



UNIVERSIDADE FEDERAL DE PERNAMBUCO
CENTRO DE TECNOLOGIA E GEOCIÊNCIAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

MATHEWS LIMA DOS SANTOS

**INVESTIGAÇÃO DA SOLDABILIDADE PELA METODOLOGIA BOX-BEHNKEN
E DA SUSCETIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR METAL LÍQUIDO DE
CHAPAS GALVANIZADAS DE AÇO DP 600 UTILIZANDO O PROCESSO GMAW**

Recife

2024

MATHEWS LIMA DOS SANTOS

**INVESTIGAÇÃO DA SOLDABILIDADE PELA METODOLOGIA BOX-BEHNKEN
E DA SUSCETIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR METAL LÍQUIDO DE
CHAPAS GALVANIZADAS DE AÇO DP 600 UTILIZANDO O PROCESSO GMAW**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

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

Coorientador: Prof. Dr. Renato Alexandre Costa de Santana.

Recife

2024

Catálogo na fonte
Bibliotecária Margareth Malta, CRB-4 / 1198

S237i

Santos, Mathews Lima dos.

Investigação da soldabilidade pela metodologia Box-Behnken e da suscetibilidade à fragilização por metal líquido de chapas galvanizadas de aço DP 600 utilizando o processo GMAW / Mathews Lima dos Santos. – 2024.

123 f.: il., fig. e tab.

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

Coorientador: Prof. Dr. Renato Alexandre Costa de Santana.

Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Pernambuco. CTG. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2024.

Inclui Referências, Apêndices e Anexo.

1. Engenharia Mecânica. 2. Planejamento experimental. 3. Fragilização por metal líquido. 4. Aço dual-phase. 5. GMAW. I. Santos, Tiago Felipe de Abreu (Orientador). II. Santana, Renato Alexandre Costa de (Coorientador). III. Título.

UFPE

621 CDD (22. ed.)

BCTG/2024-23

MATHEWS LIMA DOS SANTOS

**INVESTIGAÇÃO DA SOLDABILIDADE PELA METODOLOGIA BOX-BEHNKEN
E DA SUSCETIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR METAL LÍQUIDO DE
CHAPAS GALVANIZADAS DE AÇO DP 600 UTILIZANDO O PROCESSO GMAW**

Tese apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Pernambuco, Centro de Tecnologia e Geociências, como requisito parcial para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica. Área de concentração: Engenharia de Materiais e Fabricação.

Aprovada em: 12/04/2024.

BANCA EXAMINADORA

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

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

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

Prof. Dr. Aureliano Xavier dos Santos (Examinador Externo)
Universidade Federal Rural de Pernambuco

Prof. Dr. Rodrigo Jose de Oliveira (Examinador Externo)
Universidade Estadual da Paraíba

Do homem mais sortudo do mundo para os meus pilares: Ivanize Lima, Edval dos Santos e Valtiana Kelly da Silva.

AGRADECIMENTOS

Tenho um segredo para contar a você: esta tese foi escrita graças à sabedoria e ajuda de muitas pessoas. Tamanha é minha gratidão a todas elas que seria deveras injusto utilizar esta seção apenas para agradecer, com certa frieza, seres tão iluminados. Posto isto, utilizarei este espaço de (quase) livre escrita para compartilhar meus sentimentos e ressaltar o importante papel daqueles que trilham esta trajetória comigo, permitindo a realização de tantos sonhos.

Agradeço ao meu Deus, "pois o Senhor é bom / e o seu amor leal é eterno; / a sua fidelidade permanece / por todas as gerações." Obrigado por me sustentar em cada passo e me fazer mais forte todos os dias.

À mulher mais inspiradora do mundo: minha mãe, Ivanize Ferreira Lima. Seu amor, exemplo e superação são o combustível que me fazem acreditar que posso alcançar o que parece ser impossível. Sou grato pelo seu incomparável empenho durante toda a minha vida, pelas palavras carregadas de sabedoria e por ser permanentemente meu maior alicerce. Essa conquista é nossa. Eu te amo muito!

Àquele que suscitou em mim a paixão pela Engenharia Mecânica e sempre lutou para que eu pudesse alçar voos mais altos: meu velho, Edval dos Santos (*in memoriam*). Pai, ainda havia muito o que ser dito e muitos momentos para serem compartilhados. Mas o senhor ficaria maravilhado em saber o quão longe estamos chegando nos nossos planos. Obrigado pela educação e pelas memórias. Para sempre te amarei. Espero te ver novamente.

Àquela com quem compartilho não apenas os meus sonhos, mas também minha luta diária e comemoro as pequenas e grandes conquistas: minha incrível esposa, Valtiana Kelly. Tenho a sorte de ter você como minha companheira de vida e poder contar contigo em todos os momentos. O somatório dos nossos esforços rompeu barreiras que pareciam intransponíveis e juntos vencemos desafios impensáveis. Sou extremamente grato pelo seu amor e apoio incondicional; por compartilhar minhas angústias e fazer das minhas, suas batalhas pessoais. Amo-te imensamente todos os dias e tenho a certeza de que tempos cada vez melhores virão.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Tiago Felipe de Abreu Santos, por aceitar este desafio, projetar esta tese comigo e me conduzir à minha melhor versão profissional. Obrigado, Professor, pela experiência enriquecedora, pela confiança, pelos conselhos, por me apresentar um mundo de conhecimento ainda inexplorado e pelo imenso apoio para o encerramento deste ciclo. Minha gratidão se estende ao meu coorientador, Prof. Dr. Renato Alexandre Costa de Santana, pelo acompanhamento, pelo esforço e por ser uma grande referência intelectual.

Aos Professores Dr. Severino Leopoldino Urtiga Filho, Dr. Oscar Olímpio de Araújo Filho e Dr. Guilherme Barbosa Lopes Junior (UFPE); Dr. Rodrigo José de Oliveira (UEPB) e Dr. Aureliano Xavier dos Santos (UFRPE) pela disponibilidade e pelas valiosas contribuições a este trabalho. Agradeço também de forma muito especial ao Prof. Dr. Edwar Andrés Torres López (Universidad de Antioquia) pelo contínuo acompanhamento do desenvolvimento deste estudo e por não ter medido esforços para sempre cooperar com a execução da pesquisa e promover interessantes discussões dos resultados. Sou muito grato também ao estimado Prof. Dr. Milton Sergio Fernandes de Lima (IEAv) não apenas por compartilhar seus conhecimentos e colaborar com esta tese, mas também pela doação do requisitado metal de base utilizado para o desenvolvimento de toda a pesquisa. Obrigado a todos!

Aos amigos do Grupo de Pesquisa SOLDAMAT, que comigo dividiram inúmeros encargos acadêmicos e sempre me apoiaram no desenvolvimento desta pesquisa. A Helen e João Lucas (duas das pessoas mais incríveis e competentes que já conheci), agradeço o valioso conhecimento repassado, mas também o apoio providencial e as profundas conversas, desde aquelas regadas a lágrimas, até aquelas nas quais as risadas transpassavam as paredes dos laboratórios de pesquisa. Aos prezados amigos Guilherme, Ivan, Igor e Lucas, agradeço por me acolherem no grupo tão bem, por tanto me ensinarem, por tornarem a minha morada em Recife mais agradável e por me tornarem um profissional muito melhor. Meus agradecimentos se dirigem igualmente aos profissionais Janaína e Rubens. A experiência de dividir estes dias com todos vocês, foi incrível e nosso cotidiano me fará falta. Vocês são fontes de inspiração. Espero que continuemos trabalhando juntos e tenhamos um futuro magnífico.

Sou grato àquele que esteve comigo nos dias mais difíceis da minha vida: meu tio e padrinho, Washington Luiz. Ao patriarca da minha família, meu avô, Lourival (*in memoriam*) e à matriarca, minha avó, Lúcia, que sempre me acompanharam de perto, mesmo estando fisicamente distante. À família paraibana que me acolheu, em especial Valderi, Josefa Maria (*in memoriam*), Valteyr e Maria Aparecida. À minha linda e amada sobrinha, a artista Ana Cecília. E àqueles amigos que há mais tempo me acompanham e torcem pelo meu sucesso, com destaque aos admiráveis Ariane, Eduardo, Raylander e Katarina.

Agradeço ao Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM/UFPE) e ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UFPE por fornecerem toda a infraestrutura necessária para o desenvolvimento deste estudo. À Fundação de Amparo à Ciência e Tecnologia do Estado de Pernambuco – FACEPE (IBPG-0538-3.03/21), à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo apoio financeiro.

“I asked around about LME,” Kenyon said without waiting to ask why I was calling. “You may have something there. Liquid Metal Embrittlement is scary stuff. I don’t know where you’d buy the chemical—a welding supply house, maybe?” (Finder, 2006, p. 376).

RESUMO

A larga utilização de aços avançados de alta resistência no setor automotivo se dá em virtude das características destes materiais, como elevada resistência mecânica, alta ductilidade e boa resistência ao impacto. Assim, chapas finas podem ser utilizadas, reduzindo o peso dos veículos, levando à menor emissão de poluentes, sem renunciar à segurança veicular. Para evitar a degradação das propriedades mecânicas durante os processos de fabricação, pesquisadores são impelidos à busca do entendimento dos fenômenos decorrentes dos processos de união destes materiais. Neste sentido, esta tese de doutorado tem por objetivo otimizar e validar parâmetros de soldagem de chapas finas de aço Dual-Phase galvanizado a quente durante a soldagem robotizada GMAW e avaliar a suscetibilidade das juntas soldadas com elevado nível de restrição à fragilização por metal líquido. O metal de base como recebido foi caracterizado pelas técnicas de microscopia ótica e eletrônica de varredura, bem como difração de raios-X. Valores otimizados dos parâmetros de soldagem foram definidos mediante uso da metodologia Box-Behnken e o teste circular-patch foi utilizado para avaliar a sensibilidade ao trincamento das juntas soldadas. Os resultados deste estudo mostraram que o metal de base apresenta uma microestrutura bastante refinada, com ilhas de martensita (com fração volumétrica igual a $15,62\% \pm 5,61$) dispersas em uma matriz ferrítica. A espessura média do revestimento é igual a $7 \pm 1 \mu\text{m}$ e há uma camada interfacial de alumínio entre o aço e o revestimento. O delineamento de experimentos mostrou que não existe efeito combinado entre os parâmetros que modifique as respostas energia de soldagem, extensão de ZTA e dureza próximo da interface ZTA/ZF; mas a resposta massa adicionada possui interação de segunda ordem para o fator velocidade de soldagem. As juntas soldadas apresentaram um pico de dureza próximo da interface ZTA/ZF, devido à formação de martensita em ripas; ademais, apresentaram queda de dureza na ZTA subcrítica devido ao revenimento da martensita. Porosidades foram encontradas em amostras de maior energia de soldagem devido ao aprisionamento do vapor de Zn durante a soldagem. Todas as respostas aferidas para os parâmetros otimizados se encontraram dentro do intervalo de predição, corroborando com a confiabilidade do modelo proposto. Além disso, as juntas soldadas apresentaram baixa ou nenhuma suscetibilidade à fragilização por metal líquido – fato provavelmente relacionado ao reduzido tempo em elevadas temperaturas, à ação da camada interfacial de alumínio e/ou à microestrutura refinada do aço DP 600.

Palavras-chave: planejamento experimental; fragilização por metal líquido; aço dual-phase; GMAW.

ABSTRACT

The use of advanced high-strength steels (AHSS) in the automotive industry is due to the characteristics of these materials, such as high mechanical strength, high ductility, and good impact resistance. Thus, thin sheets can reduce the weight of vehicles and reduce greenhouse gas emissions, keeping vehicle safety. To avoid a decrease in mechanical properties during manufacturing processes, researchers are driven to seek to understand the issues arising from the processes of joining these metals. Therefore, this original research aims to optimize and validate welding parameters of zinc-coated DP 600 thin sheets during Gas Metal Arc Welding and evaluate the susceptibility of welded joints to LME. The as-received base metal was characterized by optical and scanning electron microscopy techniques, as well as X-ray diffraction. Optimized values of the welding parameters were defined using the Box-Behnken Design and the circular-patch test was used to evaluate the sensitivity to cracking of the welded joints. The results showed that the base metal has a very refined microstructure, formed by a ferrite matrix in which martensite ($15,62\% \pm 5,61$) and a small amount of retained austenite are homogeneously dispersed. The average coating thickness is $7 \pm 1 \mu\text{m}$ and there is an Al interlayer between the steel and the coating. The design of experiments showed that there is no combined effect between the welding parameters that modifies the responses heat input, HAZ extension and hardness near the ZTA/ZF interface; but the added mass response has a second-order interaction related to welding speed factor. The welded joints present a hardness peak at the at the HAZ/FZ interface, due to the formation of lath martensite; moreover, they showed a softened zone due to martensite tempering. Porosities were found in samples with higher heat input due to the trapping of Zn vapor during welding. All responses (outputs) measured for the optimized parameters were within the prediction range, corroborating the reliability of the proposed model. Furthermore, the welded joints showed low or no susceptibility to LME. This is probably related to the reduced time at high temperatures, the action of the Al interfacial layer and/or the refined microstructure of DP 600 steel.

