manufacture.** In: HALDAR, A. et al. **Microstruture and texture in stells and other materials.** London: Springer, 2009. cap. 9, p. 145-163. [https://doi.org/10.1007/978-1-84882-454-6\\_9](https://doi.org/10.1007/978-1-84882-454-6_9)

CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** 9. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018

CALCAGNOTTO, M.; ADACHI, Y.; PONGE, D.; RAABE, D. **Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging.** Acta Materialia, Oxford, v. 59, n. 2, p. 658-670, 2011. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.002>

CARVALHO, Igor Antonio de Oliveira. **caracterização microestrutural e mecânica do aço galvanizado dp1200, soldado pelo processo tig com metal de adição.** 2020. 114 f. Dissertação (Mestrado) - Pós Graduação em Engenharia de Materiais, Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Piauí, Teresina, 2020

CHEN, P.; GHASSEMI-ARMAKI, H.; KUMAR, S.; BOWER, A.; BHAT, S.; SADAGOPAN, S. **Microscale-calibrated modeling of the deformation response of dual-phase steels.** Acta Materialia, v. 65, p. 133-149, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.11.036>

CHENG, G.; ZHANG, F.; RUI MI, A.; FIELD, D.P.; SUN, X. **Quantifying the effects of tempering on individual phase properties of dp980 steel with nanoindentation.** Materials Science & Engineering A. Lausanne, v. 667, n. 14, p. 240-249, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.05.011>

COSTA, T.F. **Avaliação de Critérios de Estabilidade do Processo MIG/MAG Curto-circuito na Soldagem de Aços Inoxidáveis Austeníticos e Duplex.** Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, 2014.

CUI, Q.I. et al. **Effect of coating on fiber laser welded joints of DP980 steels.** Materials & Design, [s.l.], v. 90, p. 516-523, jan. 2016. Elsevier BV. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.098>.

DEMERI M. Y., Advanced high-strength steels: science, technology, and applications. 2013. <https://doi.org/10.31399/asm.tb.ahsssta.9781627082792>

DIAS, A. N. O. **Avaliação das propriedades mecânicas de um aço bifásico com diferentes microestruturas.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais). Itajubá, 2013.

EASTERLING, Kenneth. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2. ed. London: Butterworth Heinemann, 1992. 270 p.

FERNANDES, D.B, *et al.* **Critério de aceitabilidade geométrica de junta na indústria automotiva**. Comunicação privada, 2019.

FERREIRA, J.L. **Aspectos sobre a Estampagem dos Aços Utilizados pela Indústria Automotiva. Aços para a Indústria Automotiva**. Centro de Pesquisa e Desenvolvimento. USIMINAS. 19 de novembro de 2016.

FRIEDMAN, E. **Thermomechanical Analysis of the Welding Process Using the FiniteElement Method**. ASME. J. Pressure Vessel Technol, v. 97, n. 3, p. 206–213, 1975. <https://doi.org/10.1115/1.3454296>

FONSTEIN, N. **Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties**. East Chicago: Springer, 2015. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-19165-2>

FORTE, C. **Apostila de Soldagem MIG/MAG – ESAB**. Disponível em: [http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0\\_soldagemmigmaglow.pdf](http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0_soldagemmigmaglow.pdf). 68p.25/Jan/2005. Acesso em 17/01/2020.

FONSECA, A. F.; AVELAR, R. C.; MODENESI, P. J. **Efeito de Variações nas Características de Arames na Soldagem GMAW por Curto-Circuito**. In: XXII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 1996, Blumenau/SC. , p. 187-196.

FUTURE STEEL VEHICLE OVERVIEW REPORT. **Nature's is way to mobility**. WorldAutoSteel, 2011.

FUTURE STEEL VEHICLE PHASE 2 - REPORT. **Detailed Design, Engineering and Cost Analysis of Advanced High Strength Steel Body Structures for Advanced Powertrain Vehicles**. WorldAutoSteel. 2011.

GAN, W.; BABU, S.S.; KAPUSTKA, N.; WAGONER, R.H. **Microstructural effects on the springback of advanced high-strength steel**. Metallurgical and Materials Transactions A. Warrendale, v. 37A, n. 11, p. 3221–3231, 2006. <https://doi.org/10.1007/BF02586157>

GHADBEIGI, H. et al. **Local plastic strain evolution in a high strength dual-phase steel**. Materials Science and Engineering A., V.527, p. 5026-5032, 2010. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.04.052>

GHASSEMI-ARMAKI, H.; MAAB, R.; BHAT, S. P.; SRIRAM, S.; GREER, J. R.; GORNI, A.A. **“Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas,”** Corte e Conform. Met., pp. 26–57, 2008.

GOULD, J. E.; KHURANA, S. P. and LI, T. - **Predictions of Microstructures when Welding Automotive Advanced High-Strength Steels**. Welding Journal (2006) 111- 116

HAN, Q.-H.; KANG, Y.-L.; ZHAO, X.-M.; LU, C.; GAO, L.-F. **Microstructure and properties of Mo microalloyed cold rolled DP1000 steels**. Journal of Iron and Steel Research International. Beijing, v.18, n.5, p. 52-58, 2011. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(11\)60065-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(11)60065-4)

HUDGINS, A.W.; MATLOCK, D.K. The effects of property differences in multiphase sheet steel on local formability. **Materials Science & Engineering A**. Lausanne, v. 654, p. 169–176, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.12.035>

HUMPHREYS, F.J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and Related Annealing Phenomena**. 2. ed. Oxford: Pergamon, 2004. <https://doi.org/10.1016/B978-008044164-1/50016-5>

HUSEYIN, A.; HAWWA, K. Z.; CEYLAN, K. **Effect of intercritical annealing parameter on dual phase behavior of commercial low-alloyed steels**. Journal of Iron and Steel Research, v. 14, n. 4, p. 73-78, 2010. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60089-1](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60089-1)

INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING. IIW Doc. n. IX-1533-88; **Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals**. 1988. 20p.

ION, J. C., EASTERLING; K. E.; ASHBY, M. F. **A second report on diagrams of microstructure and hardness for heat-affected zones in welds**. Acta Metallurgica, v.32, n. 11, p. 1949–1962, 1984. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90176-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90176-7)

JHAVERI, P.; MOFFATT, W. G.; ADAMS, C. M. **Effect of plate thickness and radiation of heat flow in welding and cutting**. Welding Journal, v. 41, n. 1, p. 12–16, 1962.

JOSEPH, Andy *et al.* **Variable Polarity (AC) Arc Weld Brazing of Galvanized Sheet**. In: INTERNATIONAL CONFERENCE, 56., 2003, Bucharest. XX11779-03. Bucharest, 2003.

KANG, J.; RHEE, S. **The Statical Models for Estimating the Amount of Spatter in the Short Circuit Transfer Mode of GMAW**. Welding Journal, vol 80, n 1, 2001.

KAPUSTKA N.; CONRARDY C.; BABU S.; ALBRIGHT C. - **Effect of GMAW and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds** – Welding Journals – (2008) 135 – 148.

KEELER, P.J. , KIMCHI, S MOONEY, M. **“Advanced High-Strength Steels: Application Guidelines, Version 6.0,”** *world Auto Steel*, no. September, 2017.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2003. <https://doi.org/10.1002/0471434027>

KUANG, S.; KANG, Y. L.; YU, H.; LIU, R. D. **Simulation of intercritical austenization of a C-Mn cold rolled dual phase steel**. Materials Science Forum. Aedermannsdorf, v. 575, p. 1062-1069, 2008. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.575-578.1062>

KUMAR, K. S. **Deformation response of ferrite and martensite in dual-phase steel**. Acta Materialia, v. 62, p. 197-211, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.001>

KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. **Advanced high strength steels for automotive industry**. Archives of Civil and Mechanical Engineering, n.2, v. 8, p. 103- 117, 2008. [https://doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60197-6)

KRAUSS G. **Steels: Processing, Structure and Performance**, 1a ed., Ohio: ASM International, 2005

LINCOLN ELECTRIC. **Surface Tension Transfer® (STT®)**. Disponível: <http://www.lincolnelectric.com/assets/US/EN/literature/NX220.pdf.10/2005>> Acesso em: 11 de Março, 2021.

\_\_\_\_\_. **Technology gets to the root of pipe welding**. Disponível em <[www.lincolnelectric.com](http://www.lincolnelectric.com)>. Acesso em: 23 Março, 2021.

\_\_\_\_\_. **GMAW Welding Guide**. Disponível em: <[http://www.lincolnelectric.com/assets/global/Products/Consumable\\_MIGGMAWWires-SuperArc-SuperArcL-50/c4200.pdf](http://www.lincolnelectric.com/assets/global/Products/Consumable_MIGGMAWWires-SuperArc-SuperArcL-50/c4200.pdf)>. Acesso em: 26 Jan, 2015a

LIU, X.; CAO, J.; CHAI, X.; LIU, J.; ZHAO, R.; KONG, N.; **Investigation of forming parameters on springback for ultra-high strength steel considering Young's modulus variation in cold roll forming**. Journal of Manufacturing Processes. Dearborn, v. 29, p. 289-297, 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.08.001>

LEE, H.S.; HWANG, B.; LEE, S.; LEE, C.G.; KIM, S.J. **Effects of martensite morphology and tempering on dynamic deformation behavior of dual-phase steels**. Metallurgical and Materials Transactions A. Warrendale, v. 35, n. 8, p. 2371– 2382, 2004. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0217-5>

LESSA, C. R. L.; Soldagem FHPP – **Processo e Metalurgia nas Transformações das Fases de um aço C-Mn**. 2011. 100 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011

LOU, Y.; YOON, J.W.; HUH, H.; CHAO, Q., SONG, J-H. **Correlation of the maximum shear stress with micro-mechanisms of ductile fracture for metals with high strength-to-weight ratio**. International Journal of Mechanical Sciences. New York, v. 146, n. 10, p. 583-601, 2018. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2018.03.025>

MANNHEIMER, W. A. **Microscopia dos Materiais – Uma Introdução**. Rio de Janeiro. Editora e-papers, 2002.

MARCONI, C.; CONSIGLI, C.; CASTILLO, M.J.; SVOBODA, H. **Efecto de los parâmetros de proceso sobre las propiedades mecânicas de uniones GMAW-Brazing de acero DP 1000**. XLIV Congresso Nacional de Soldagem, 2018. Uberlândia – MG.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e tecnologia**. 3. ed. Belo Horizonte: UFMG, 2009.

MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 4. ed. Belo Horizonte: Ed. UFMG. 2011. 364 p

MARRA, K. M. **Aços Dual Phase da Usiminas: Características e Potencial de Aplicação em Veículos Automotores**. 63 Congresso Anual da ABM, 63. 2, 2008. <https://doi.org/10.5151/2594-5297-0048>

MAZAHERI, Y.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A. **Strengthening mechanisms of ultrafine grained dual phase steels** Developed by New Thermomechanical Processing. **ISIJ International**. Tokyo, v. 55, n.1, p. 218-226, 2015. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.55.218>

MODENESI, P. J., DE AVELAR, R. C. **The influence of small variations of wire characteristicson gas metal arc welding process stability**, Journal of Materials Processing Technology 86 (1999) 226–232. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(98\)00315-X](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(98)00315-X)

MODENESI, P.J.; NIXON, J.H. **“Arc instability phenomena in GMA welding”**. Welding Journal, Miami, supl., p. 219 – 224, september, 2004.

**Metallurgical and Materials Transactions A**. Warrendale, v. 46, n. 10, p. 4755-4771, 2015. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3074-2>

MOUSINHO, T. C. M. GARCEZ, T.S.; REIS, S J.F.; ALCANTARA, N.G. **Análise do Ciclo Térmico de um Aço de Alta Resistência Baixa Liga Utilizando Método Direto e Equações de Soldagem**. in: Congresso brasileiro de engenharia e ciência dos materiais, 22., 2016, Natal. Anais do Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Natal: Cbecimat, 2016. p. 6256 – 6266

MURARI, F. D. **Cinética de envelhecimento de aços dual phase de baixa resistência mecânica laminados a frio**. 2009. 157f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) – Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2009. <https://doi.org/10.5151/2594-5327-14737>.

NASCIMENTO, L. A. **Avaliação de processos GMAW com transferência por curto-circuito convencional e controlado (STT) aplicadas na soldagem circunferencial**. 2015. 313f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2015.

NILO JUNIOR, L. P. **Otimização de um Processo de Solda Mig/Mag Para Aplicação na Indústria Automobilística Através da Utilização da Técnica do Projeto e Análise De Experimentos**. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Produção). Universidade Federal De Itajubá. Itajubá, 2003

NILSSON T. **Welding of AHSS/UHSS Steel - A guide for the automotive industry**, SSAB, 2012.

OLIVEIRA, R.C. **A expansão de furos de aços dual phase da classe 1000 MPa processados em diferentes condições**. 2015. 62f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2015.