Keywords: design of experiments; liquid metal embrittlement; dual-phase steel; GMAW.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama global de conformabilidade comparando a resistência mecânica e o alongamento de diferentes tipos de aço	21
Figura 2 – Principais partes da estrutura veicular fabricadas em AHSS	22
Figura 3 – Curvas tensão-deformação de engenharia de diferentes tipos de aço	25
Figura 4 – Microestruturas de aços Dual-Phase obtidas por MEV. a) Com baixo percentual de elementos de liga; b) com teor moderado de elementos de liga	26
Figura 5 – Representação esquemática da obtenção de microestrutura bifásica.	27
Figura 6 – Etapas para obtenção de um aço Dual-Phase	28
Figura 7 – Representação do processo GMAW. a) Visão geral. b) Região de solda	31
Figura 8 – Classes e respectivos modos naturais de transferência metálica que acontecem no processo GMAW	33
Figura 9 – Representação do formato de onda da corrente no processo GMAW-P	34
Figura 10 – Transferência <i>spray</i> e a curva de corrente de soldagem GMAW-P	35
Figura 11 – Zonas de uma junta soldada. a) Visão geral. b) Sub-regiões da T-ZTA	37
Figura 12 – Fatores necessários para a ocorrência da LME	38
Figura 13 – Diagrama binário Fe-Zn evidenciando a faixa de <i>ductility trough</i>	39
Figura 14 – Sequência de eventos para ocorrência da LME	41
Figura 15 – Diagrama esquemático ilustrando o mecanismo de propagação dúctil da trinca..	42
Figura 16 – Deslocamento de átomos na ponta da trinca. A ligação A – A ₀ refere-se à ponta da trinca e B é um átomo de metal líquido (fragilizador)	44
Figura 17 – Diferentes designs para um problema com três fatores e cinco variáveis	48
Figura 18 – Representação esquemática do Box-Behnken Design. a) Cubo e respectivos pontos de ensaio. b) Quantidade de ensaios	50
Figura 19 – Aparato para obtenção das juntas soldadas	54
Figura 20 – Teste circular-patch. a) peça de trabalho e direção de soldagem; b) seção transversal vertical do aparato	57
Figura 21 – Aparato experimental utilizado no teste circular-patch	58
Figura 22 – Micrografias obtidas por MO do aço DP 600 GI. a) Direção LT; b) Direção TL; c) Direção S; d) Quantificação da fração volumétrica de martensita. Reagente Nital 2%	59
Figura 23 – Micrografia obtida por MEV-FEG na direção TL. Reagente Nital 2%	60

Figura 24 – Micrografia obtida por MEV-FEG na direção LT. Reagente Nital 2%.....	61
Figura 25 – Micrografia obtida por MEV-FEG na direção LT. Reagente Nital 2%.....	61
Figura 26 – Interface Fe-Zn. MEV-FEG BSE. Direção LT. Reagente Nital 2%.....	62
Figura 27 – Gráficos obtidos por EDS na interface Fe-Zn. Reagente Nital 2%.....	63
Figura 28 – Difratogramas obtidos do metal de base e do revestimento.....	65
Figura 29 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a energia de soldagem	67
Figura 30 – Gráfico de efeitos principais para energia de soldagem.....	68
Figura 31 – Análise de resíduos para a energia de soldagem. a) Gráfico de probabilidade normal; b) Resíduos x valores ajustados; c) Resíduos x ordem de observação.....	70
Figura 32 – Superfícies de resposta e gráficos de contorno para energia de soldagem. Valores fixados: a) e b) $U = 27\text{ V}$; c) e d) $WFS = 5\text{ m/min}$; e) e f) $v = 75\text{ cm / min}$	71
Figura 33 – Interface ZTA/ZF. a) Amostra CE2; b) Amostra CE3.....	75
Figura 34 – Comparativo dos perfis de microdureza Vickers das condições CE7 x CE6	77
Figura 35 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a dureza próximo da interface ZTA/ZF.....	78
Figura 36 – Gráfico de efeitos principais para dureza próximo da interface ZTA/ZF	79
Figura 37 – Comportamento da microdureza Vickers próximo da interface ZTA/ZF com a variação da energia de soldagem	79
Figura 38 – Análise de resíduos para microdureza Vickers (próximo da interface ZTA/ZF). a) Gráfico de probabilidade normal; b) Resíduos x valores ajustados; c) Resíduos x ordem de observação.....	81
Figura 39 – Superfície de resposta e gráfico de contorno para microdureza Vickers próximo da interface ZTA/ZF. Valores fixados: a) e b) $U = 27\text{ V}$	81
Figura 40 – Gráfico de extensão da ZTA das diferentes juntas soldadas.....	82
Figura 41 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a extensão da ZTA.....	83
Figura 42 – Gráfico de efeitos principais para a extensão da ZTA	84
Figura 43 – Análise de resíduos para a extensão da ZTA. a) Gráfico de probabilidade normal; b) Resíduos x valores ajustados; c) Resíduos x ordem de observação.....	85
Figura 44 – Superfícies de resposta e gráficos de contorno para extensão de ZTA. Valores fixados: a) e b) $U = 27\text{ V}$; c) e d) $WFS = 5\text{ m/min}$; e) e f) $v = 75\text{ cm / min}$	86
Figura 45 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a massa adicionada	87
Figura 46 – Gráfico de efeitos principais para a massa adicionada.....	88

Figura 47 – Análise de resíduos para a massa adicionada. a) Gráfico de probabilidade normal; b) Resíduos x valores ajustados; c) Resíduos x ordem de observação.....	90
Figura 48 – Superfícies de resposta e gráficos de contorno para massa adicionada. Valores fixados: a) e b) $U = 27 \text{ V}$; c) e d) $WFS = 5 \text{ m/min}$; e) e f) $v = 75 \text{ cm/min}$	90
Figura 49 – Micrografias das regiões da ZTA da amostra de Validação 1. a) Interface ZTA/ZF; b) ZTA-GG; c) ZTA-IC; d) ZTA-SC.....	94
Figura 50 – Micrografias das regiões da ZTA da amostra de Validação 2. a) Interface ZTA/ZF; b) ZTA-GG; c) ZTA-IC; d) ZTA-SC.....	95
Figura 51 – Micrografias das regiões da ZTA da amostra de Validação 3. a)-b) ZTA-GG; c) ZTA-IC; d) ZTA-SC.....	96
Figura 52 – Perfis de microdureza Vickers das amostras soldadas com parâmetros de validação: a) Representação esquemática; b) Validação 1; c) Validação 2; d) Validação 3.	98
Figura 53 – Resultados do teste circular-patch utilizando parâmetros de validação. a)-c) Validação 1; d)-f) Validação 2; g)-i) Validação 3.....	100
Figura 54 – Descontinuidade presente na ZTA-SC.....	101

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química da chapa de aço DP 600 GI.....	51
Tabela 2 – Composição química e propriedades mecânicas do metal de adição	54
Tabela 3 – Matriz de planejamento experimental	56
Tabela 4 – Corrente média e energia de soldagem obtidas para as diferentes corridas experimentais	66
Tabela 5 – Análise de variância para a variável resposta energia de soldagem	69
Tabela 6 – Análise de variância para a resposta dureza próximo da interface ZTA/ZF	80
Tabela 7 – Análise de variância para a variável resposta extensão da ZTA.....	85
Tabela 8 – Análise de variância para a variável resposta massa adicionada	89
Tabela 9 – Parâmetros otimizados propostos pelo <i>software</i> Minitab® 21.4.....	91
Tabela 10 – Parâmetros utilizados para validação do modelo proposto.....	92
Tabela 11 – Observações experimentais e intervalos de predição. Nível de confiança: 95%..	99

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	American Society for Testing and Materials
AHSS	Aços Avançados de Alta Resistência (Advanced High-Strength Steels)
ANOVA	Análise de Variância (Analysis of Variance)
BBD	Box-Behnken Design
CE	Corrida Experimental
DBCP	Distância entre o Bico de Contato e a Peça
DoE	Delineamento de Experimentos
DP	Dual-Phase
EAC	Fissuração Assistida pelo Ambiente (Environmentally Assisted Cracking)
GMAW	Processo de Soldagem ao Arco Elétrico com Eletrodo Consumível e Proteção Gasosa (Gas Metal Arc Welding)
HSLA	Alta Resistência e Baixa Liga (High-strength low alloy)
INTM	Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais
LME	Fragilização por Metal Líquido (Liquid Metal Embrittlement)
LM	Martensita em Ripas (Lath Martensite)
LOF	Falta de Ajuste (Lack-of-fit)
LP	Líquido Penetrante
MB	Metal de Base
Q&P	Têmpera e Particionamento (Quenching and Partitioning)
RSM	Metodologia de Superfície de Resposta (Response Surface Methodology)
RSW	Processo de soldagem a ponto por resistência (Resistance Spot Welding)
TRIP	Plasticidade Induzida por Transformação de Fase (Transformation Induced Plasticity)
TWIP	Plasticidade Induzida por Maclação (Twinning-Induced Plasticity)
UFPE	Universidade Federal de Pernambuco
WFS	Velocidade de Alimentação do Arame-Eletrodo (Wire Feed Speed)
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTA-GF	Zona Termicamente Afetada de Grãos Finos
ZTA-GG	Zona Termicamente Afetada de Grãos Grosseiros
ZTA-IC	Zona Termicamente Afetada Intercrítica
ZTA-SC	Zona Termicamente Afetada Subcrítica

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	17
1.1	Motivação e Justificativa.....	18
1.2	Objetivos.....	19
1.2.1	<i>Objetivo Geral</i>	<i>19</i>
1.2.2	<i>Objetivos Específicos.....</i>	<i>19</i>
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	20
2.1	Aços Avançados de Alta Resistência Utilizados no Setor Automotivo	20
2.1.1	<i>Tipos de Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS).....</i>	<i>22</i>
2.1.2	<i>Aços Dual-Phase</i>	<i>24</i>
2.2	Revestimentos de zinco em aços AHSS	28
2.3	A Soldagem Aplicada no Setor Automotivo	30
2.3.1	<i>O Processo ao Arco Elétrico com Eletrodo Consumível e Proteção Gasosa (GMAW).....</i>	<i>30</i>
2.3.1.1	<i>Modos de transferência metálica no processo GMAW</i>	<i>31</i>
2.3.1.2	<i>O processo GMAW-Pulsado</i>	<i>34</i>
2.3.2	<i>Regiões da junta soldada.....</i>	<i>36</i>
2.4	Fissuração assistida pelo ambiente.....	37
2.4.1	<i>Fragilização por Metal Líquido (LME).....</i>	<i>37</i>
2.4.2	<i>Mecanismos para ocorrência da LME</i>	<i>41</i>
2.5	Delineamento de Experimentos (DoE).....	46
3	METODOLOGIA.....	51
3.1	Material de base	51
3.2	Caracterização metalográfica.....	52
3.3	Difração de raios-X (DRX)	53
3.4	Soldagem das chapas	53
3.5	Ensaio de microdureza Vickers	56
3.6	Teste circular-patch.....	57
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	59
4.1	Caracterização microestrutural do metal de base e do revestimento	59
4.2	Análise dos dados adquiridos durante o processo de soldagem	66
4.3	Macrografia das juntas soldadas.....	71

4.4	Micrografia da interface ZTA/ZF e perfil de microdureza Vickers das juntas soldadas.....	75
4.5	Influência dos parâmetros de soldagem na extensão da ZTA	82
4.6	Influência dos parâmetros de soldagem na massa adicionada à junta soldada	86
4.7	Seleção dos parâmetros ótimos de soldagem.....	91
4.8	Macrografias das juntas soldadas com parâmetros otimizados.....	92
4.9	Micrografias e perfil de microdureza Vickers das juntas soldadas com parâmetros de validação	93
4.10	Validação do modelo matemático.....	98
4.11	Suscetibilidade à fragilização por metal líquido	99
5	CONCLUSÕES.....	104
	REFERÊNCIAS.....	106
	APÊNDICE A – ESPECIFICAÇÃO DOS PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM	117
	APÊNDICE B – PERFIS DE MICRODUREZA VICKERS DAS JUNTAS SOLDADAS OBTIDAS VIA DOE	118
	ANEXO A – FICHA TÉCNICA DO METAL DE ADIÇÃO	123

1 INTRODUÇÃO

A indústria automotiva, objetivando atender às mais recentes demandas ambientais e aumentar a sua competitividade no mercado, tem empregado incessantes esforços para desenvolver estruturas veiculares capazes de reduzir o consumo de combustível – gerando menor emissão de gases poluentes – e de garantir a segurança de passageiros e pedestres (Liu *et al.*, 2024). Nesta conjuntura, a redução do peso dos automóveis, adquirida principalmente pela redução na espessura das chapas presentes na carroceria, apresenta-se como uma interessante solução ao problema, mas exige propriedades mecânicas superiores dos materiais empregados, a fim de garantir um bom desempenho dos componentes estruturais (Chatterjee, 2017; Costa; Oliveira; Barbosa, 2024).

Neste contexto, os aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steels* – AHSS) são bastante utilizados pelas companhias automobilísticas, uma vez que são capazes de apresentar, além de alta resistência mecânica, excelente conformabilidade, alta capacidade de absorção de energia em eventos de colisão e menores custos de produção quando comparados com materiais não ferrosos. Essas propriedades são devidas à composição química e à microestrutura multifásica específicas, resultante de processos termomecânicos cuidadosamente controlados (Krizan; Steineder; Stahl, 2018).

A maior parte das instalações de soldagem robótica tem permeado a indústria automobilística, onde o volume de produção é frequentemente milhares de unidades por ano e cada estação de trabalho fabrica pontos ou trechos curtos de solda. No passado, os benefícios da soldagem robotizada sempre estavam atrelados ao alto volume de produção, mas, atualmente, os aspectos críticos para automação abordam confiabilidade, qualidade melhorada e otimização de custos (Bartoš *et al.*, 2021; Larkin *et al.*, 2018).