PANDA S.K., SREENIVASAN N., KUNTZ M.L., ZHOU Y. **Numerical Simulations and Experimental Results of Tensile Test Behavior of Laser Butt Welded DP980 Steels**. **Journal of Engineering and Materials Technology**, Vol. 130, No. 4, p. 041003-1 - 0410039, 2008. <https://doi.org/10.1115/1.2969256>

PARK, K. S.; PARK, K. T.; LEE, D. L.; LEE C. S. **Effect of heat treatment path on the cold formability of drawn dual-phase steels**. *Materials Science and Engineering A*, Lausanne, v. 449 - 451, p. 1135 - 1138, 2007. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.243>

PERZYŃSKI, K. **Hybrid RCAFÉ model for fracture modelling in multi – phase materials**. 2014. 115f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - AGH Universidade de Ciência e Tecnologia, Cracóvia, 2014.

PONOMAREV, ET AL. **A scientific application oriented classification for metal transfer modes in GMA welding**. 30 January 2012. *Journal of Materials Processing Technology*

PUSHKAREVA, I.; ALLAIN, S.; SCOTT, C.; REDJAÏMIA, A.; MOULIN, A. **Relationship between microstructure, mechanical properties and damage mechanisms in high martensite fraction dual phase steels**. *ISIJ International*. Tokyo, v. 55, n. 10, p. 2237–2246, 2015. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2015-186>

PUSHKAREVA, I. **Evolution microstructurale d'un acier dual phase. Optimisation de la résistance a l'endommagement**. 2009. 195f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Escola de Minas de Nancy, Universidade de Lorraine, Nancy, 2009.

PUSHKAREVA, I.; SCOTT, C. P.; GOUNÉ, M.; VALLE, N.; REDJAÏMIA, A.; MOULIN A. **Distribution of carbon in martensite during quenching and tempering of dual phase steels and consequences for damage properties**. *ISIJ International*. Tokyo, v.53, n. 7, p. 1215–1223, 2013. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.53.1215>

REZENDE, G. M. C., O. LISKÉVYCH, L. O. VILARINHO, A. SCOTTI, 2011. “**Um Critério para Determinar a Regulagem da Tensão em Soldagem GMAW por Curto-Circuito**”. *Soldagem. insp.* São Paulo, Vol.16, No. 2, p.098-103.

RIBEIRO, A. L. **Controle de variações dimensionais em carrocerias de veículos - contribuição da área de produção ao processo de desenvolvimento e produto**. Dissertação (Mestrado). Programa de Pós-Graduação em Gestão e Tecnologia Industrial, Faculdade Tecnologia SENAI CIMATEC. Salvador, 2011.

ROCHA, I. C. L.. **Propriedades Mecânico/Metalúrgicas de Juntas Soldadas De Dp1000 e o Efeito de Bake Hardening**. 2014. 79 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia de Minas Metalurgia e Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2014.

ROSENBERG, G.; SINAIÓVÁ, I.; HVIZDOS, P.; JUHAR, L. Development of cold-rolled dual-phase steels with tensile strength above 1000 MPa and good bendability. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Warrendale, v. 46, n. 10, p. 4755-4771, 2015. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3074-2>

ROSENTHAL, D. **Mathematical Theory of Heat Distribution during Welding and Cutting**. *Welding Journal*, v. 20, p. 220–234, 1941.

SANDIVIK MATERIALS TECHNOLOGY, **Welding Guidelines for SAF 2507 (UNS S32750)**, catálogo de materiais Sandivik, 2009.

SAMEK, L.; KRIZAN, D. **Steel – material of choice for automotive lightweight applications.** In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON METALLURGY AND MATERIALS, 22, 2012, Brno. Proceedings... Brno: Thomson Reuters, 2012. Disponível em: . Acesso em: 20 jan. 2021.

SCOTCHMER, N. **Widening the Welding Lobe of Advanced High Strength Steels in the Resistance Spot Welding Process.** Huys Industries Limited. Disponível: [http://huysindustries.com/wpcontent/uploads/huysarticle06Widening\\_the\\_welding\\_lobes\\_in\\_AMSS%E2%80%9393visiting\\_SORPAS\\_and\\_TiCAP\\_to\\_stabilize\\_production.pdf](http://huysindustries.com/wpcontent/uploads/huysarticle06Widening_the_welding_lobes_in_AMSS%E2%80%9393visiting_SORPAS_and_TiCAP_to_stabilize_production.pdf) último acesso em 12 de maio 2022.

SCOTTI, A. & PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho.** São Paulo, Artliber Editora, 284 p., 2008.

SENUMA, T. **Physical metallurgy of modern high strength steel sheets.** ISIJ International. Tokyo, v. 41, n. 6, p. 520–532, 2001. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.520>

SEP 1220-5:2020-12. **Testing and Documentation Guideline for the Joinability of Thin Sheet of Steel - Part 5: Gas Metal Arc Welding (GMAW)**

SEYEDREZAI, H.; PILKEY, A. K.; BOYD, J. D. **Effect of pre-IC annealing treatments on the final microstructure and work hardening behavior of a dual-phase steel.** Materials and Science Engineering A. Lausanne, v. 594, p. 178-188, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.11.034>

SILVA, R. F. **Caracterização da zona termicamente afetada de aço produzido via resfriamento acelerado.** 2010. 194 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Escola de Engenharia da UFMG, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2010.

SHAW, J. R.; ZUIDEMA, B. K. **New High strength steels help automakers reach future goals for safety, affordability, fuel efficiency and environmental responsibility.** In: INTERNATIONAL BODY ENGINEERING CONFERENCE & EXPOSITION, 2001, Detroit. . SAE Paper 2001-01-3041. Detroit: SAE International, 2001.

SILVA, R. H. G.: **Soldagem MIG/MAG em Transferência Metálica por Curto-Circuito Controlado Aplicada ao Passe de Raiz,** 2005. 128 p. Dissertação de Mestrado – UFSC, Santa Catarina.

SILVA, G. M. **Estudos para observação da ocorrência da fragilização induzida por metal líquido em um processo de solda 75 brasagem-MIG de aços inoxidáveis e aços galvanizados com metal de adição à base cobre e alumínio.** 2006. 79 f. Dissertação (Mestrado) - UFMG, Belo Horizonte, 2006.

SHI, L.; YAN, Z.; LIU, Y.; ZHANG, C.; QIAO, Z.; NING, B.; LI, H. **Improved toughness and ductility in ferrite/acicular ferrite dual phase steel through intercritical heat treatment.** Materials Science & Engineering A. Lausanne, v. 590, p. 7-15, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.10.006>



SOUZA, ET. AL. **Influência da Regulagem de Parâmetros de Soldagem sobre a Estabilidade do Processo MIG/MAG Operando em Curto-circuito**. Disponível: [http://www.posgrad.mecanica.ufu.br/revistas/full/full\\_16\\_01\\_316.pdf](http://www.posgrad.mecanica.ufu.br/revistas/full/full_16_01_316.pdf). 2011. IN: Consolda 2009. São Paulo/SP. <https://doi.org/10.1590/S0104-92242011000100004>

SOUZA, D.: **“Levantamento de Mapas Operacionais de Transferência Metálica para Soldagem MIG/MAG de Aço ao Carbono na Posição Plana”**, 2010. 304 p. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia.

SOUZA, D.; *et al.* **“Influência da Tensão de Soldagem e do Gás de Proteção sobre a Correlação entre Indutância e Regularidade da Transferência Metálica na Soldagem MIG/MAG por Curto-Circuito”**. Soldagem & Inspeção, São Paulo, v. 16, n. 2, p. 114 – 122, abr/jun, 2011. <https://doi.org/10.1590/S0104-92242011000200004>

TAMARELLI, C. M., AHSS 101 **The evolving use of advanced high strength steels for automotive applications**. Steel Market Development Institute, Materials Science and Engineering. Michigan: 2011

TAMARELLI, C. M. AHSS 101: **the evolving use of advanced high-strength steel for automotive applications**. Steel Mark. Dev. Inst. Michigan, p. 42, 2011. TAMARELLI, C. M. The Evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications. [S. l.], 1 mar. 2017. Disponível em: [www.autosteel.org](http://www.autosteel.org). Acesso em: 12 jul. 2020.

TASAN, C. C.; DIEHL, M.; YAN, D.; BECHTOLD, M.; ROTERS, F.; SCHEMMANN, L.; ZHENG, C.; PERANIO, N.; PONGE, D.; KOYAMA, K.; TSUZAKI, K.; RAABE, D. **An overview of dual-phase steels: Advances in microstructure-oriented processing and micromechanically guided design**. Annual Review of Materials Research. Palo Alto, v. 45, p. 391- 431, 2015. <https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070214-021103>

TAYLOR, M. **Effect of microstructure on the fracture response of advanced high strength steels**. 2016. 139f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Colorado School of Mines, Golden, 2016.

TIZIANI, A.; FERRO P.; CERVO R.; DURANTE M., **Effects of different welding Technologies on metallurgical and mechanical properties of DP 600 steelwelded joints**. La Metalurgia Italiana nº1/2011.

TSIPOURIDIS, P. **Mechanical properties of dual phase steels**. 2006. 115f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Universidade Técnica de Munique, Munique, 2006.

VILARINHO, *et al.* **Conventional and Controlled Short-Circuit GMAW Processes for Downhill Pipe Welding**. Nov/2014. IN: FABTECH SHOW, GEORGIA WORD CONGRESS CENTER ATLANTA, GEORGIA.

VILARINHO, L. O. **Modos Fundamentais de Transferência Metálica: Naturais e Controlados**. Revista da Soldagem. 2007.

VILARINHO, ET AL. **The Use of Derivative GMAW Processes for Root Pass in Pipe Welding**. Nov/2013. IN: COBEM. Ribeirão Preto, SP, Brazil.

VILELA, KC. *et al.* **Influência da temperatura e tempo do tratamento térmico de revenimento de duplo estágio sobre a microestrutura e propriedades do metal de solda 13% Cr, 4% Ni e 0,4% Mo.** Soldagem & Inspeção. 2020;25:e2520. <https://doi.org/10.1590/0104-9224/si25.20>

WANG, W.; LI, M.; HE, C.; WEI, X.; WANG, D.; DUB, H. **Experimental study on high strain rate behavior of high strength 600–1000 MPa dual phase steels and 1200 MPa fully martensitic steels.** Materials & Design. Surrey, v. 47, p. 510-521, 2013. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.12.068>

WEMANS, A. J. M.L. V, 2009. **Tese de Doutorado - Descargas luminescentes anômalas com cátodo magnetrão – Descargas reactivas.** Lisboa: Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa, 2009.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: Processos e Metalurgia.** São Paulo: Blucher, 1992.

WILSON, A.W; SPANOS, G., **Application of Orientation Imaging Microscopy to Study Phase Transformations, In Steels Materials Characterization,** v46, p407– 418, 2001. [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(01\)00140-1](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(01)00140-1)

WUPPERMANN, C.P. **The Steel Industry in Europe – Globalisation: Challenges and Opportunities.** 62º Congresso Anual da ABM. Anais. Vitória, Julho 2007, 71 p.

YURIOKA, N. **Physical Metallurgy of Steel Weldability.** ISIJ International, v. 41, n. 6, p. 566–570, 2001. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.566>

XIE, H. *et al.* **Microstructure and mechanical properties of a novel 1000MPa grade TMCP low carbon microalloyed steel with combination of high strength and excellent toughness.** Materials Science and Engineering. A, v. 612, p.123-130, 2014a. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.033>

ZHANG, F; RUI MI, A; WO, P. C.; FIELD, D. P. **Morphology and distribution of martensite in dual phase steel and its relation to the multiscale mechanical behavior.** Materials Science & Engineering A. Lausanne, v. 659, p. 93–103, 2016. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.02.048>

<http://www.energiaeambiente.org.br/> Disponível em: Acesso em 26 de dezembro de 2020. <https://www.noaa.gov/> Acesso em 26 de dezembro de 2020.