Nesta conjuntura, a soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) robotizada é particularmente interessante em aplicações específicas que necessitam superar algumas limitações de custo, tempo e viabilidade de fabricação – como, por exemplo, na soldagem de estruturas complexas nas quais pode haver a necessidade de unir chapas espaçadas entre si ou que não se encontram perfeitamente alinhadas, inviabilizando a utilização de outros processos (Matsushita; Taniguchi; Oi, 2013; Midawi; Santos, 2017). As juntas devem ser efetuadas com parâmetros de soldagem criteriosamente especificados, haja vista a necessidade de garantir a integridade da estrutura durante toda a vida útil do veículo, proporcionando a segurança esperada.

No intuito de mitigar a ação corrosiva nas chapas de AHSS, aplica-se uma camada de zinco, pois a galvanização é considerada o método mais econômico de proteção, além de duradoura e livre de manutenção contra a corrosão (Walunj *et al.*, 2021). No entanto, durante os processos de soldagem, devido às elevadas temperaturas atingidas, ocorre a fusão do revestimento de Zn, pois seu ponto de fusão é cerca de 420 °C. Assim, a presença de Zn líquido combinada com a existência de tensões oriundas do ciclo de soldagem pode acarretar o fenômeno da fragilização por metal líquido (*Liquid Metal Embrittlement* – LME) (DiGiovanni *et al.*, 2021a). Em regiões mais próximas à linha de fusão (acima de 907 °C), o zinco atinge o ponto de ebulição, aumentando a propensão à formação de porosidades, além de causar perturbações ao arco elétrico (Han *et al.*, 2023).

Alguns modelos de fragilização elucidados para sistemas Fe/Zn enfatizaram que a difusão atômica assistida por tensão precede a penetração do metal líquido no metal sólido e que a penetração dos átomos fragilizadores nos contornos de grão ocorre através de caminhos de alta difusão no sólido (Razmpoosh *et al.*, 2021). Posto isto, o maior volume de pesquisas sobre LME dedicou-se a compreender a ocorrência deste fenômeno em aços austeníticos – devido à maior difusividade de Zn em contornos de grão austeníticos em comparação aos contornos de grão ferríticos – ainda que haja evidências de tal ocorrência também em aços bifásicos (ferrita e martensita) e martensíticos (Ghatei-Kalashami *et al.*, 2023; Pant *et al.*, 2023).

1.1 Motivação e Justificativa

Diferentes técnicas têm sido investigadas para obter juntas soldadas, de chapas finas de aços galvanizados, com integridade estrutural e propriedades adequadas. Para tal, são reportadas metodologias que buscam, principalmente, diminuir a energia de soldagem, mitigar a formação de poros e/ou trincas, evitar a perfuração das chapas e garantir a penetração completa. Estas técnicas normalmente envolvem o controle da poça de fusão, destacando-se sistemas compostos por duas fontes de soldagem – como a soldagem tandem e a soldagem híbrida laser-arco (Han *et al.*, 2023; Russo Spena; Angelastro; Casalino, 2019).

No entanto, devido aos altos custos envolvidos em novas técnicas e às limitações industriais, encontrar parâmetros de soldagem ótimos, que minimizem efeitos deletérios às propriedades da junta soldada, é uma ótima solução, com viabilidade econômica para a indústria. Além disso, é de suma importância compreender a soldabilidade de chapas finas de AHSS galvanizado de maneira a avaliar os parâmetros de soldagem de forma sinérgica – ao

invés de criar um estudo separado para cada variável – além da possibilidade de avaliar a interação entre diferentes fatores que afetam a soldabilidade.

Ademais, uma vez que estruturas fabricadas em AHSS galvanizados podem ser suscetíveis à ocorrência de falhas catastróficas, quando em serviço, devido à presença de trincas internas oriundas da interação entre o zinco líquido e o metal de base durante o processo de soldagem, contribuições para o entendimento do fenômeno de LME faz-se necessário. Ainda que tenha havido extensa busca na literatura, não foi identificado algum estudo que se propôs a avaliar a suscetibilidade do aço Dual-Phase (DP) à LME durante a soldagem GMAW com elevado nível de restrição.

Posto isto, este estudo utiliza, em um primeiro momento, a metodologia Box–Behnken para modelagem da superfície de resposta. Em seguida, propõe estudar a suscetibilidade à LME de juntas soldadas de aços DP 600 GI fabricados nacionalmente por meio do teste circular-patch. Como o teste circular-patch tensiona amostras externamente enquanto são soldadas, este mostra-se adequado para avaliar tal sensibilidade ao trincamento.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo Geral

Otimizar e validar parâmetros de soldagem combinados, por delineamento de experimentos, de chapas finas de aço *Dual-Phase* galvanizado, durante a soldagem robotizada por arco elétrico com eletrodo consumível e proteção gasosa (GMAW), avaliando a suscetibilidade à fragilização por metal líquido das juntas soldadas com elevado nível de restrição.

1.2.2 Objetivos Específicos

- Definir parâmetros ótimos para soldagem robotizada em chapas de aços *Dual-Phase* por meio do delineamento de experimentos, com uso da metodologia Box–Behnken.
- Caracterizar o metal de base e as juntas soldadas, visando os fenômenos que afetam a soldabilidade, para identificar a microestrutura e o efeito da soldagem nas microestruturas geradas na junta e na formação de descontinuidades.
- Correlacionar a sensibilidade à fissuração das juntas com o processo de soldagem GMAW e a microestrutura da junta soldada em aços DP 600.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Esta seção oferece embasamento teórico acerca de avanços no setor automotivo, com foco em temas como os Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS), a galvanização a quente aplicada nesses materiais, o uso do processo ao Arco Elétrico com Eletrodo Consumível e Proteção Gasosa (GMAW), como também os desafios pertinentes – como a Fragilização por Metal Líquido (LME). Além disso, são exploradas as metodologias de Delineamento de Experimentos (DoE) para a otimização dos parâmetros de soldagem e estudo da soldabilidade destes materiais.

2.1 Aços Avançados de Alta Resistência Utilizados no Setor Automotivo

A utilização de produtos planos de aço praticamente dominou a fabricação de estruturas automotivas no último século devido à sua versatilidade e efetividade, uma vez que apresenta características como reciclabilidade, possibilidade que sejam projetadas formas complexas, resistência mecânica e ao impacto, adequabilidade de propriedades – mediante variação da composição química e aplicação de tratamentos térmicos e mecânicos específicos, possibilidade de fabricação em massa e manutenibilidade (Gorni, 2008; Hall; Fekete, 2017).

À medida que o mercado automotivo apresenta novos e rigorosos requisitos relativos à segurança, conforto, eficiência do uso de combustível, emissão de gases poluentes, padrões de desempenho, manufatura, durabilidade, sustentabilidade e custos, também aumenta a necessidade de desenvolvimento de materiais capazes de atender – com confiabilidade – tanto a este complexo conjunto de regulamentos, quanto a exigência dos consumidores. Até o momento, o aço, combinado com práticas de engenharia eficientes, continua sendo a melhor solução para quase todas as estruturas de carroceria (Chatterjee, 2017; Froes, 1994; Zhang *et al.*, 2023a).

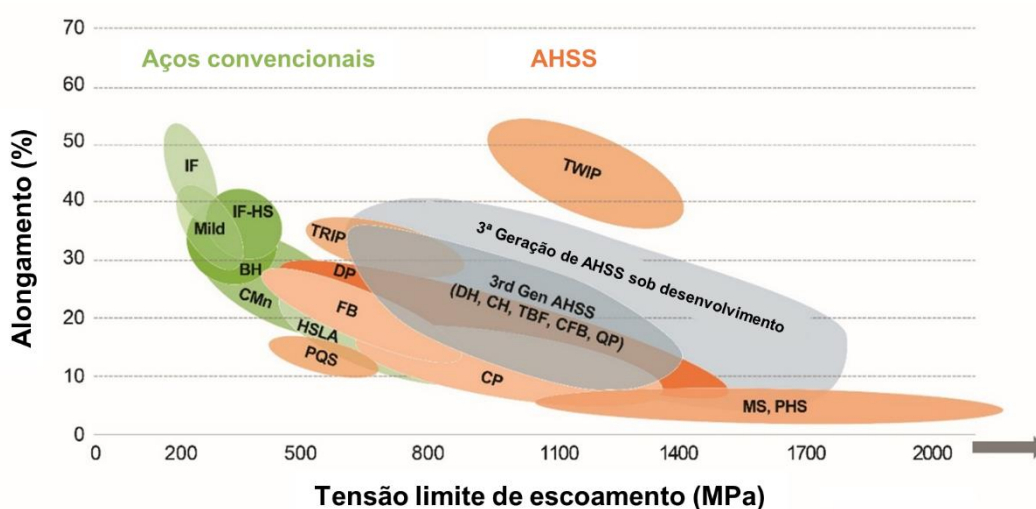
A indústria siderúrgica global busca corresponder à demanda supracitada por meio do design dos aços avançados de alta resistência (*Advanced High-Strength Steels* – AHSS). Estes materiais normalmente apresentam tensão limite de resistência superiores a 440 MPa, boa ductilidade, alta capacidade de absorção de energia e elevado coeficiente de encruamento em regime de alongamento uniforme. Além disso, possuem rigorosa composição química e microestrutura multifásica, resultantes dos precisos processos termomecânicos, os quais envolvem etapas de aquecimento e resfriamento controlado (Krizan; Steineder; Stahl, 2018; Raabe *et al.*, 2020).

Desta forma, os AHSS apresentam uma ou mais fases diferentes da ferrita – como, por exemplo, martensita, bainita, austenita e/ou austenita retida – em morfologias específicas e percentuais suficientes para produzir características funcionais e singulares. Vários mecanismos de endurecimento são empregados tendo em vista a obtenção de propriedades como resistência mecânica, ductilidade, tenacidade e resistência à fadiga (Lipiäinen *et al.*, 2022; Worldautosteel, 2021a).

Faz-se necessário ressaltar que os termos *High-Strength steels* (HSS) e *Advanced High-Strength steels* – apesar de fazerem referência a materiais com comportamentos semelhantes – são relativos a categorias diferentes. O primeiro refere-se a classes de materiais ditas convencionais, como os aços livre de elementos intersticiais (aços *interstitial-free* – IF), *Bake Hardenable* (BH) e de alta resistência e baixa liga (HSLA – *High-strength low alloy*); enquanto AHSS refere-se a materiais com estrutura mais complexa, desenvolvidos com o intuito de apresentar maior equilíbrio entre resistência mecânica e ductilidade (Tamarelli, 2011).

O diagrama apresentado na Figura 1 retrata os diferentes tipos de aços avançados de alta resistência, bem como mostra a relação entre resistência mecânica e alongamento até a falha para aços automotivos. É válido ressaltar que esta relação é preponderante no critério de seleção dos materiais para aplicação em diferentes partes dos automóveis, visando atender a requisitos específicos com maior eficiência.

Figura 1 – Diagrama global de conformabilidade comparando a resistência mecânica e o alongamento de diferentes tipos de aço



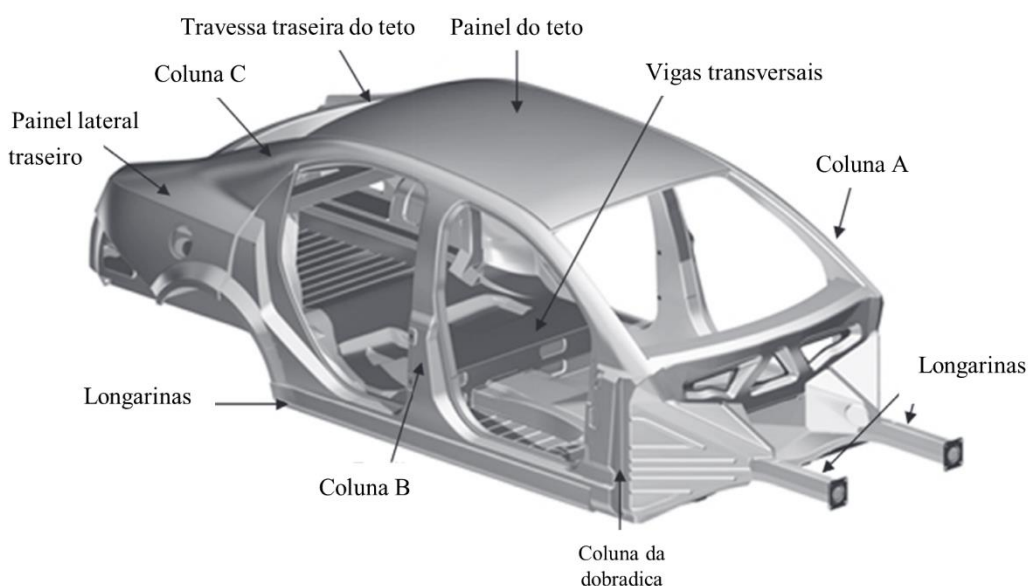
Fonte: Adaptado de Worldautosteel (2021b)¹

¹ Cortesia de WorldAutoSteel

2.1.1 Tipos de Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS)

Os aços avançados de alta resistência são amplamente utilizados na indústria automobilística para a fabricação de um componente a partir de peças menores (*body-in-white* – BiW). São exemplos de peças estruturais críticas comumente fabricadas em AHSS: as colunas A, B e C (*A pillar*, *B pillar*, *C pillar*); os trilhos do teto e arco; travessas; vigas de porta; elementos das partes dianteira e laterais; e reforço de para-choques (Shome; Tumuluru, 2015). A Figura 2 apresenta uma visão geral de algumas partes da estrutura veicular, tipicamente fabricadas em AHSS.