## APÊNDICE I

Figura I.1 - Diagrama de Blocos do Sistema de Aquisição de Sinais PARTE 1

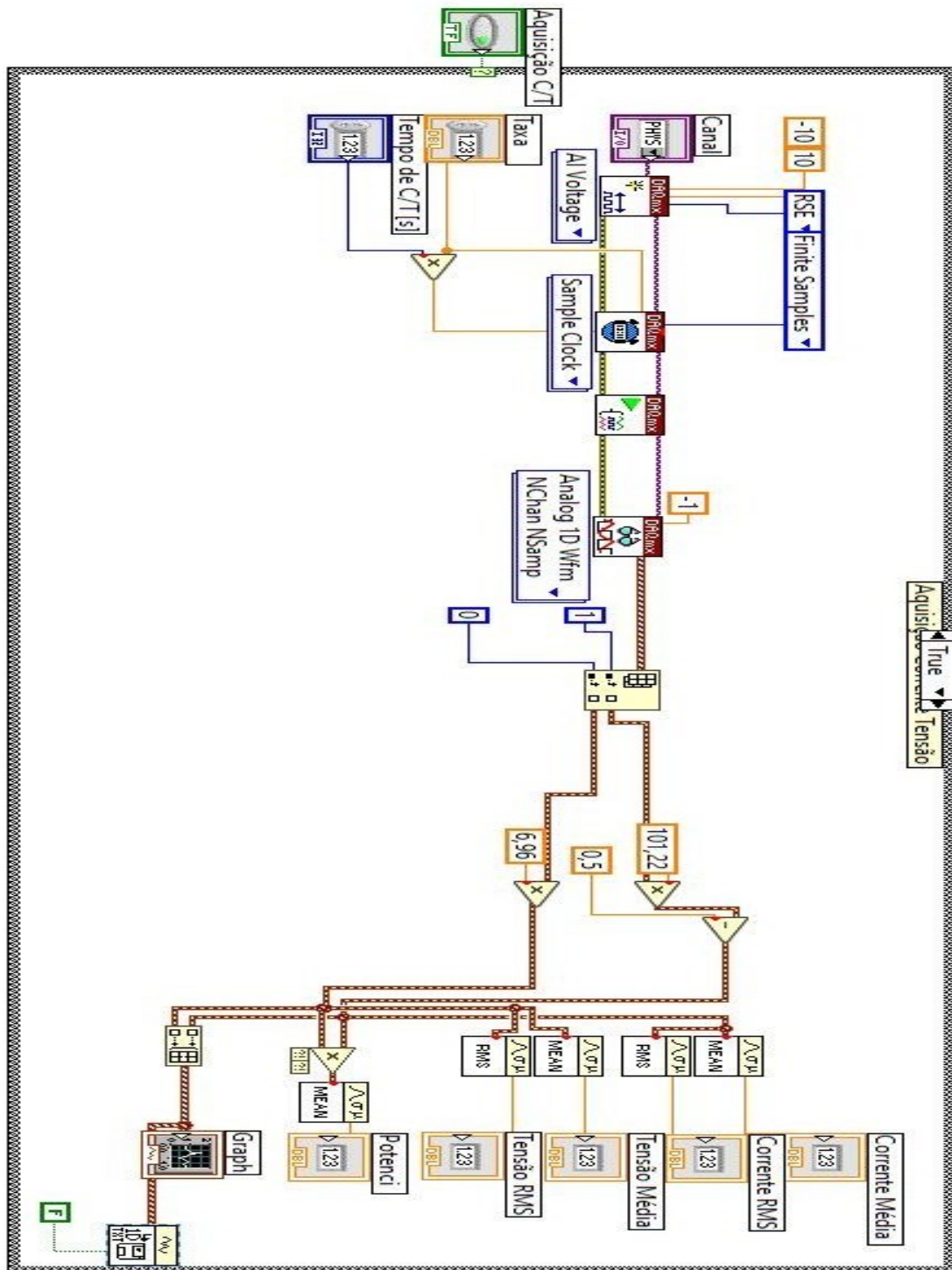
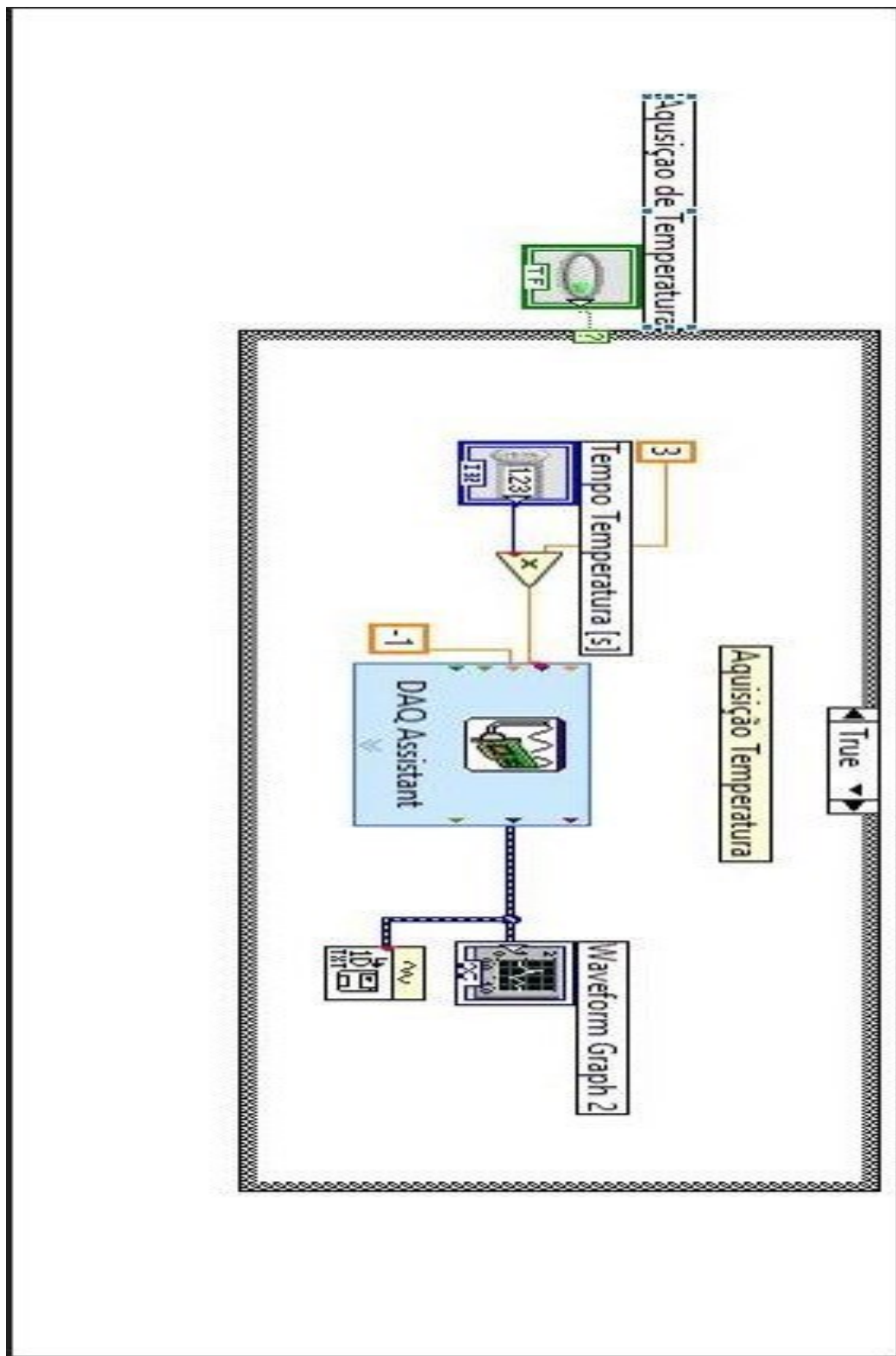


Figura I.2 - Diagrama de Blocos do Sistema de Aquisição de Sinais PARTE 2



## APENDICE II

### IVCC- cordões de solda

Figura II.1 - IVCC amostra 4

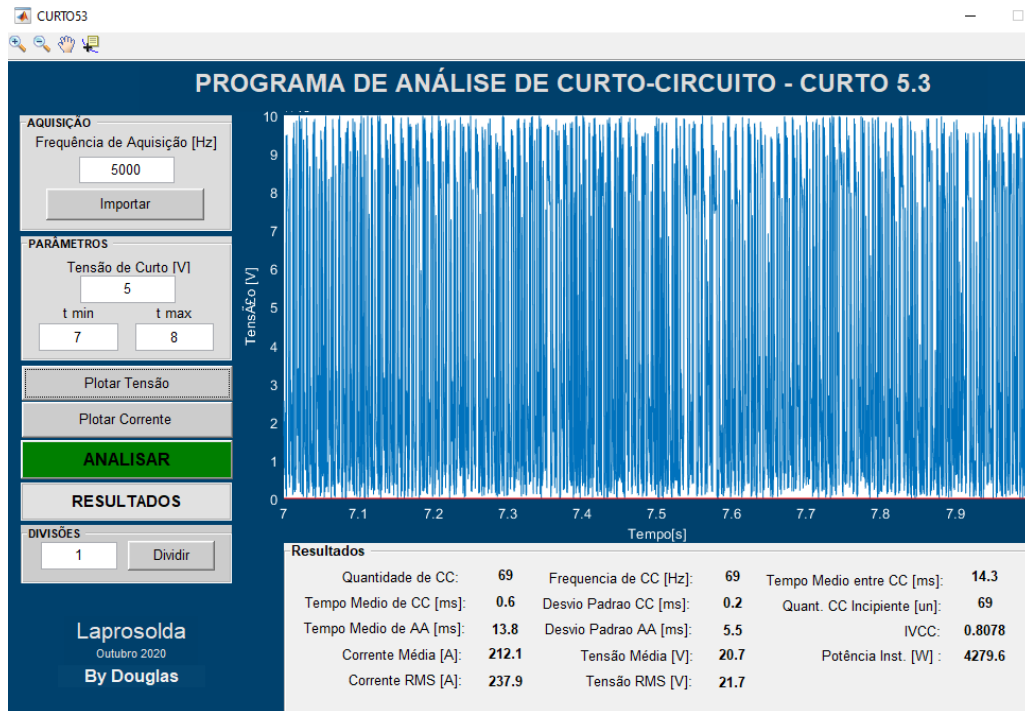


Figura II.2 - IVCC amostra 4G

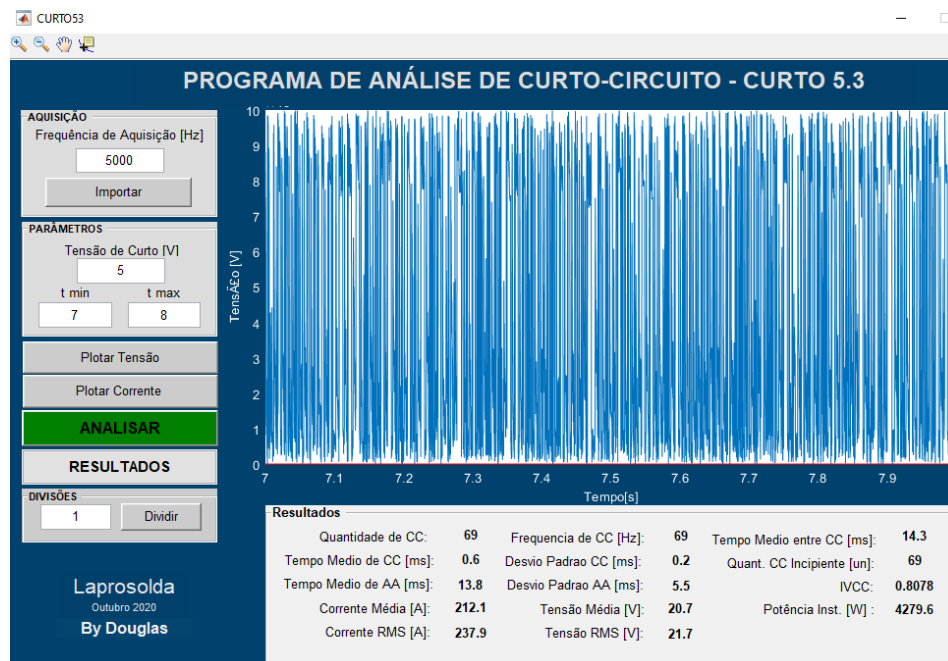


Figura II.3 - IVCC amostra 9

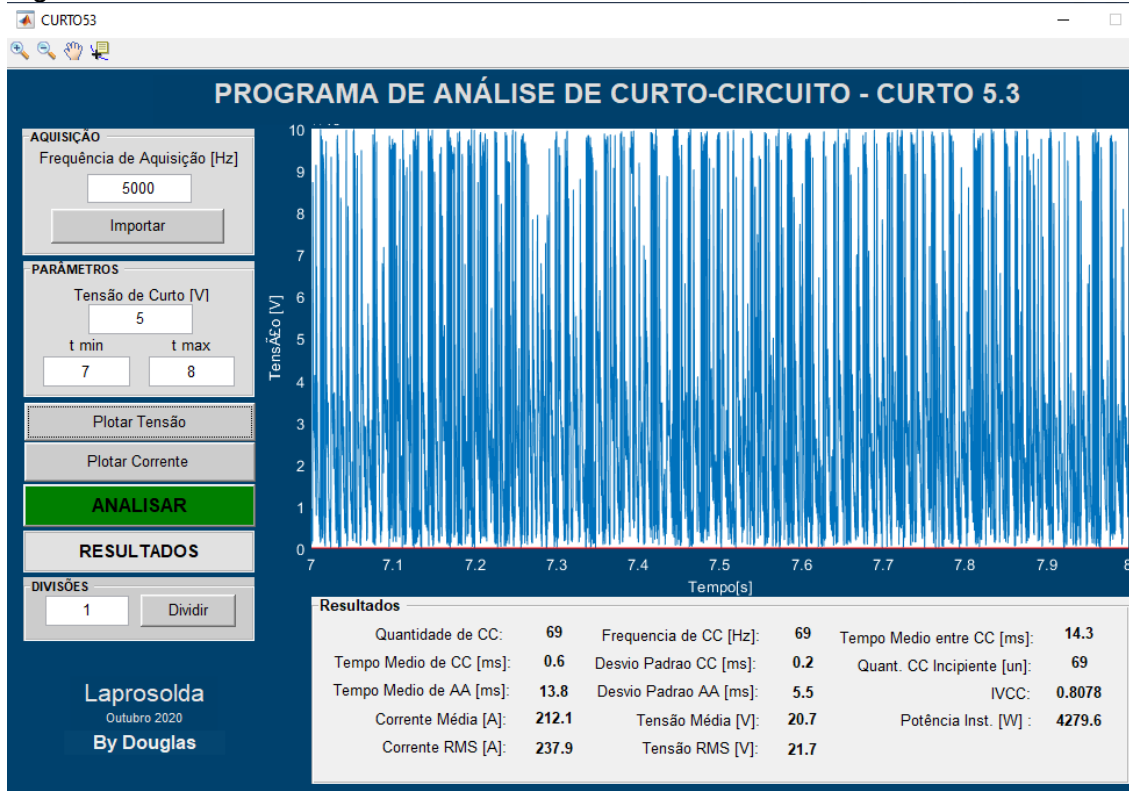


Figura II.4 - IVCC amostra 9G

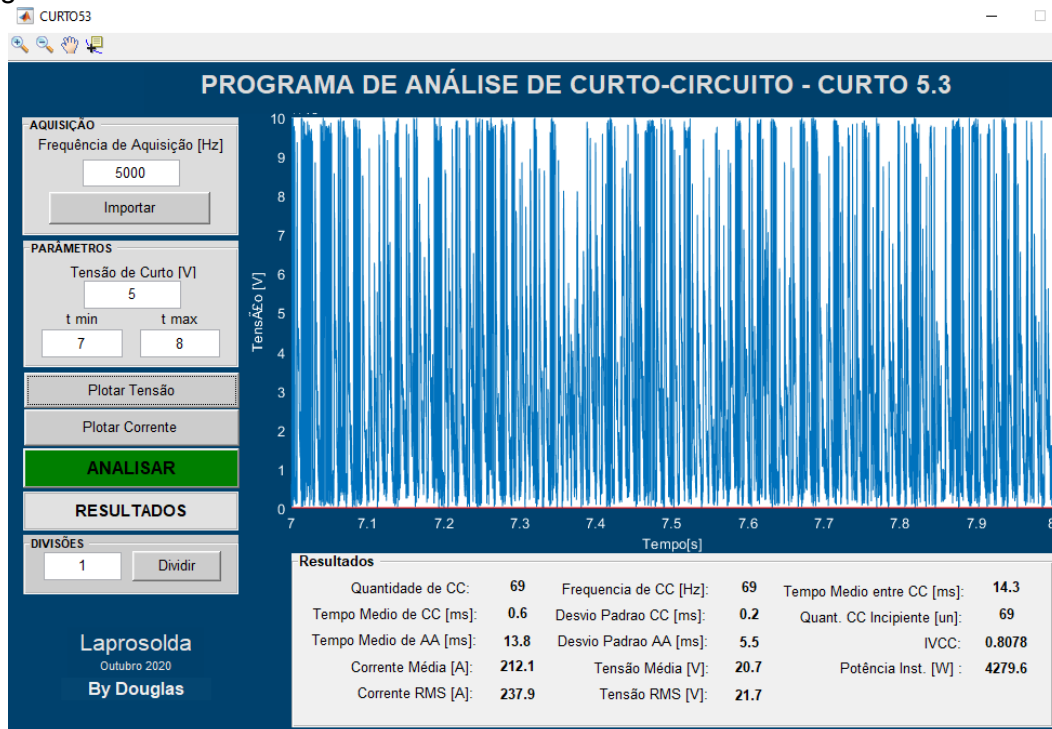


Figura II.5 - IVCC amostra 14

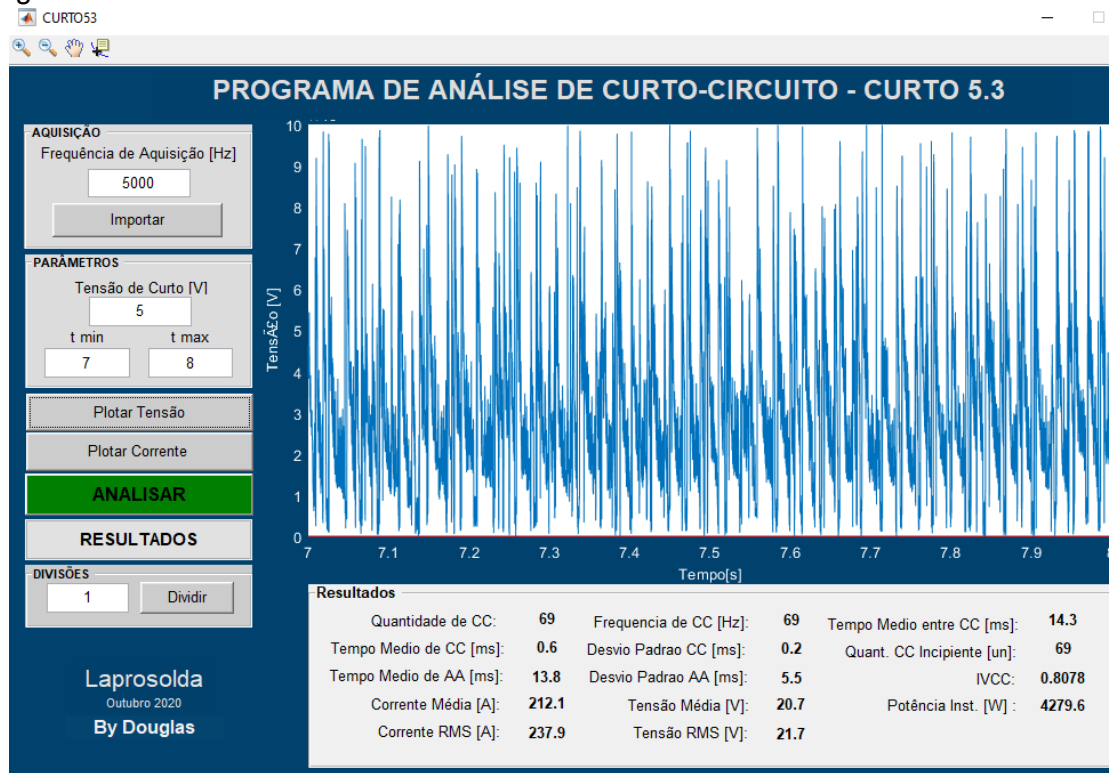
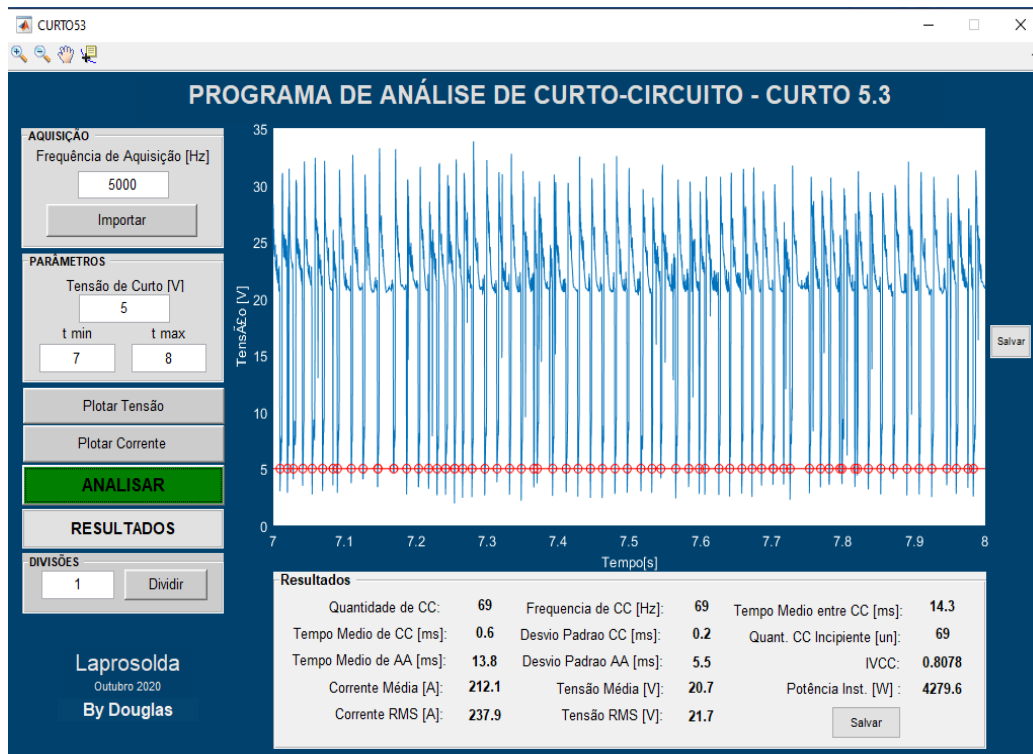


Figura II.6 - IVCC amostra 14G

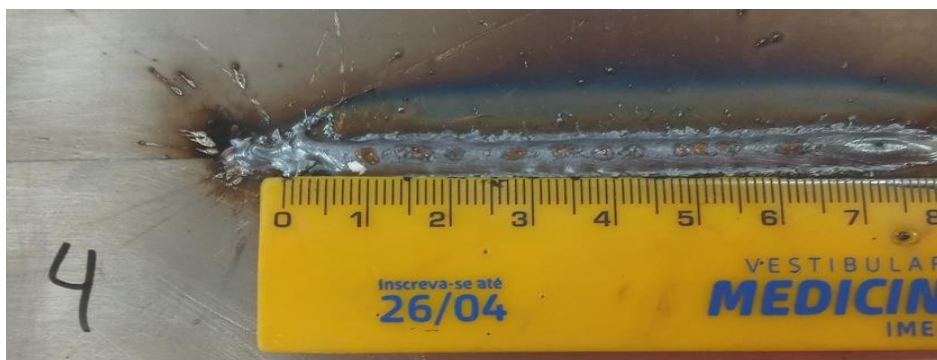


## APÊNDICE III

Figura III.1 - Fotos cordões de solda



Figura III.2 - Fotos cordões de solda aço DP1000 galvanizado e não galvanizado





## APENDICE IV

### Mapa / Perfil de Microdureza

Figura IV.1 - Mapa de Microdureza da junta amostra 14.