Figura 2 – Principais partes da estrutura veicular fabricadas em AHSS



Fonte: Adaptado de Shome; Tumuluru (2015)

Para atender às especificidades de cada tipo de veículo e às diferentes estratégias comerciais, projetistas de automóveis utilizam diferentes tipos de AHSS em distintas partes do veículo. Estes materiais podem ser divididos em três gerações, de acordo com as características apresentadas, principalmente no que se refere à microestrutura.

A primeira geração dos AHSS inclui os aços com microestrutura de matriz ferrítica e, em termos comerciais, é composta pelos aços bifásicos (*dual-phase* – DP), aços de fase complexa (CP), aços com efeito de plasticidade induzida por transformação de fase (ou aços TRIP) e aços martensíticos (MS ou MART) (Demeri, 2013).

A segunda geração de aços avançados de alta resistência inclui os aços TWIP (sigla para plasticidade induzida por maclação – *Twinning-Induced Plasticity*). Estes aços combinam

propriedades excepcionais de conformabilidade e resistência mecânica devido à estrutura completamente austenítica em temperatura ambiente e ao mecanismo de deformação por maclação, associado com a deformação por deslizamento (Beal *et al.*, 2012a). Todavia, uma vez que esses materiais requerem grandes quantidades de elementos de liga – como cromo, níquel e, principalmente, manganês (17 a 20 %Mn, em massa) – para estabilizar a austenita à temperatura ambiente, eles apresentam severas limitações quanto à aplicação na indústria automotiva devido aos custos envolvidos, a problemas associados ao alto teor de liga e à fissuração em decorrência do processo de soldagem a ponto (Horvath, 2021; Rana; Singh, 2017).

Em meados de 2020, iniciou-se a comercialização da terceira geração de AHSS, materiais que vêm sendo desenvolvidos com foco na obtenção de maior resistência mecânica e ductilidade em relação à primeira geração; bem como melhor soldabilidade e menor custo em relação à segunda geração. O principal requisito para a obtenção destes materiais é a presença de quantidades significativas de austenita retida estável, que se transforma em martensita mediante deformação plástica progressiva do aço. Tal fato acarreta elevadas taxas de endurecimento do material. Uma vez que a austenita não é uma fase de equilíbrio à temperatura ambiente, o desafio é estabilizar o alto teor de austenita retida em uma matriz bainítica ou martensítica, sem elevar demasiadamente os teores de elementos de liga (Aparecido *et al.*, 2018; Demeri, 2013; Worldautosteel, 2021a).

Atualmente, há basicamente três tipos de aços de terceira geração. Todos eles apresentam efeito TRIP (sigla para plasticidade induzida por transformação de fase – *Transformation Induced Plasticity*). Neste contexto, os aços TBF (sigla para ferrita bainítica assistida por TRIP – *TRIP-Assisted Bainitic Ferrite*) e CFB (sigla para bainita livre de carbonetos – *Carbide-Free Bainite*) compõe o primeiro grupo de aços de terceira geração. Estas duas descrições presentes na literatura fazem referência ao mesmo grau, tal como os aços bifásicos de alta ductilidade (*Dual-Phase with High Formability/Ductility* – DP-HD ou HD). Estes materiais apresentam grãos de ferrita bainítica ultrafinos (conferindo alta resistência mecânica), associados com austenita retida (conferindo alta ductilidade) (Krizan; Steineder; Stahl, 2018).

O método mais utilizado para a obtenção de aços de terceira geração é o processo de têmpera e particionamento (Q&P ou QP – siglas para *quenching and partitioning*). Esta técnica primeiramente promove a transformação parcial de martensita a partir da região totalmente austenítica; depois visa estabilizar a austenita retida em microestruturas martensíticas através da partição de carbono de martensita para austenita. O resultado é uma estrutura contendo

martensita (ou bainita inferior), bem como quantidades significativas de austenita retida (Fonstein, 2013). A temperatura de têmpera ajuda a definir os percentuais relativos de martensita e austenita enquanto a temperatura de particionamento promove um aumento do percentual de austenita estável à temperatura ambiente após o resfriamento (Perka *et al.*, 2022).

O último grupo dos aços de terceira geração refere-se aos aços de médio manganês. Aços de médio manganês têm um teor de Mn de aproximadamente 3% a 12%, juntamente com adições de silício e alumínio, além da microadição de outros elementos. Essa abordagem de liga permite que a austenita seja estável à temperatura ambiente, levando ao efeito TRIP para maior ductilidade durante a estampagem. Apesar de atual baixa comercialização deste tipo de material, significativo progresso tem sido feito neste cenário (Hu *et al.*, 2017; Lee *et al.*, 2018; Zhang *et al.*, 2023a).

Devido às diferentes nomenclaturas para aços ao redor do mundo, os autores comumente adotam, para os diferentes tipos de aços de alta resistência, a seguinte classificação genérica: “XX aaa/bbb” (ou apenas “XX bbb”), onde:

- “XX” designa o tipo de aço (vide Quadro 1);
- “aaa” refere-se à tensão limite de escoamento mínima (em MPa);
- “bbb” indica a tensão limite de ruptura mínima (em MPa).

Quadro 1 – Designação dos tipos de aços de alta resistência

XX	Tipo de aço	XX	Tipo de aço
HSLA (ou ARBL)	Alta Resistência e Baixa Liga	Q&P	Têmpera e particionamento
DP	Dual-Phase	TRIP	Com efeito de plasticidade induzida por transformação de fase
CP	Fase complexa	MS ou MART	Martensítico
FB	Ferrítico-Bainítico	TWIP	Com plasticidade induzida por maclação

Fonte: Adaptado de Keeler; Kimchi; Mooney (2017)

2.1.2 Aços Dual-Phase

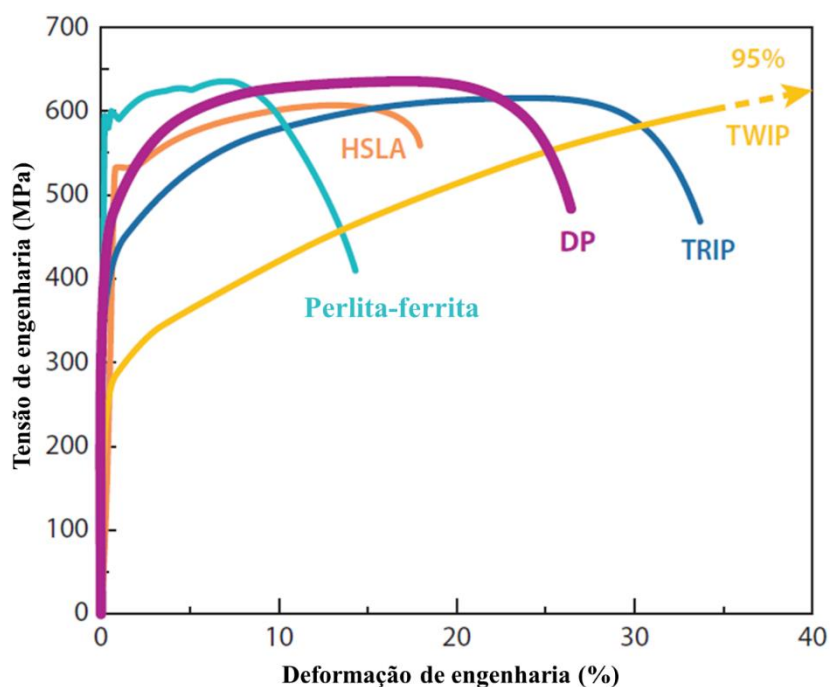
Atualmente, a busca pela redução da massa total de um veículo impele fabricantes dos diferentes modelos ao desenvolvimento de tecnologias que viabilizem alcançar tal objetivo por meio da otimização de todos os subsistemas do veículo. Apesar disto, a carroceria e o chassi do

veículo continuam sendo os maiores focos de estudo no tangente à redução de massa. Isto acontece porque, dentre outros fatores, a estrutura da carroceria (cerca de 40% da massa total) e do chassi (cerca de 25% da massa total) apresentam relevante influência no peso do automóvel e, além disso, são estruturas essenciais para atender a várias metas de segurança, resistência, rigidez e transmissão de ruído (Demeri, 2013; Isenstadt; German, 2016).

Os aços dual-phase (DP) emergiram como a escolha preeminente em cenários que demandam máxima capacidade de absorção de energia de impacto, apresentando-se como uma excelente opção para estrutura de segurança de veículos. Embora os valores de tensão limite de escoamento dos aços DP geralmente sejam inferiores aos observados nos aços do tipo martensítico, é válido ressaltar que tais valores podem equiparar-se ou até mesmo exceder os níveis encontrados nos aços de alta resistência comumente comercializados. Ademais, a sua maior conformabilidade – em comparação aos aços martensíticos – confere-lhes um grau mais elevado de atratividade como alternativa viável para implementações que requerem tanto elevada resistência mecânica, quanto fácil capacidade de conformação por processos convencionais, notadamente quando aplicados na produção de componentes com geometrias complexas (Hall; Fekete, 2017).

A Figura 3 apresenta um comparativo das curvas tensão-deformação características do aço ferrítico-perlítico, HSLA, DP, TRIP e TWIP.

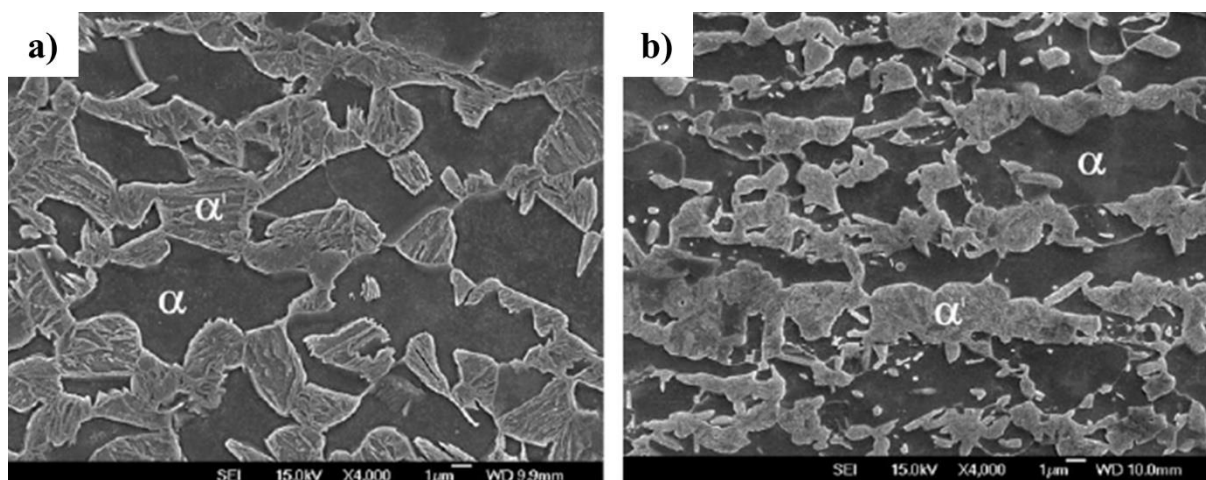
Figura 3 – Curvas tensão-deformação de engenharia de diferentes tipos de aço



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

A microestrutura bifásica encontrada nos aços DP é constituída por uma matriz de ferrita (de baixa dureza) e pela presença de martensita em uma fração volumétrica situada entre 5% e 70%. A magnitude da fração volumétrica de martensita desempenha um papel determinante na resistência exibida por esses aços. A Figura 4, obtida por microscopia eletrônica de varredura, mostra uma microestrutura típica de aços DP com diferentes percentuais de elementos de liga. As fases representadas são ferrita (α) e martensita (α').

Figura 4 – Microestruturas de aços Dual-Phase obtidas por MEV. a) Com baixo percentual de elementos de liga; b) com teor moderado de elementos de liga



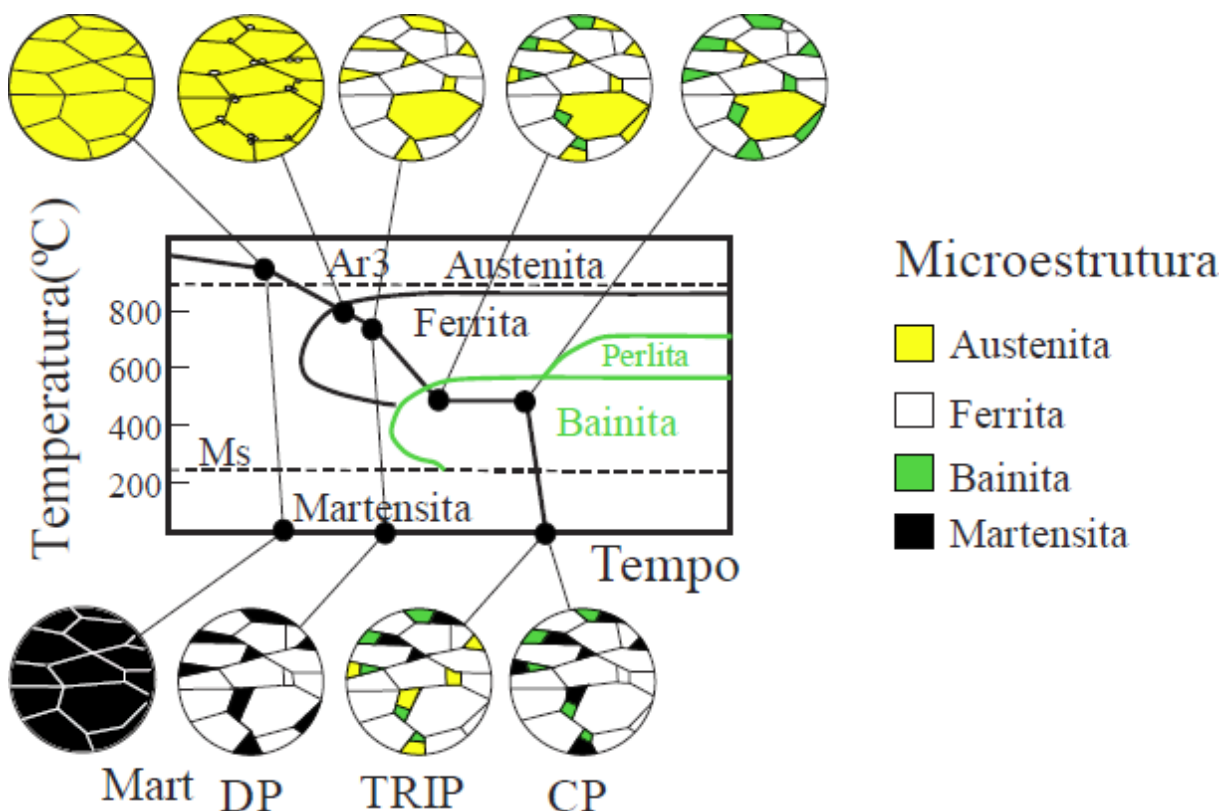
Fonte: Adaptado de Nayak; Baltazar Hernandez; Zhou, (2011)