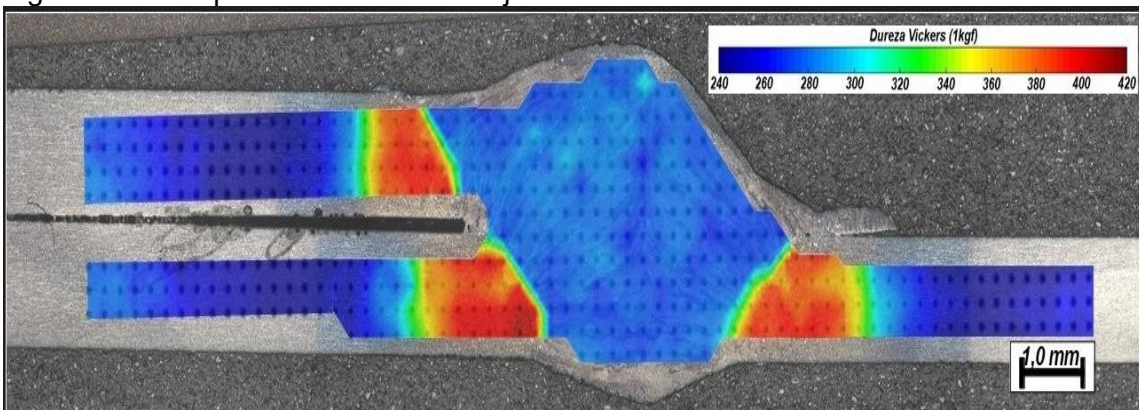


Figura IV.2 - Mapa de Microdureza da junta amostra 14G

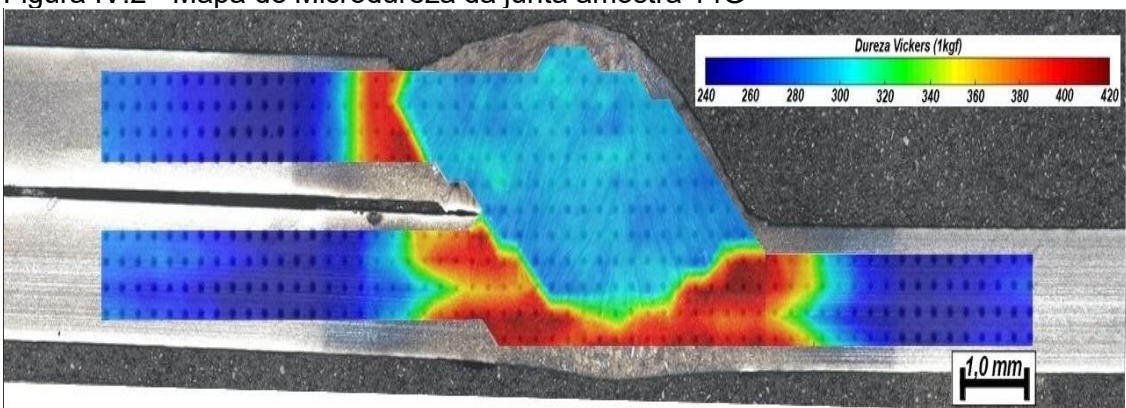


Figura IV.3 - Perfil de Microdureza da junta amostra 14

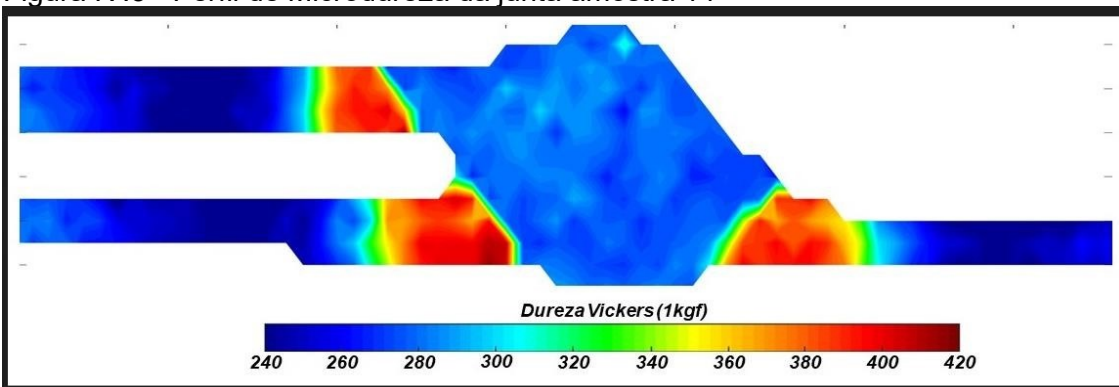
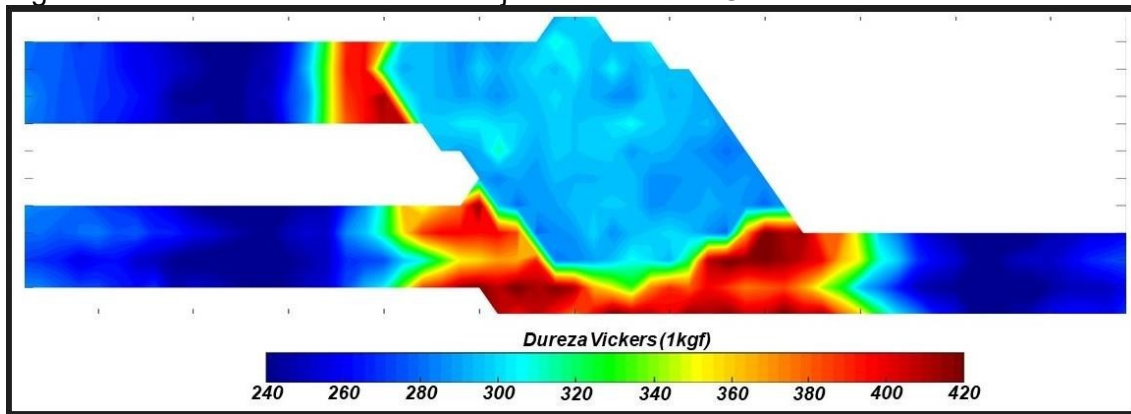


Figura IV.4 - Perfil de Microdureza da junta amostra 14G



## APENDICE V

### Gráficos de Microdureza

Figura V.1 - Perfil de microdureza metal de solda para cordões de solda com velocidade de alimentação do arame de 5,5 m/min

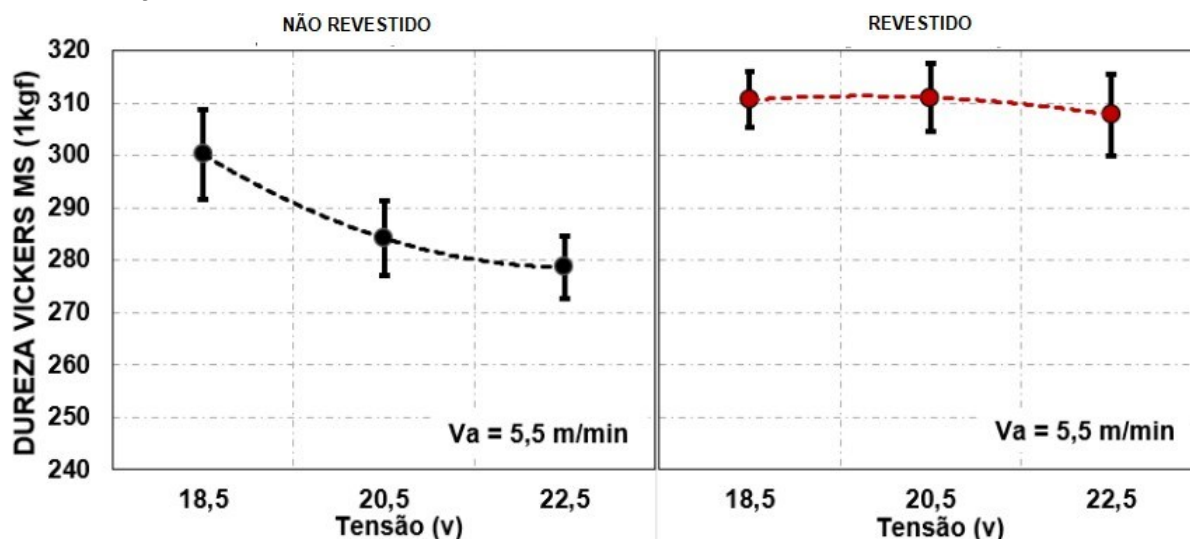


Figura V.2 - Perfil de microdureza metal de solda para cordões de solda com velocidade de alimentação do arame de 6,0 m/min

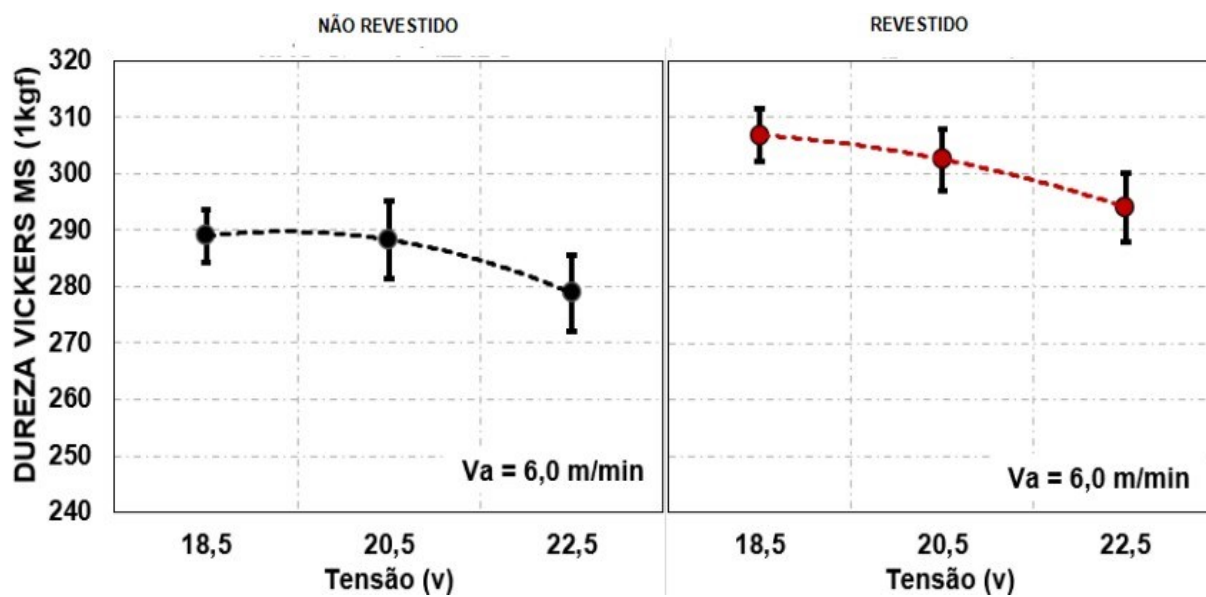


Figura V.3 - Perfil de microdureza GGZAC para cordões de solda com velocidade de alimentação do arame de 5,5 m/min

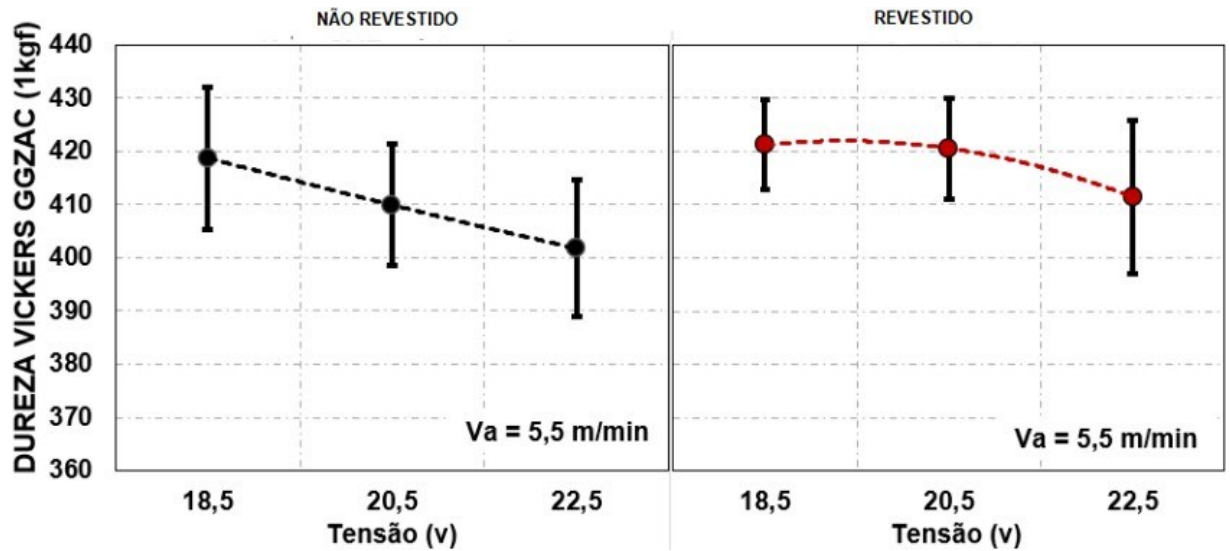
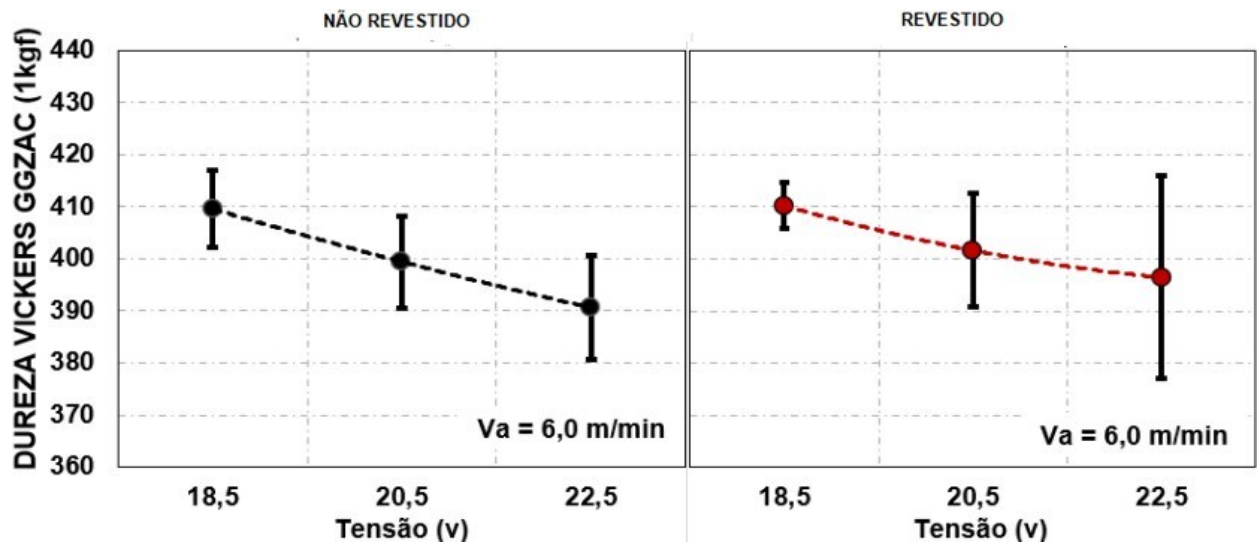