Com o intuito de se obter uma microestrutura de aço DP homogênea com ilhas de martensita bem dispersas e ferrita recristalizada primária fina, normalmente são empregadas técnicas de tratamento térmico, que envolvem um processo de recozimento contínuo (ou, em alguns casos, recozimento austenítico rápido). O referido processo inclui o reaquecimento da microestrutura inicial de ferrita-perlita ou ferrita-bainita laminada a frio na região de recozimento intercrítico, seguido de resfriamento abaixo da temperatura inicial de martensita. Dependendo do teor de Mn e C, a transformação de fase começa na maioria dos aços DP acima de 700–710 °C, e austenita pura prevalece acima de 840–860 °C (Tasan *et al.*, 2015).

A Figura 5 apresenta esquematicamente o tratamento térmico realizado para obtenção da microestrutura bifásica. De maneira convencional, o processo de tratamento térmico de recozimento intercrítico, empregado em aços DP, compreende uma etapa de permanência do material em uma faixa de temperatura caracterizada pela presença simultânea das fases austenita e ferrita. Após este período de permanência, a chapa é submetida ao processo de têmpera, com retenção em temperaturas ligeiramente abaixo da temperatura inicial de formação

da martensita. Nesse contexto, ocorre a transformação da fração de austenita remanescente em martensita. Outra técnica de obtenção da microestrutura bifásica consiste em ajustar a velocidade de resfriamento na região totalmente austenítica, de forma que a maior fração volumétrica da austenita sub-resfriada seja transformada em ferrita, à medida a fração de austenita remanescente seja transformada em martensita (Demeri, 2013; Tamarelli, 2011).

Figura 5 – Representação esquemática da obtenção de microestrutura bifásica.



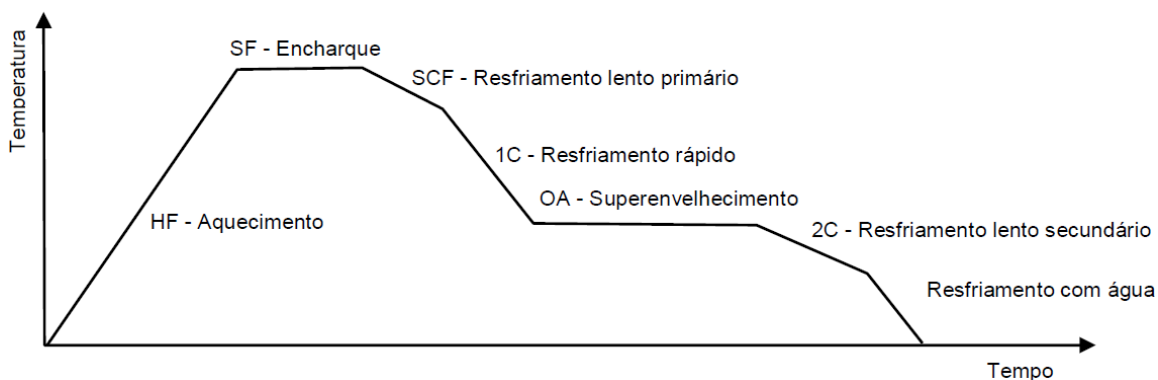
Fonte: Ivaniski (2017)

Os aços DP também podem ser endurecidos por superenvelhecimento. A Figura 6 apresenta as etapas para a obtenção de um aço DP a partir de um aço ferrítico-perlítico ou ferrítico-bainítico.

Devido à presença excessiva de carbono na cementita, o processo de transformação ocorre de maneira significativamente mais rápida nas áreas em que a austenita nucleia a partir da perlita, em comparação com aquelas que se formam nos contornos de grão ferríticos. Nesse contexto, o subsequente crescimento dos núcleos de austenita requer a difusão do carbono das regiões ricas em carbono por meio da matriz ferrítica. No cenário de uma microestrutura inicialmente ferrítica-bainítica, observa-se uma distribuição mais extensa de fontes de carbono,

fator que propicia uma taxa de formação de austenita mais acelerada (Peranio; Roters; Raabe, 2012).

Figura 6 – Etapas para obtenção de um aço Dual-Phase



Fonte: Araujo (2013)

Na etapa de encharque, a difusão do Mn provoca o enriquecimento da fase austenítica, aumentando a temperabilidade e facilitando a formação da martensita. Em seguida, é realizado um resfriamento lento (com taxa de resfriamento entre 3 °C/s e 5 °C/s), até a temperatura de têmpera com o propósito de controlar a fração de austenita e enriquecê-la ao máximo de carbono. Depois é executado um resfriamento acelerado (tratamento térmico de têmpera) até a temperatura de superenvelhecimento (entre 200 °C e 400 °C). Este último tratamento tem por finalidade favorecer a precipitação de carbono na matriz ferrítica e proporcionar ganhos de resistência mecânica e ductilidade. É necessário salientar que longos períodos de superenvelhecimento pode conduzir ao revenimento da martensítica, acarretando queda da tensão limite de escoamento do produto fabricado (Araujo, 2013; Demeri, 2013). Os valores típicos de tensão limite de ruptura para os aços Dual-Phase podem variar entre 500 e 1200 MPa.

2.2 Revestimentos de zinco em aços AHSS

Em diversas aplicações industriais, é comum que os componentes de veículos fabricados em AHSS sejam expostos a condições adversas, como a ação corrosiva do meio. Para proteger esses componentes metálicos contra a corrosão, uma prática comum é aplicar revestimentos à base de zinco, haja vista que o zinco é um metal que possui uma maior tendência a oxidar em comparação com o aço – proteção catódica (Pańcikiewicz; Tuz; Zielińska-Lipiec, 2014). Nos últimos anos, a indústria automotiva tem preferencialmente empregado duas principais

categorias de revestimentos à base de zinco: aplicação de zinco puro (galvanização a quente e eletrogalvanização) e *galvannealing* (Kim *et al.*, 2009).

A galvanização por imersão a quente é um processo econômico e de fácil obtenção de revestimentos com boa aderência e espessura desejada; por isso é amplamente utilizado na indústria siderúrgica. No processo supracitado, uma chapa de material metálico é aquecida e, em seguida, mergulhada em um banho de zinco fundido. O excesso de zinco fundido é removido da superfície por meio de uma lâmina de ar, resultando na deposição de um revestimento de zinco com espessura precisa, conforme especificações técnicas (Liu; He; Li, 2009).

A camada protetiva formada pelo processo descrito possui duas principais regiões: revestimento externo de zinco, onde a parte mais externa da camada consiste em zinco puro; camada interfacial de compostos intermetálicos, onde logo abaixo do revestimento de zinco puro, encontra-se uma (ou mais) camada interfacial que contém compostos intermetálicos. Esses compostos se formam devido à difusão do zinco puro no substrato de aço durante o processo de galvanização. A natureza específica desses compostos depende das condições de processamento e composição do aço. Essa camada interfacial melhora a aderência do revestimento de zinco ao aço, tornando-o mais resistente à abrasão e ao desgaste (Bellhouse; Mcdermid, 2008; Mandal; Balasubramaniam; Mehrotra, 2009).

O desenvolvimento dos compostos intermetálicos e a espessura da camada de zinco puro no processo de galvanização a quente são influenciados por diversos fatores, incluindo a temperatura do banho de zinco, o tempo de imersão, taxa de resfriamento e a composição química do aço. Além disso, a tensão superficial do banho de zinco também desempenha um papel importante na formação da camada externa de zinco puro. A tensão superficial afeta a uniformidade e a aderência do revestimento de zinco na peça de aço (Zhang *et al.*, 2023b).

Alguns elementos químicos são comumente adicionados em pequenas quantidades aos banhos de zinco no processo de galvanização a quente, para conferir características específicas ao revestimento. Dentre eles, é possível citar alumínio, estanho, níquel, bismuto e chumbo. A adição de alumínio tem a capacidade de conter a corrosão do ferro pelo zinco líquido e, como resultado, forma-se uma camada de revestimento mais fina, que geralmente não contém ou contém quantidades insignificantes de fases intermetálicas. Em sua essência, a função do alumínio é criar, no início do processo de galvanização, uma camada fina da fase Fe_2Al_5 na superfície do aço. Essa camada atua como um inibidor de difusão, evitando a interação entre o ferro do substrato e o zinco fundido. Como resultado, ela impede a formação de compostos intermetálicos zinco/ferro durante o processo (Lima; Guesser; Masiero, 2007).

A eletrogalvanização, por outro lado, é um processo de revestimento mediante utilização de técnicas eletroquímicas. Esse processo envolve a imersão da peça em uma solução que contém íons de zinco e a aplicação de uma corrente elétrica contínua. A corrente elétrica é essencial para induzir a transferência de íons de zinco da solução para a superfície da peça metálica. Quando a corrente elétrica é aplicada, os íons de zinco presentes na solução são atraídos para a superfície da peça de metal, onde ocorre uma reação eletroquímica. Os íons de zinco são reduzidos na superfície da peça, formando uma camada de zinco metálico sólido. É válido ressaltar que as espessuras da camada de zinco obtidas por eletrogalvanização são relativamente finas em comparação com outros métodos de revestimento, como a galvanização por imersão a quente (Delpupo *et al.*, 2015).

Em contrapartida, o processo de *galvannealing* começa com a etapa inicial de galvanização a quente e é seguido pelo processo de recozimento. Nesse tratamento térmico, o zinco reage com o ferro presente na superfície do aço, formando compostos intermetálicos de zinco-ferro. Isso resulta em um material que é mais adequado para operações de soldagem em comparação com o aço revestido apenas com zinco puro, pois possui melhores propriedades mecânicas e melhor soldabilidade (Hall; Fekete, 2017).

2.3 A Soldagem Aplicada no Setor Automotivo

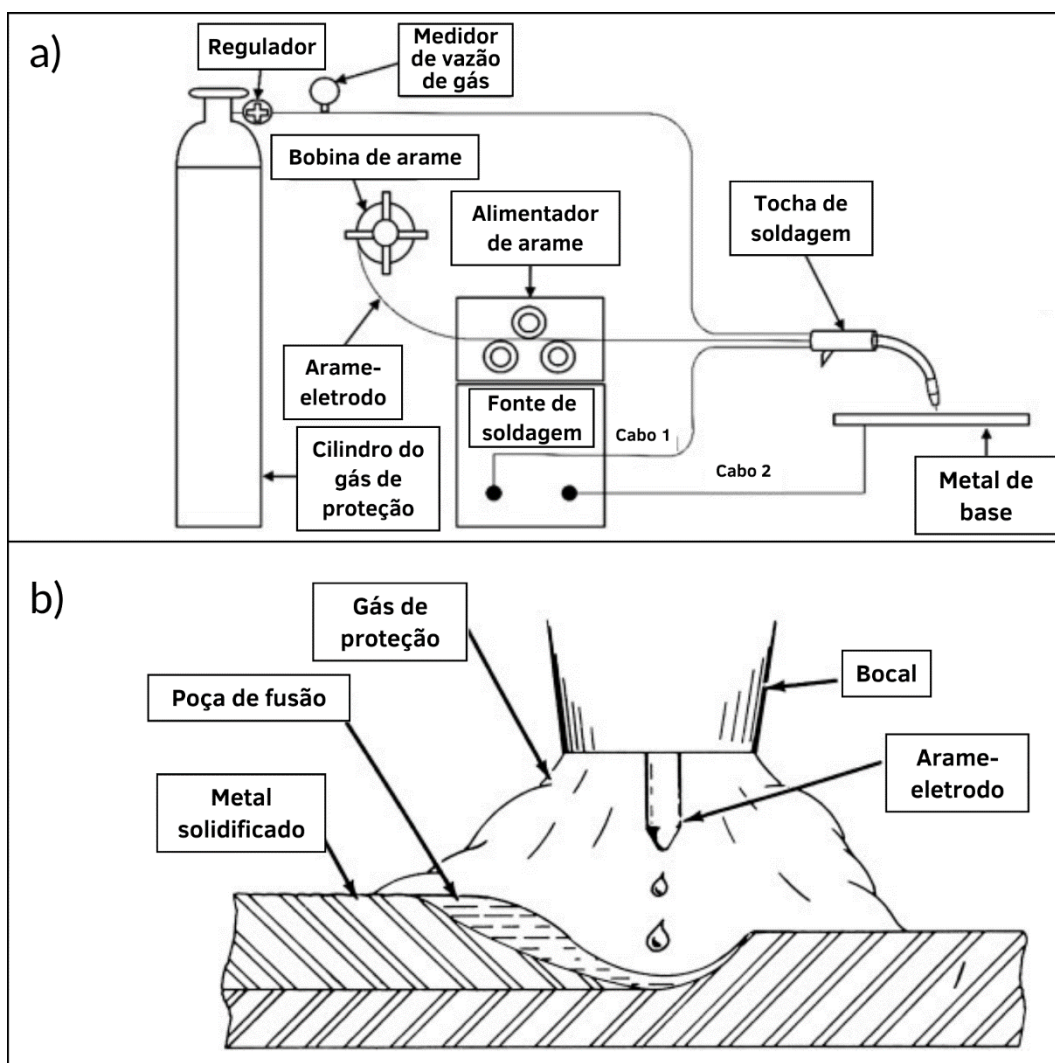
Na fabricação de carros, diferentes peças estruturais são unidas por soldagem, sendo o processo a ponto por resistência (RSW – *Resistance Spot Welding*) bastante utilizado, devido à sua robustez, versatilidade e baixo custo. No entanto, processos como a soldagem laser e o processo ao Arco Elétrico com Eletrodo Consumível e Proteção Gasosa (GMAW – *Gas Metal Arc Welding*) também são empregados, sendo este último utilizado em algumas aplicações específicas que necessitam superar algumas limitações de custo, tempo e viabilidade de fabricação (Matsushita; Taniguchi; Oi, 2013; Midawi; Santos, 2017).