Figura V.4 - Perfil de microdureza GGZAC para cordões de solda com velocidade de alimentação do arame de 6,0 m/min



## APENDICE VI

### MEV dos cordões de solda 10 , 10G, 15 e 15G

Figura VI.1 - MEV – amostra 10

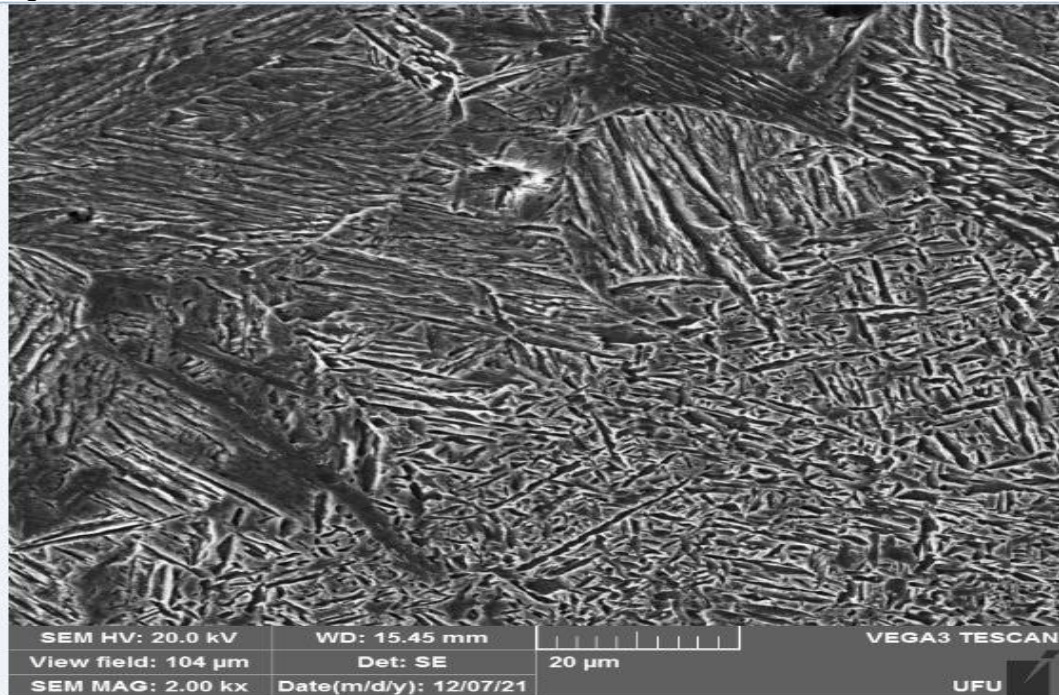


Figura VI.2 - MEV – amostra 10G

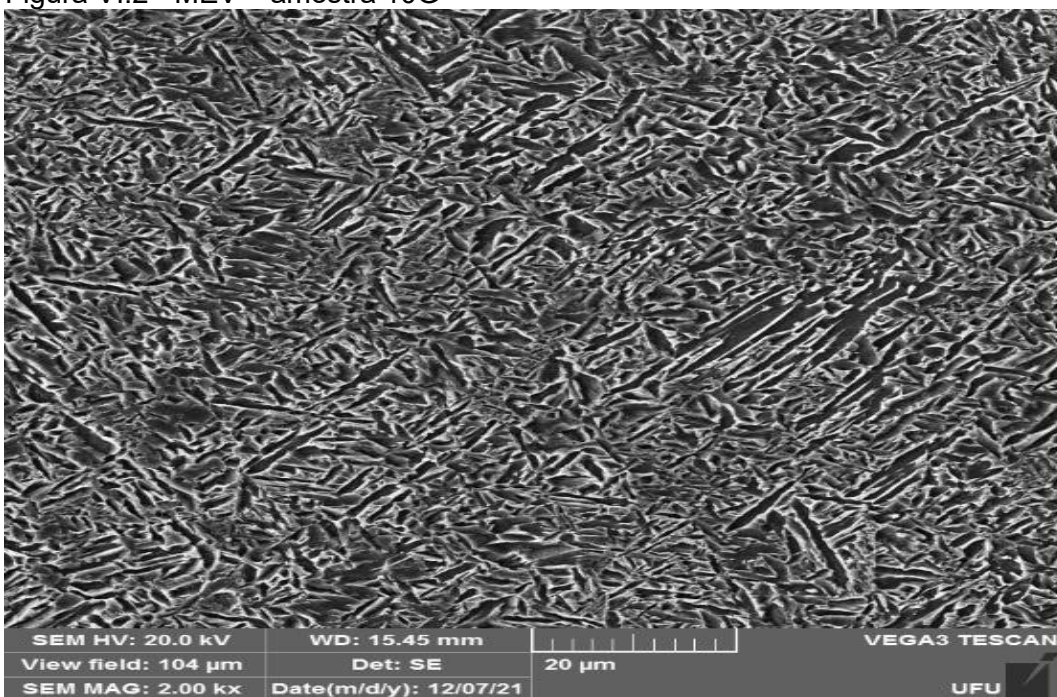


Figura VI.3 - MEV – amostra 15

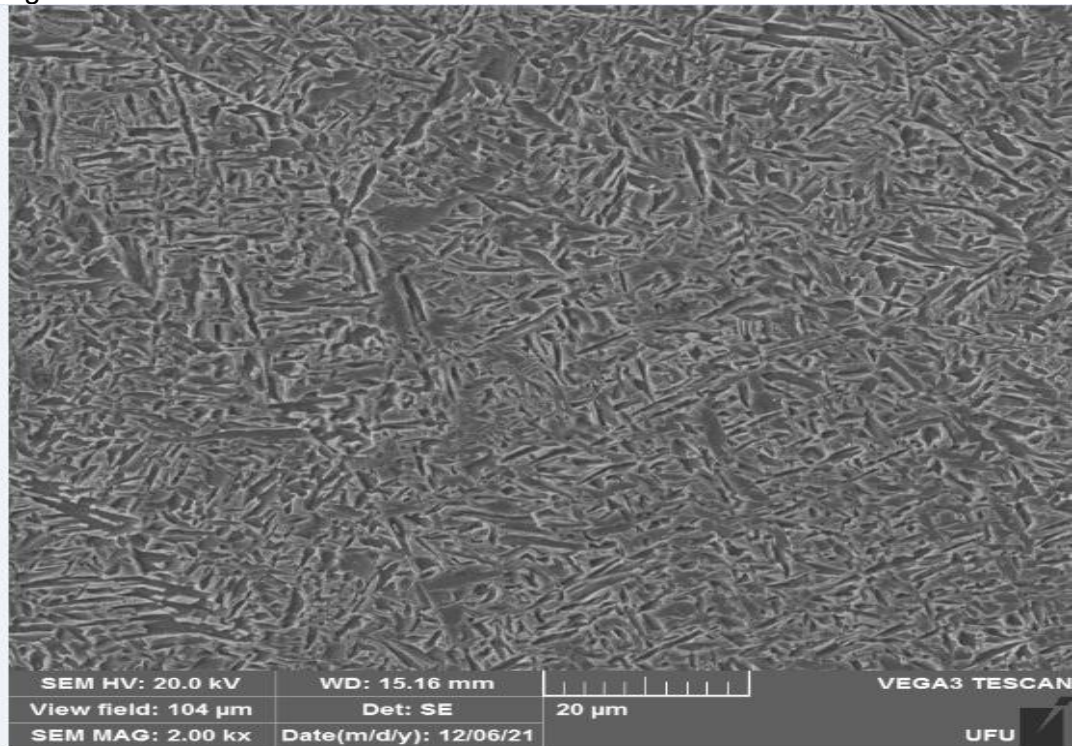
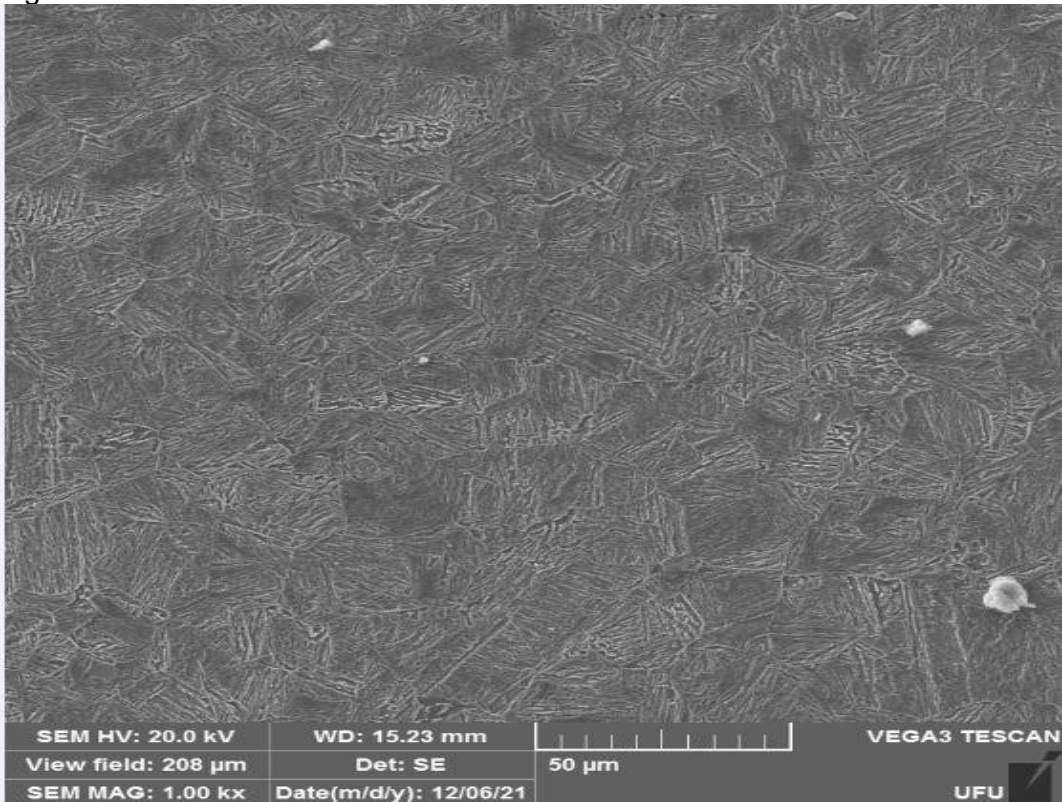


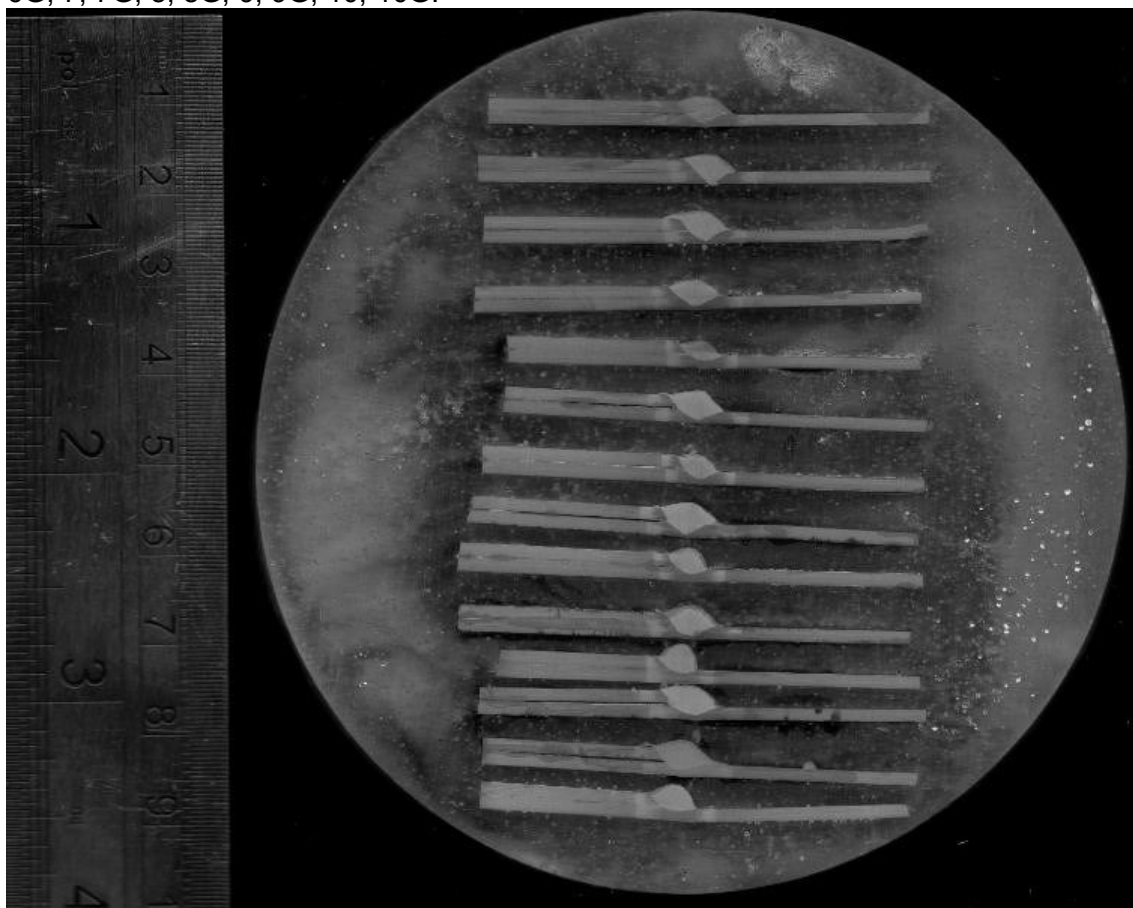
Figura VI.4 - MEV – amostra 15G



## APENDICE VII

Escaneamento das amostras para análise da geometria

Figura VII.1 - Escaneamento das amostras para análise da geometria – 4, 4G, 5, 5G, 6, 6G, 7, 7G, 8, 8G, 9, 9G, 10, 10G.



## APENDICE VIII

Análise de amostras - análise da geometria ImageJ

Figura VIII.1 - Amostra 4

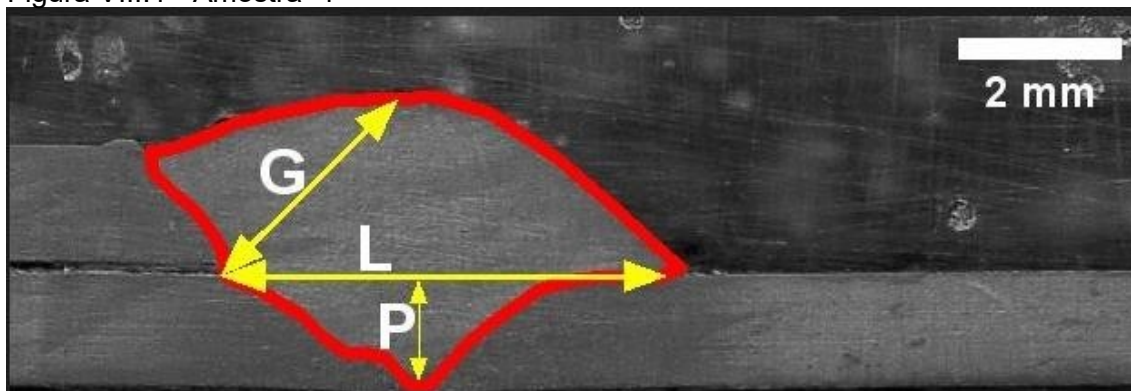


Figura VIII.2 - Amostra 4G

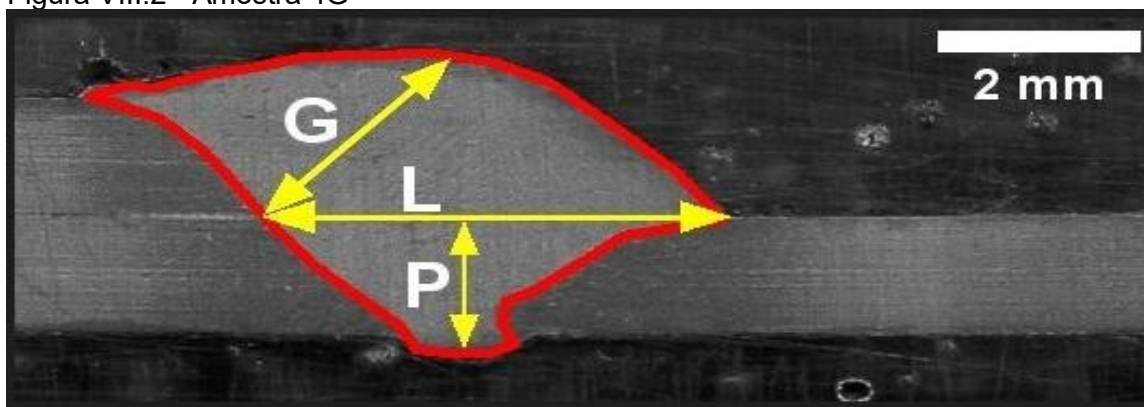


Figura VIII.3 - Amostra 5

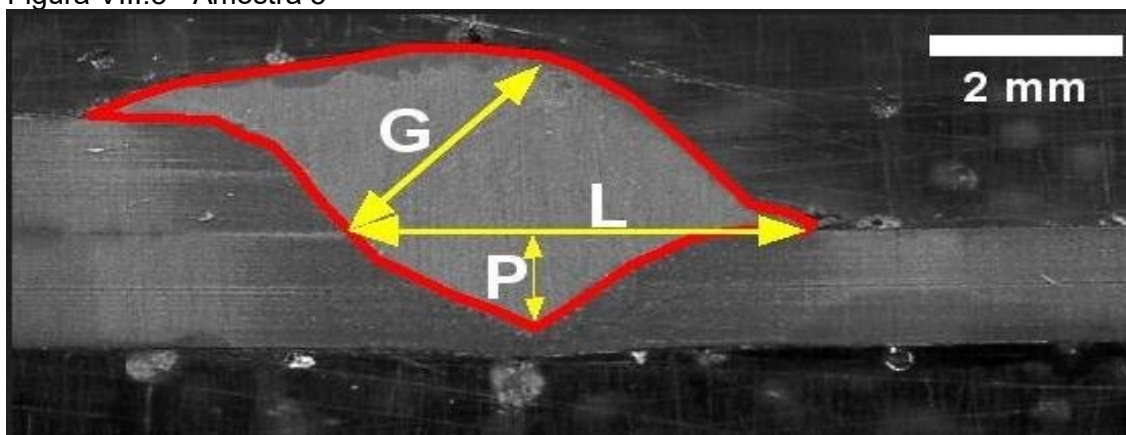




Figura VIII.4 Amostra 5G

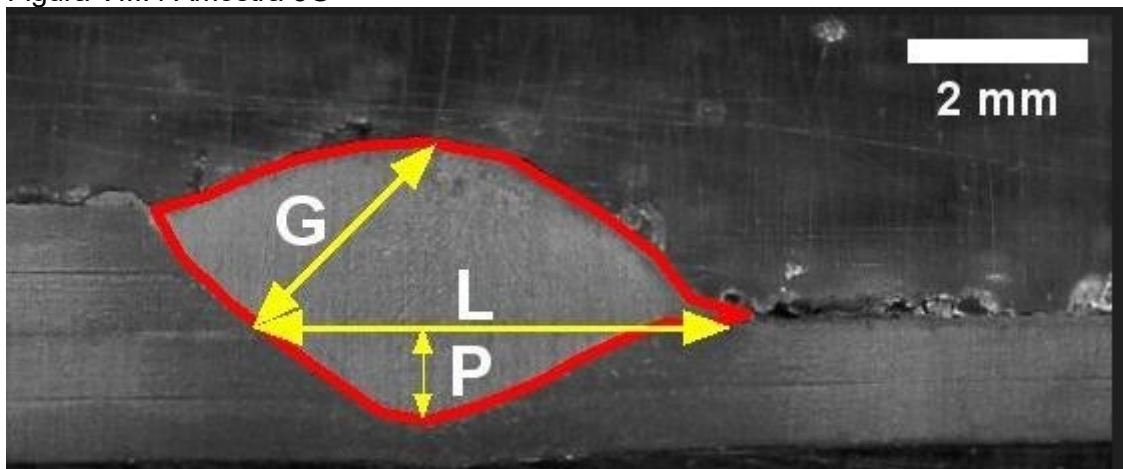


Figura VIII.5 Amostra 6

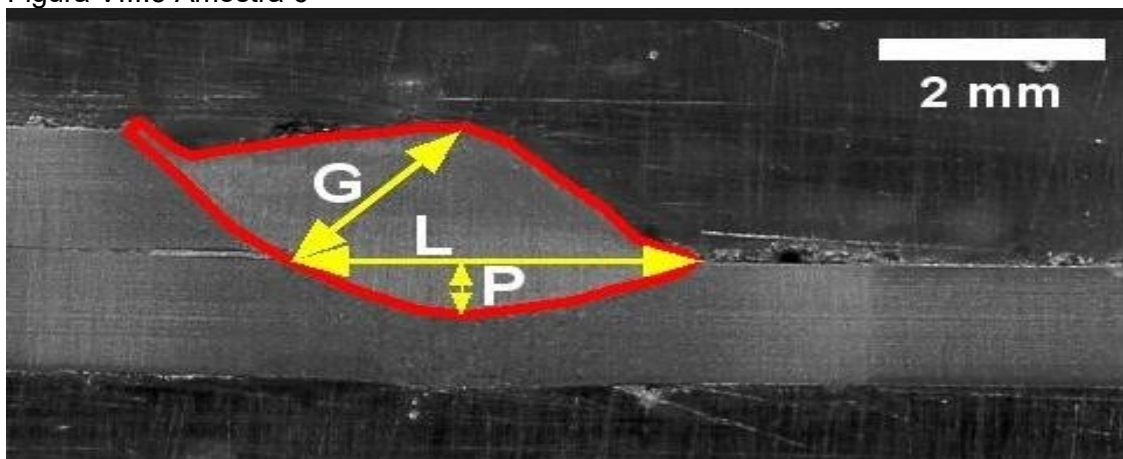


Figura VIII.6 Amostra 6G

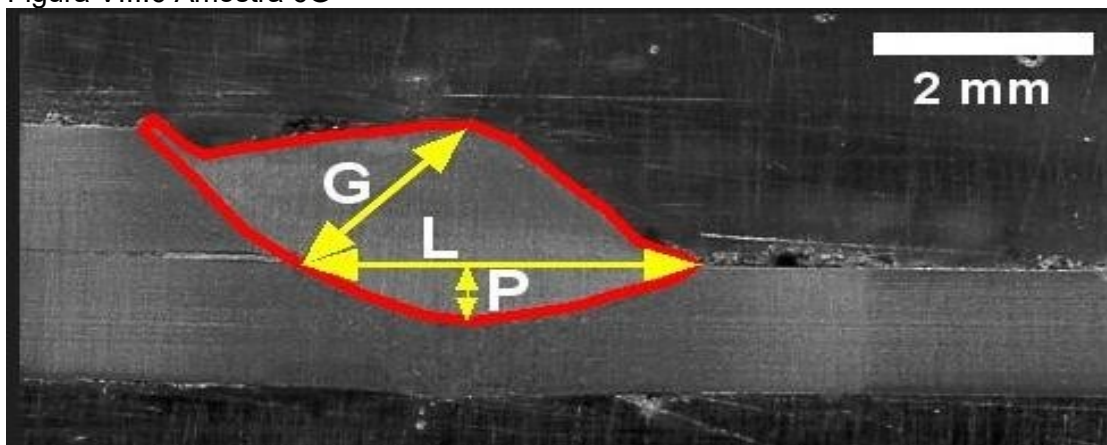


Figura VIII.8 Amostra 7

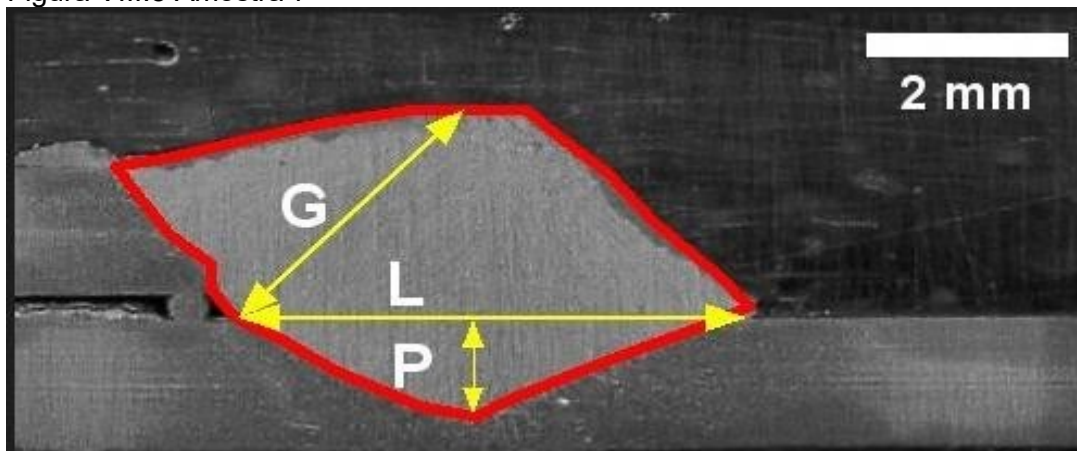


Figura VIII.9 Amostra 7G

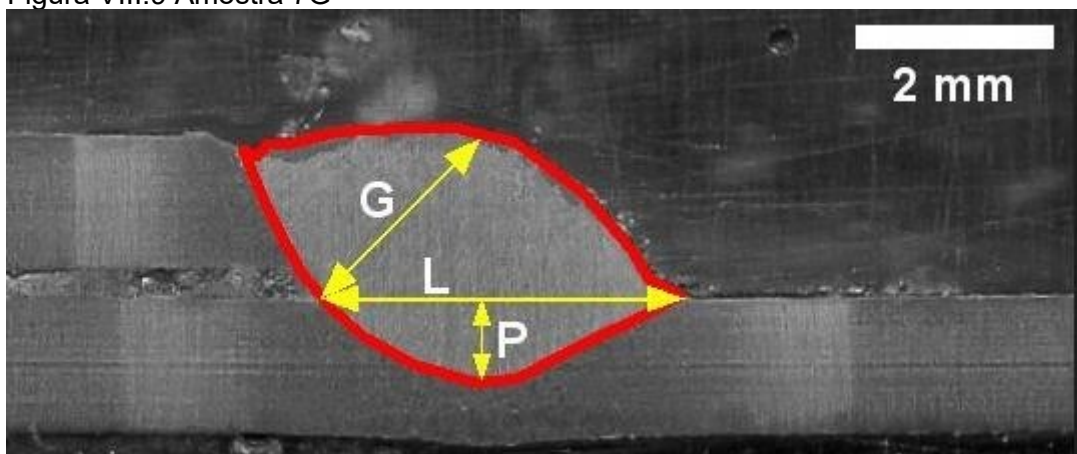


Figura VIII.10 Amostra 8

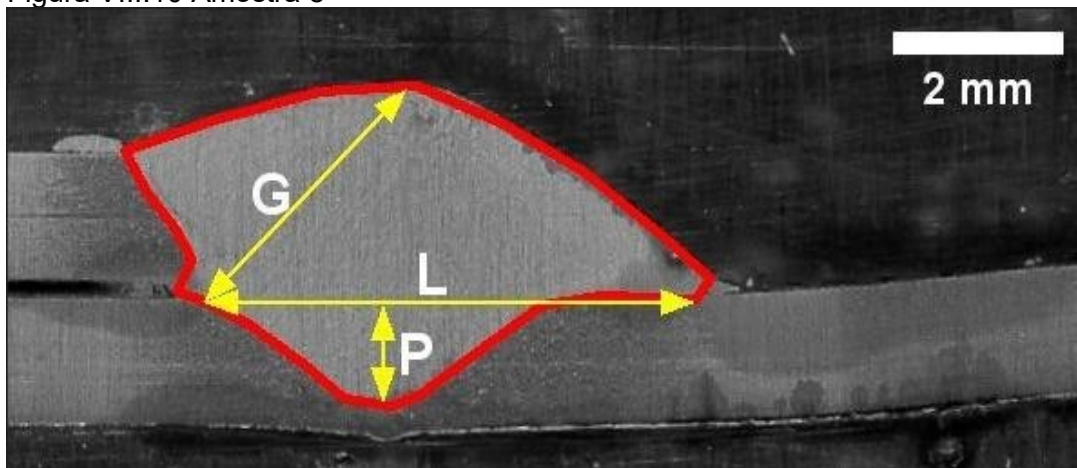


Figura VIII.11 Amostra 8G