2.3.1 O Processo ao Arco Elétrico com Eletrodo Consumível e Proteção Gasosa (GMAW)

No processo GMAW, o calor é gerado por um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico nu, consumível, e a peça de trabalho (metal base). O eletrodo consumível é alimentado continuamente durante o processo e fornece metal de adição para a solda. A proteção do arco elétrico e da região de solda – para evitar que o metal fundido reaja com constituintes da atmosfera – é fornecida por um gás, ou mistura de gases, externo, que pode ser

inerte ou ativo (Antonini, 2014; Marques; Modenesi; Bracarense, 2011). A Figura 7 apresenta, de forma simplificada, o processo convencional de soldagem GMAW.

Figura 7 – Representação do processo GMAW. a) Visão geral. b) Região de solda



Fonte: Adaptado de Davim; Gupta (2021) e Hobart Institute of Welding Technology (2010)

2.3.1.1 Modos de transferência metálica no processo GMAW

O modo de transferência no processo GMAW refere-se às diferentes formas como o metal é transferido do arame-eletrodo para a peça de trabalho durante o processo de soldagem. Assim, é possível distinguir, por exemplo, situações nas quais há o destacamento de grandes gotas que fluem da ponta do arame-eletrodo para a poça, em oposição a pequenas gotas que seguem o mesmo caminho, porém, uma após a outra, representando assim diferentes modos de transferência (Scotti; Ponomarev, 2014).

A dinâmica da transferência de metal é o resultado de um equilíbrio de forças que atuam na gota. As forças envolvidas são força gravitacional (F_g), força de arraste dos gases (ou aerodinâmica – F_d), força eletromagnética (F_{em}), força devido à tensão superficial do metal fundido (F_s) e força de vaporização (F_v). Estas forças dependem de condições operacionais específicas (corrente de soldagem, tensão do arco, diâmetro do arame-eletrodo, gases de proteção etc.) (Naidu; Ozcelik; Moore, 2003). O equilíbrio de forças em uma gota é dado pela Equação 1.

$$F_g + F_d + F_e = F_s + F_v \quad (1)$$

Basicamente, os modos naturais de transferência metálica durante a soldagem GMAW podem ser divididos em dois grupos principais: por contato e por voo livre. Fazem parte dos modos por contato: por curto-circuito, por “ponte”, por curto-circuito forçado. Fazem parte dos modos por voo livre: globular, globular repulsiva, goticular (*spray*), goticular com alongamento, goticular rotacional e explosiva. A Figura 8 apresenta os grupos de transferência metálica, com seus respectivos modos de transferência, imagem característica e principais forças governantes.

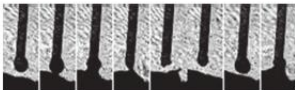
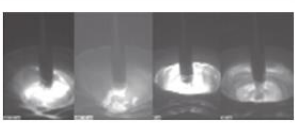
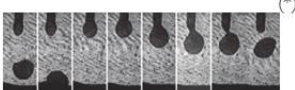
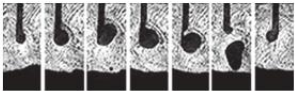
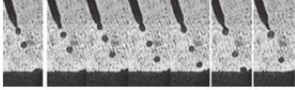
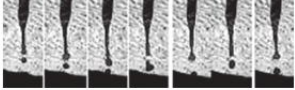
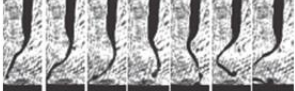
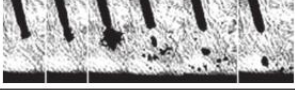
Ainda que o desenvolvimento de técnicas de soldagem tenha proporcionado o surgimento de variantes específicas, os modos básicos de transferência metálica podem ser descritos conforme segue (Da Silva *et al.*, 2011; Hughes, 2009; Singh, 2020).

- Curto-circuito: ocorre predominantemente em valores de corrente e tensão baixos, além de diâmetros de arame-eletrodo pequenos. O metal é transferido via contato direto do arame-eletrodo na poça de fusão, a uma taxa de 20 a 200 vezes por segundo. Essa modalidade de soldagem resulta na formação de uma junta soldada de dimensões reduzidas e rápido resfriamento, sendo particularmente apropriada para a união de peças de seções finas e processos de soldagem executados em posições não convencionais. Favorece o controle da poça de fusão. Para ajustar a quantidade de calor disponível antes da ocorrência do curto-circuito, utiliza-se da indutância na fonte de soldagem.
- Globular: ocorre em situações de corrente e tensão maiores que em curto-circuito. No caso de aços a operação empregam dióxido de carbono (CO_2) e hélio (He) para ligas não ferrosas como gases de proteção, para promover o aumento das forças de suspensão da gota, o que favorece seu crescimento. O tamanho das gotas de metal fundido excede o diâmetro do eletrodo empregado na soldagem, tornando-as mais suscetíveis à influência da força

gravitacional. Consequentemente, a soldagem sob o regime de transferência globular tende a ser praticada predominantemente em uma posição plana, devido à dificuldade em controlar o movimento das gotas em outras posições.

- *Spray* (ou goticular): ocorre em contextos de correntes e tensões substancialmente elevadas. As gotas são forçadas a se destacar da ponta do eletrodo por uma elevada força de estricção, promovida pela corrente alta. Sob essas condições, a transferência de metal ocorre na forma de um spray de pequenas dimensões, caracterizando-se por uma taxa de deposição consideravelmente elevada, baixa formação de respingos, capacidade de penetração significativa e a formação de uma grande poça de fusão, a qual pode dificultar a soldagem de chapas finas, além de seu emprego em posições diferentes à plana.

Figura 8 – Classes e respectivos modos naturais de transferência metálica que acontecem no processo GMAW

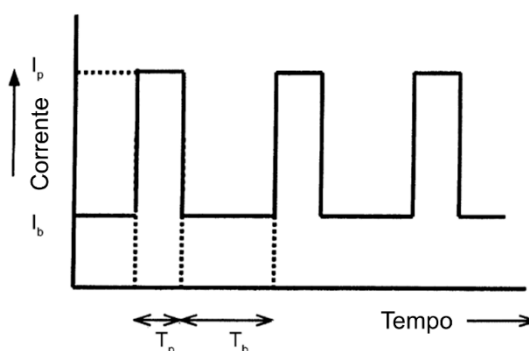
Grupos de transferência	Modo de transferência	Imagem	Força (efeito) governante principal
Por contato	Por curto-circuito		Tensão superficial e efeito <i>pinch</i>
	Por “ponte”		Tensão superficial
	Por curto-circuito forçado		Efeito <i>pinch</i> pronunciado
Por voo livre	Globular		Gravitacional (*)
	Globular repulsiva		Força gravitacional e forças de repulsão
	Goticular (ou goticular projetada)		Força eletromagnética
	Goticular com alongamento		
	Goticular rotacional		
	Explosiva		Força eletromagnética e reações químicas

Fonte: Scotti; Ponomarev (2014)

2.3.1.2 O processo GMAW-Pulsado

O GMAW-Pulsado (GMAW-P) é um processo que usa corrente direta em formato de pulso, onde a corrente de base (mais baixa) é responsável por manter o arco aberto (o gás ionizado) enquanto a corrente de pico é alta para promover a fusão do arame-eletrodo e o destaque da gota. Neste processo, menores valores médios de corrente são comumente necessários para conduzir a gota de metal através do arco e na poça de fusão, mantendo-se o modo de transferência *spray* (Kah, 2021). O processo favorece a obtenção de juntas soldadas com menor aporte de calor, além de permitir sua aplicação em todas as posições. Um diagrama da variação da corrente com o tempo no processo GMAW-P é apresentado na Figura 9. I_p , I_b , T_p e T_b representam, respectivamente a corrente de pulso (ou pico) e de base, os tempos de pico e de base.

Figura 9 – Representação do formato de onda da corrente no processo GMAW-P



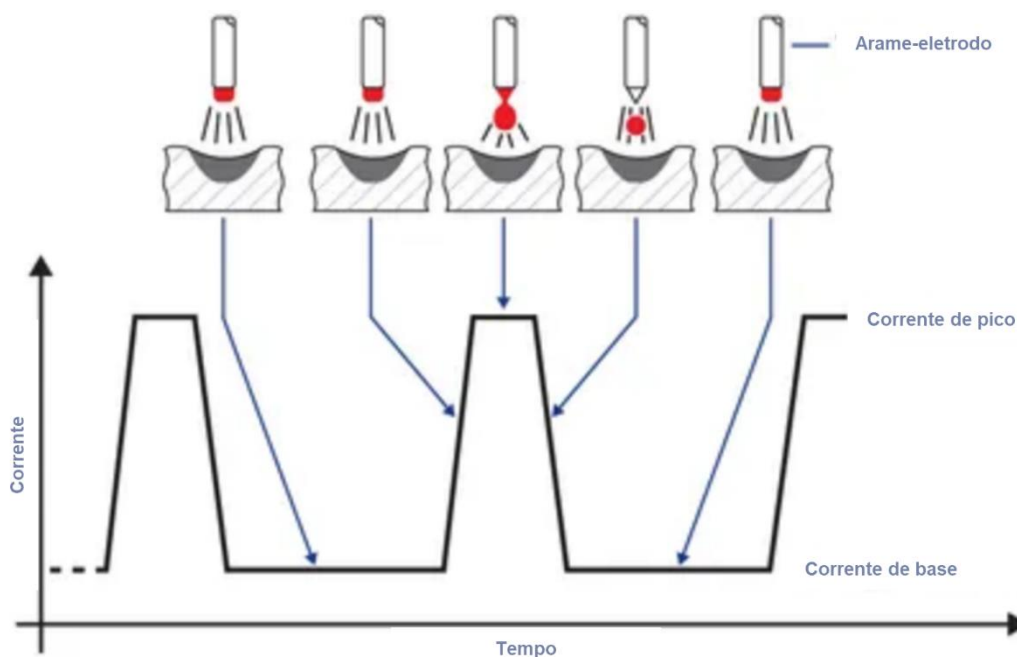
Fonte: Adaptado de Palani; Murugan (2006)

Na prática, as correntes de pico são aproximadamente senoidais, enquanto as de base geralmente contêm ondulações devido às características da fonte de energia. Entretanto, estas diferenças não são significativas e as formas de onda podem ser representadas pela corrente retangular. A corrente média para o referido processo é dado pela Equação 2 (Palani; Murugan, 2006).

$$I_m(A) = \frac{I_p T_p + I_b T_b}{T_p + T_b} \quad (2)$$

A Figura 10 correlaciona as etapas do modo de transferência metálica (*spray*, 1 gota por pulso) com a formato da curva de corrente de uma soldagem GMAW-P.

Figura 10 – Transferência *spray* e a curva de corrente de soldagem GMAW-P



Fonte: Adaptado de Weldclass Academy (2021)

O GMAW-P estende a faixa de obtenção do modo de transferência metálico bem abaixo da transição natural (a qual é cerca de 180 A – 220 A para arame-eletrodo de aço-carbono de 1,0 mm – 1,2 mm), tornando possível a operação em correntes médias de, por exemplo, 50 A – 150 A. Neste sentido, valores bem ajustados de parâmetros de soldagem GMAW-P mostram-se como uma possibilidade para a soldagem de chapas finas (0,6 mm – 2,0 mm), como aquelas de AHSS utilizadas em carrocerias de automóveis. Além disso, GMAW-P favorece emprego de menores valores de energia de soldagem (e, conseqüentemente, menores distorções ou queima de revestimento), reduz a formação de respingos, possibilita melhor acabamento, favorece maiores taxas de deposição, melhora o controle da poça de fusão (Street, 1990).

O processo GMAW é principalmente aplicado na indústria automobilística na soldagem de peças de chassi. É especialmente utilizado em casos nos quais o projeto dos componentes impede o uso do processo de soldagem a ponto por resistência elétrica ou exige elevada resistência mecânica e resistência à fadiga. Adicionalmente, o processo GMAW é também preferido quando existem partes dispostas de tal forma que não é permitido o alcance pelo aparato de soldagem a ponto por resistência (Kapustka *et al.*, 2008; Shome; Tumuluru, 2015).