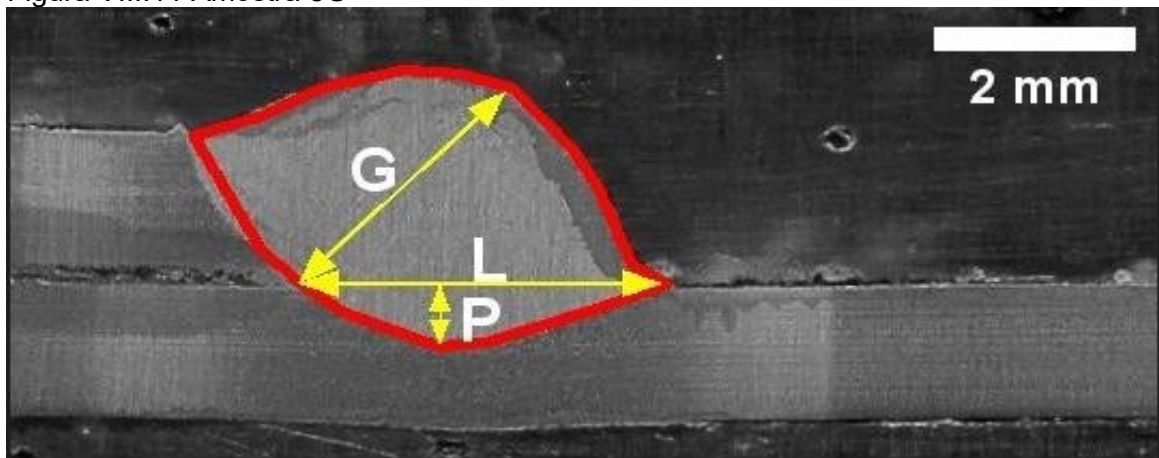


Figura VIII.12 Amostra 9

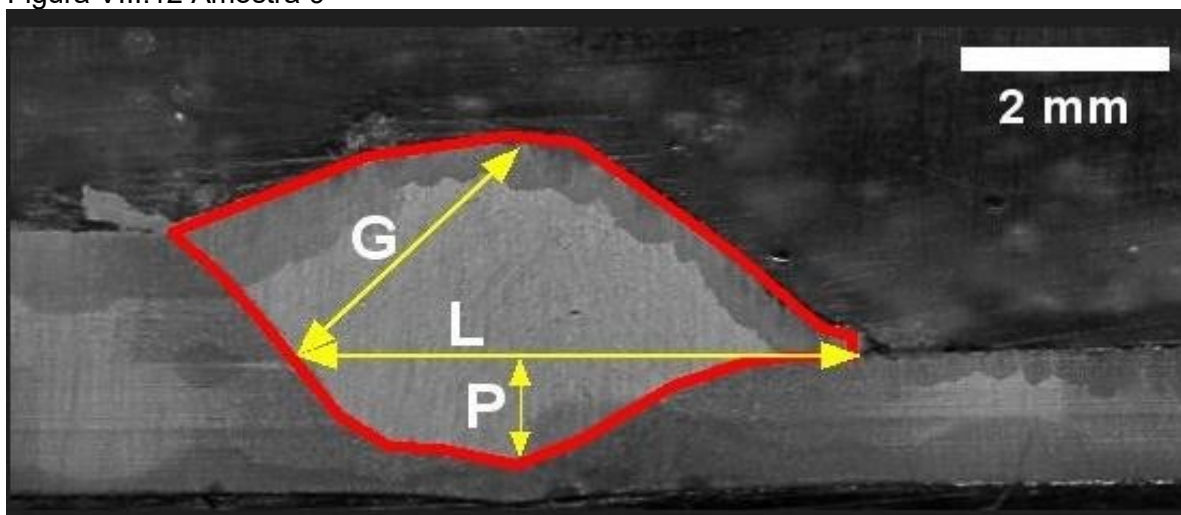


Figura VIII.13 Amostra 9G

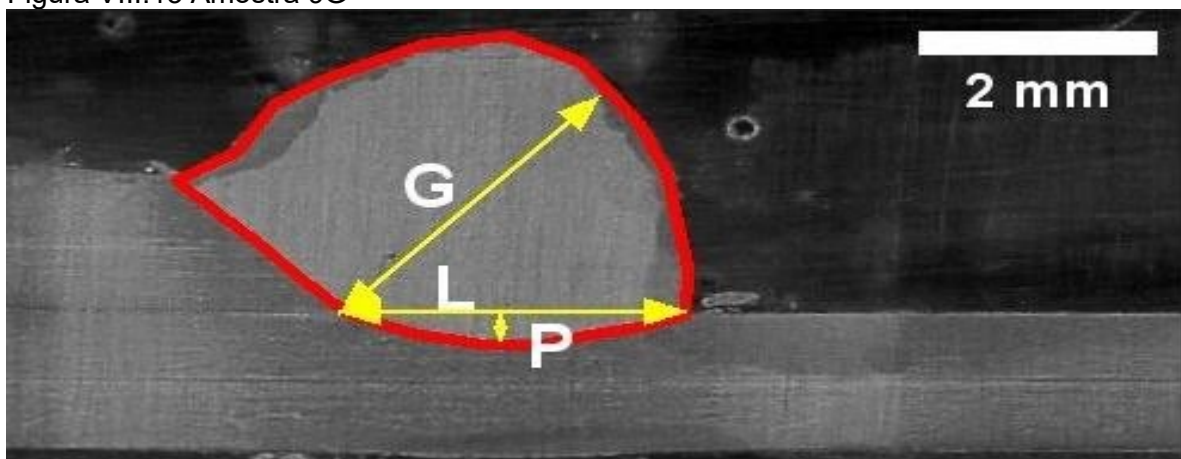


Figura VIII.14 Amostra 10

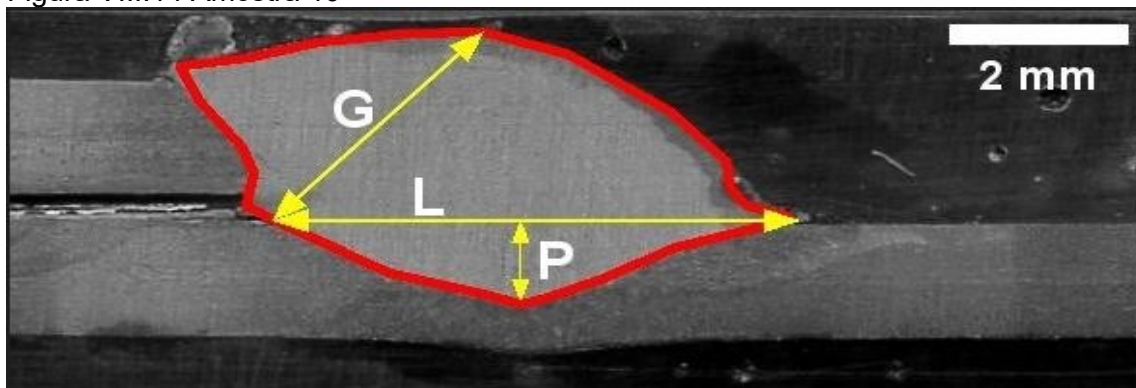


Figura VIII.15 Amostra 10G.

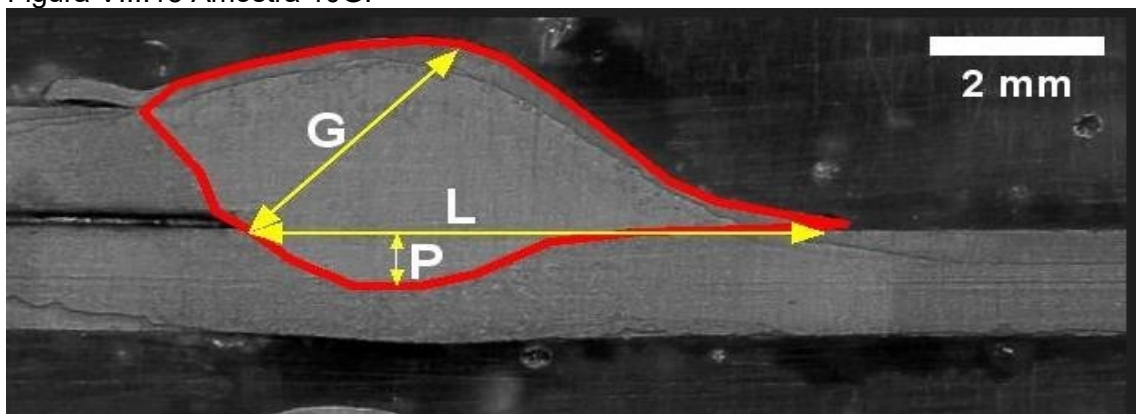


Tabela VIII.1 – Valores das amostras medidos pelo IMAGEJ

CP	ZF	L	G	P
4	12,52	5,41	3,04	1,25
4G	11,17	4,62	2,61	1,50
5	11,68	4,75	2,83	1,05
5G	11,39	5,27	2,87	1,04
6	6,15	3,60	2,10	0,64
6G	12,50	5,00	3,16	1,00
7	7,14	3,66	2,28	0,82
7G	14,10	5,75	3,36	1,10
8	8,64	3,60	2,80	0,65
8G	12,70	5,40	3,02	1,00
9	9,00	2,95	3,10	0,30
9G	14,00	5,80	3,30	1,00
10	13,50	6,58	3,39	0,70
10G	9,42	3,76	2,86	0,48