Arame-eletrodo com especificação ER70S-3, mistura de gás de proteção ISO 14175-M20-ArC-10 (90% + 10%CO₂) e velocidades de soldagem superiores a 700 mm/min são parâmetros comumente utilizados para esta aplicação (A/SP Joining Technologies, 2004; Narayanan *et al.*, 2016; Svoboda; Lorusso; Burgueño, 2011).

2.3.2 Regiões da junta soldada

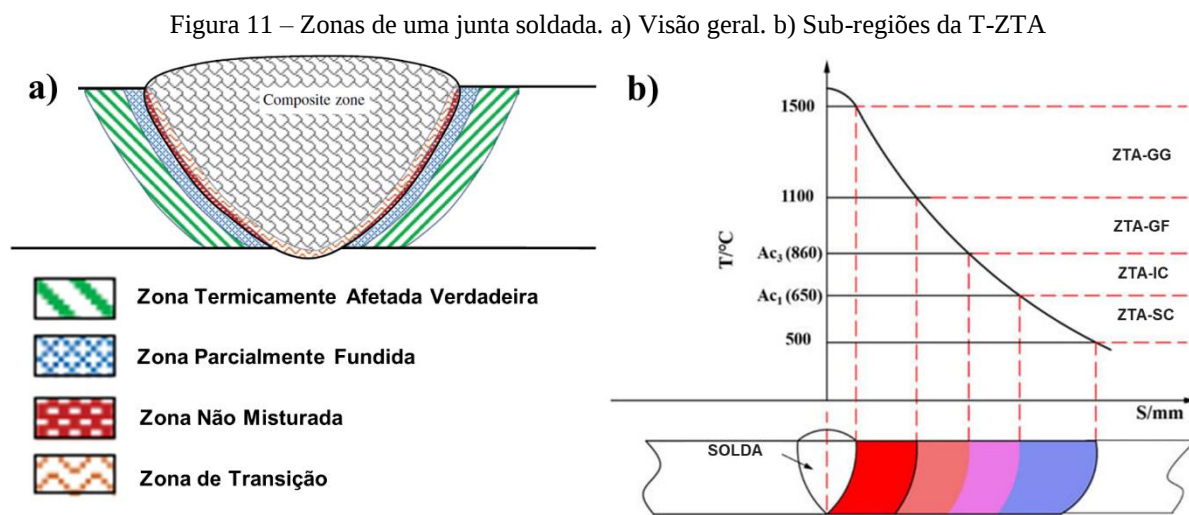
A soldagem por arco é realizada com a aplicação localizada de calor o que pode gerar mudanças microestruturais tanto na zona fundida quanto naquela que limitada pela linha de fusão, nomeada como zona termicamente afetada (ZTA). Ditas mudanças na microestrutura podem levar a transformações de fase promovidas por fenômenos como a solidificação, precipitação, recristalização, crescimento de grão etc. Muitas dessas reações, ou combinações complexas de reações, podem resultar em fragilização ou trincamento das juntas soldadas (Böllinghaus *et al.*, 2008).

Abordagens mais recentes das zonas de uma junta soldada incluem (Lippold, 2015):

- Zona fundida (ZF): ocorre a fusão e a solidificação para formar a junta. Pode ser subdividida em Região Misturada (*composite zone*), a qual representa a porção da zona fundida na qual o metal base e o metal de adição foram misturados em uma composição “composta”; e Zona Não Misturada (UMZ), a qual localiza-se ao redor da região misturada e consiste em uma zona na qual o metal de base foi fundido e solidificado novamente, mas sem mistura com o metal de adição. A estrutura gerada corresponde a uma microestrutura de solidificação, definida pela composição química do metal de base, a densidade de energia e os parâmetros do processo de soldagem. Principalmente são geradas dendritas colunares, mas também podem ser geradas dendritas equiaxiais. Em processos de elevada densidade de energia podem ser observadas células (perto da linha de fusão) ou estrutura celular-dendrítica. Em teoria, a UMZ sempre é formada, mas para ser observada é necessária uma diferença significativa entre a composição química da *composite zone* e o metal de base.
- Zona termicamente afetada (ZTA): é a região compreendida entre a ZF e o metal de base (MB) que foi alterada (em comparação ao metal de base) em virtude dos ciclos térmicos de soldagem. Em geral, dentro desta região todas as reações metalúrgicas ocorrem no estado sólido, sendo que pode ser subdividida em outras partes, dependendo do tipo de liga, das temperaturas atingidas durante o processo de soldagem e da microestrutura inicial do metal de base. Em termos gerais, na soldagem por fusão sempre se observa uma primeira faixa nomeada como região de grãos grosseiros (ZTA-GG), promovida pela elevada temperatura atingida nesta zona. Outras regiões também podem ser formadas como, região de grãos finos (ZTA-GF), região intercrítica (ZTA-IC) e região subcrítica (ZTA-SC). Em alguns casos, entre a zona fundida e a ZTA-GG se forma uma faixa com metal sólido e líquido intergranular, conhecida como zona parcialmente fundida (PMZ), a qual é particularmente perigosa naquelas ligas onde se apresenta.

- Metal de Base (MB): região não afetada pelo ciclo térmico de soldagem.

A Figura 11 a) apresenta as regiões descritas anteriormente e a Figura 11 b) apresenta as sub-regiões da T-ZTA.



Fonte: Adaptado de Lippold (2015); Zhang *et al.* (2021)

2.4 Fissuração assistida pelo ambiente

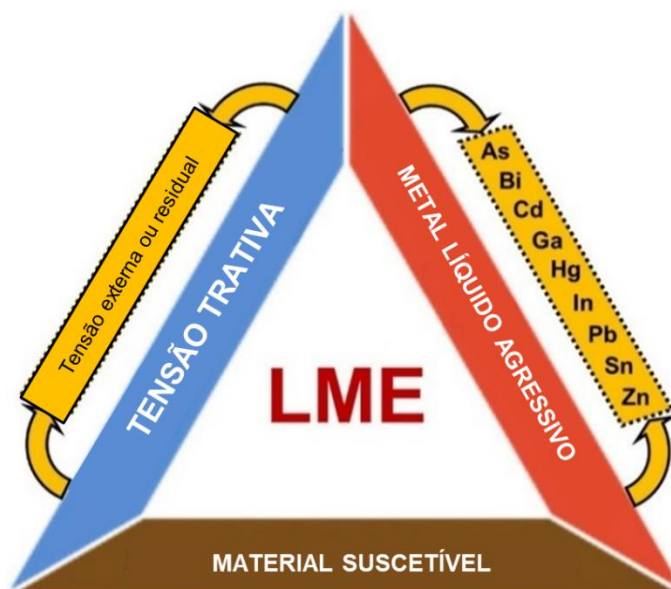
A fissuração assistida pelo ambiente, ou, em inglês, *Environmentally Assisted Cracking* (EAC), consiste em um fenômeno de aparecimento e propagação de trinca, proporcionado pela interação sinérgica de fatores químicos, mecânicos e metalúrgicos (Guzonas *et al.*, 2018), cuja ação isolada dos mesmos não acarretaria a falha do componente ou estrutura. São exemplos de EAC a fissuração assistida pelo hidrogênio (HAC – *Hydrogen-Assisted Cracking*), a fissuração por corrosão sob tensão (SCC – *Stress Corrosion Cracking*) e a fragilização por metal líquido (LME – *Liquid Metal Embrittlement*) (Lynch, 1988).

2.4.1 Fragilização por Metal Líquido (LME)

A LME causa a redução do alongamento até a falha de metais ou ligas normalmente dúcteis, quando tensionados durante o contato com metais líquidos, culminando na fratura precoce. Esse fenômeno é um caso particular da EAC e necessita que três fatores estejam presentes: um metal líquido (no caso do presente estudo, o zinco) em contato direto com o metal sólido (neste caso, o AHSS), um substrato com composição química e microestrutura

suscetíveis, e este último estar sob tensões trativas (Ashiri *et al.*, 2015). A Figura 12 apresenta graficamente a sinergia entre os fatores essenciais para a ocorrência da LME.

Figura 12 – Fatores necessários para a ocorrência da LME



Fonte: Adaptado de Razmpoosh *et al.* (2021)

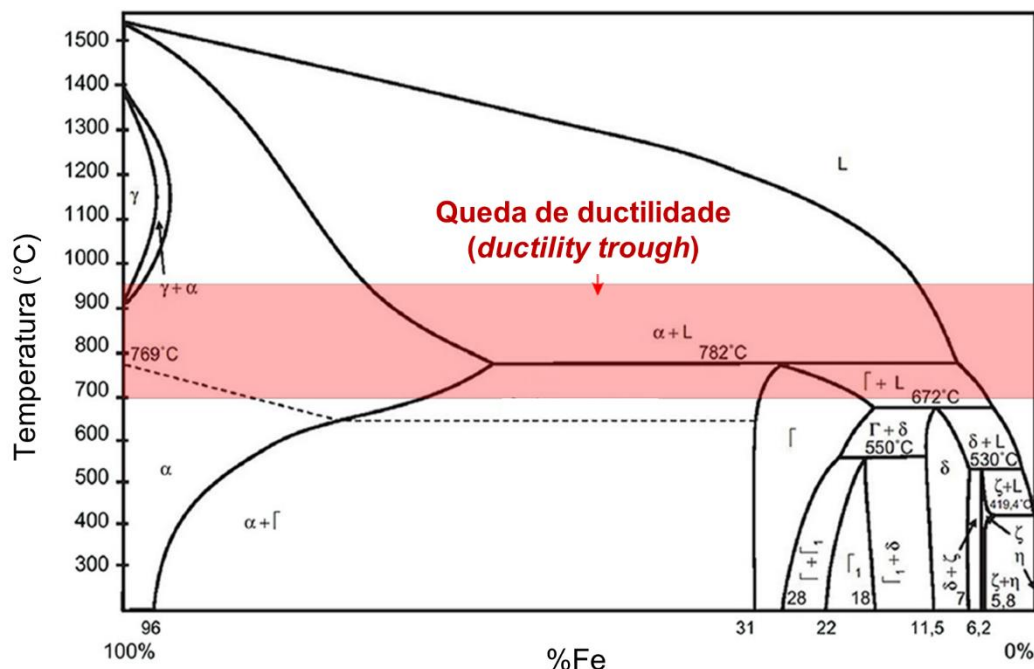
Algumas premissas são comumente aceitas em se tratando do fenômeno de LME, sendo elas (Ling; Wang; Kong, 2018):

- I. Alguns pares específicos de metal sólido e metal líquido são suscetíveis à LME, enquanto outros parecem ser imunes.
- II. Uma tensão crítica é necessária para a ocorrência de LME, e o metal líquido deve entrar em contato direto em escala atômica com o metal sólido que está submetido à tensão.
- III. Para a maioria dos metais e ligas metálicas policristalinas, a ocorrência de LME é resultante de uma fratura inicial frágil e intergranular.
- IV. Uma queda de ductilidade, em determinadas faixas de temperatura, sempre existe.

No tangente aos valores de temperatura para a ocorrência da LME, o fenômeno ocorre dentro de uma faixa limitada chamada de *ductility trough*, na qual há a acentuada queda de ductilidade, em decorrência da nucleação e propagação de trincas a partir da interação entre metal sólido e metal líquido. Esta faixa de temperatura depende de vários parâmetros, como as composições químicas dos metais sólido e líquido, a microestrutura do metal sólido e a taxa de deformação – haja vista que maiores taxas de deformação aumentam a faixa de temperatura de fragilização, uma vez que proporciona menor tempo para acomodação da deformação (Béal,

2012). A Figura 13 apresenta o diagrama binário e a faixa de temperatura característica para a ocorrência da LME para o par Fe-Zn.

Figura 13 – Diagrama binário Fe-Zn evidenciando a faixa de *ductility trough*



Fonte: Adaptado de Ling *et al.* (2019)

Beal *et al.* (2012a) identificaram que o zinco tem maior efeito prejudicial entre 900 e 750 °C; contudo, é comumente reportado que a temperatura inferior da *ductility trough* geralmente corresponde ao ponto de fusão do metal agressivo – que, para o caso do zinco, é cerca de 420 °C. Quanto ao limite superior da faixa de temperatura, após a temperatura de ebulição do zinco (cerca de 907 °C), não há metal líquido suficiente para promover o fenômeno de LME. Além disso, é sugerido que temperaturas mais elevadas reduzem a perda de ductilidade em razão do alívio de tensão decorrente do deslizamento de planos atômicos. Isto ocorre porque nestas temperaturas a movimentação atômica é facilitada, bem como o rearranjo de discordâncias, permitindo o deslizamento. Logo, o alívio de tensões térmico pode ajudar a redistribuir e relaxar as discordâncias no material, reduzindo as concentrações de tensão e melhorando a uniformidade da estrutura cristalina. Neste caso, as tensões geradas nos empilhamentos de discordâncias são significativamente atenuadas, evitando-se a nucleação e propagação de trincas (Fernandes; Jones, 1997; Zhu *et al.*, 2021)

Neste contexto, durante o processo de soldagem por fusão, a temperatura de pico nas zonas fundida (ZF) e termicamente afetada (ZTA) alcança valores superiores ao ponto de fusão do zinco. Destarte, na soldagem de aços avançados de alta resistência galvanizados, há a

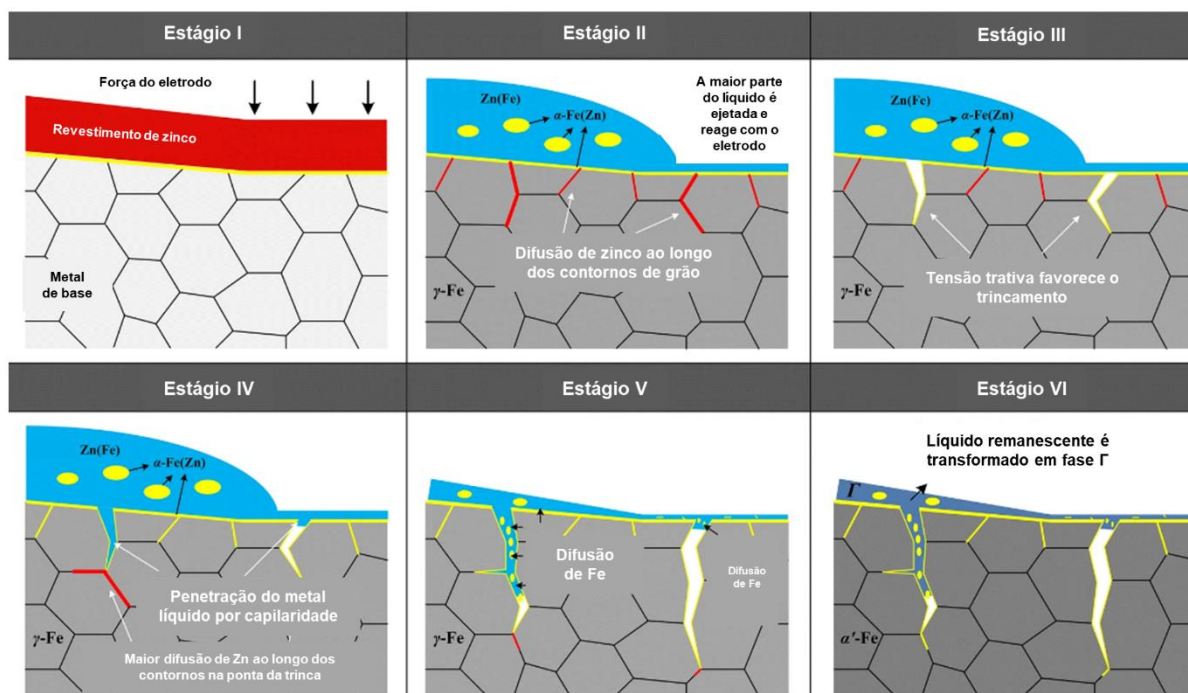
existência de zinco líquido na superfície da ZTA, em contato com AHSS no estado sólido. Esta interação pode tornar a ZTA propensa à fragilização por metal líquido, caso sejam satisfeitas as condições de tensão crítica. Assim, juntas soldadas podem ser especialmente suscetíveis à LME, principalmente devido ao possível surgimento de regiões de alta dureza, ao crescimento de grãos na ZTA e possível aparecimento de concentradores de tensão. Estes fatores combinados, portanto, podem criar condições favoráveis para a ocorrência da LME ao facilitar a nucleação e propagação de trincas quando o material está sujeito a esforços mecânicos (Bauer *et al.*, 2015; Bernasovský, 2014; Chen *et al.*, 2020).

Shreyas *et al.* (2019) mostraram, por meio de ensaios de tração, que amostras revestidas soldadas pelo processo GMAW apresentaram baixa ductilidade devido ao efeito prejudicial do zinco. Neste contexto, DiGiovanni *et al.* (2021b) estudaram juntas soldadas pelo processo RSW e os resultados mostraram que as faixas de temperaturas e a microestrutura necessária para o início do LME dependem de vários aspectos, além de evidenciar a intensa interdependência entre as faixas de temperatura e os estados de tensões durante a soldagem na ocorrência de LME. Por outro lado, Beal *et al.* (2012b), utilizaram um simulador termomecânico em ensaios de tensão e corroboraram que a presença de zinco líquido pode levar, sob certas condições, a reduções drásticas na deformação e resistência à fratura.

Neste contexto, são fatores que influenciam diretamente no mecanismo de ocorrência da LME: a natureza e o tempo de contato entre os metais sólidos e líquido; a composição química do metal sólido e do metal líquido; a temperatura (ou faixa de temperatura) na qual ocorre a interação entre metal sólido e líquido; a microestrutura do metal sólido; o estado de tensões e a taxa de deformação (Béal, 2012; Nicholas; Old, 1979).

Como exemplo, a Figura 14 apresenta esquematicamente os eventos que conduzem à ocorrência de LME, em uma soldagem por resistência a ponto (RSW) de um AHSS de terceira geração. O estágio I refere-se ao momento anterior à aplicação de temperatura (início da soldagem). No estágio II, com o aumento da temperatura em decorrência da soldagem, o zinco presente no revestimento funde e os átomos de Zn se difundem ao longo dos contornos de grão, reduzindo a coesão dos átomos de ferro (metal sólido). No estágio III, o espaçamento entre os grãos é aumentado devido à tensão trativa, promovendo a nucleação de fissuras. No estágio IV, o zinco líquido presente na superfície preenche as fissuras por capilaridade, e os átomos de zinco continuam a se difundir ao longo dos contornos de grão, nas pontas das trincas. No estágio V, há a propagação de trincas em razão do mecanismo descrito na etapa anterior. No estágio VI, após resfriamento até a temperatura ambiente, o líquido remanescente se transforma na fase Γ .

Figura 14 – Sequência de eventos para ocorrência da LME



Fonte: Adaptado de Ling *et al.* (2019)

A partir do mecanismo avaliado anteriormente, é razoável conjecturar que outro fator que possivelmente possui papel preponderante na ocorrência do fenômeno supracitado é a espessura do revestimento de zinco, uma vez que maiores quantidades de metal líquido podem acentuar as tensões de tração aplicadas ao metal sólido, intensificando a difusão do zinco e, consequentemente, proporcionando a formação de trincas de maior comprimento médio.

2.4.2 Mecanismos para ocorrência da LME

Para compreender melhor os eventos que culminam na fragilização por metal líquido, foram desenvolvidos diversos modelos teóricos. A maioria desses modelos se baseia na diminuição da energia superficial do metal sólido devido à adsorção de átomos provenientes do metal líquido. É importante reconhecer que os modelos propostos, ainda que bem desenvolvidos, têm limitações, principalmente devido à LME ser um fenômeno complexo e multifacetado.

Portanto, embora essas teorias ofereçam um arcabouço conceitual valioso, é crucial realizar investigações adicionais e mais abrangentes, considerando uma gama diversificada de fatores e circunstâncias específicas, a fim de prever com precisão e compreender

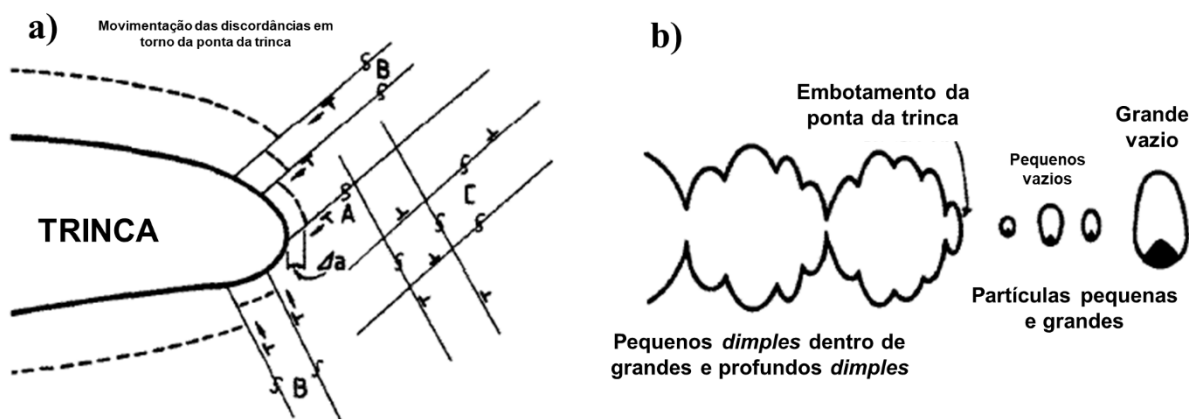
completamente a LME na prática industrial. O presente tópico expõe um resumo dos principais modelos propostos.

a) Modelos de fratura dúctil

Todos os modelos de fratura dúctil propostos abordam o papel das discordâncias na formação de trincas. Dentre estes, um dos mais relevantes é o modelo de Lynch (1988). Ele descreve que a deformação plástica na ponta da trinca desempenha um papel fundamental na ocorrência do fenômeno. Nesse cenário, a adsorção de átomos fragilizadores – aqueles advindos do metal líquido – acelera a nucleação da trinca e o movimento das discordâncias na ponta da mesma, reduzindo assim a tensão crítica necessária para o movimento dessas discordâncias, conforme ilustrado na Figura 15 a).

Na região de deformação localizada na ponta da trinca, observa-se a ativação da fonte de discordâncias nos planos que interseccionam a ponta da trinca, promovendo, assim, a propagação desta. Contudo, é pertinente ressaltar que outras fontes de discordâncias – que não necessariamente atravessam precisamente a região da ponta da trinca – também contribuem para o embotamento, gerando espaços vazios imediatamente à frente da trinca. A formação substancial de vazios nesta área em particular subsequente à ponta da trinca, consequentemente, desempenha um papel facilitador relevante no processo de propagação da trinca, vide Figura 15 b). O modelo de Lynch (1988) trouxe novos *insights* sobre o papel da coalescência de microvazios através de baixos níveis de deformação plástica na ponta da trinca (Razmpoosh *et al.*, 2021).

Figura 15 – Diagrama esquemático ilustrando o mecanismo de propagação dúctil da trinca



Fonte: Adaptado de Lynch (1988)

Ainda se tratando de modelos de fratura dúctil, foi proposto que as discordâncias se acumulam no contorno do grão, resultando em instabilidade localizada na ponta da trinca. Isso facilita a difusão atômica antes do trincamento e a descoesão resultante das ligações químicas (Hancock; Ives, 1971).

A combinação da descrição inicial de Rostoker (1960), baseada na modificação da energia superficial do metal sólido, com o modelo de Popovich (1980) também possibilitou melhor compreender os mecanismos que conduzem à LME. Esse modelo sugere que a deformação plástica à frente da trinca é facilitada devido à modificação da energia superficial. A presença do metal líquido atua como uma força motriz para a emissão eficiente de discordâncias na ponta da trinca. Isso ocorre porque a considerável atividade das discordâncias aumenta a probabilidade de formação de microtrincas – em virtude do endurecimento por encruamento – as quais podem se propagar de forma dúctil.

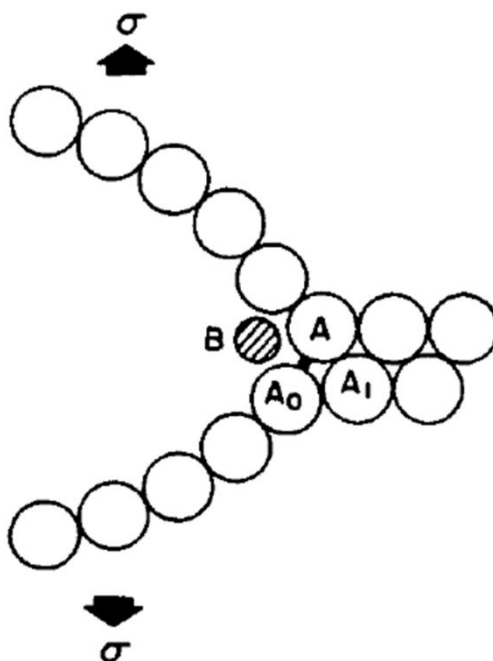
b) Mecanismos de fratura frágil

Os modelos baseados em mecanismos de fratura frágil possibilitam uma nova abordagem da LME ao correlacionar o fenômeno com eventos diferentes daqueles que envolvem a ação das discordâncias em zonas de deformação plástica na ponta das trincas na penetração do metal líquido e propagação das trincas (Razmpoosh *et al.*, 2021).

Neste contexto, o modelo de Stoloff–Johnson–Westwood–Kamdar (SJWK) analisa a interação entre átomos de metal líquido e a superfície de uma trinca, evidenciando um complexo rearranjo eletrônico que resulta na redução da força das ligações interatômicas. Stoloff e Johnston (1963), bem como Westwood e Kamdar (1963), em pesquisas independentes, conjecturaram a existência de uma relação proporcional perfeitamente direta entre a energia superficial e a energia das ligações interatômicas. A elaboração do modelo possibilitou demonstrar que o trincamento facilitado pela redução da energia superficial elástica deve levar a uma redução da deformação plástica.

Considerando a ponta de uma trinca no interior de um material sólido, representada como A-A₀ na Figura 16, é essencial reconhecer que as ligações interatômicas entre esses átomos conferem resistência ao material. Entretanto, quando um átomo de metal líquido – designado como B na Figura 16 – é adsorvido na extremidade da trinca, desencadeia-se uma série de eventos intrínsecos à física da superfície.

Figura 16 – Deslocamento de átomos na ponta da trinca. A ligação $A - A_0$ refere-se à ponta da trinca e B é um átomo de metal líquido (fragilizador)



Fonte: Adaptado de Westwood; Kamdar (1963)

Este átomo de metal líquido perturba significativamente os arranjos eletrônicos na ponta da trinca, desestabilizando as ligações interatômicas em questão. O resultado dessa interferência é a redução gradual da força dessas ligações e, conseqüentemente, da tensão necessária para rompê-las. Tal rompimento ocorre quando a tensão aplicada excede o novo limiar, iniciando-se, assim, a propagação da trinca. Este fenômeno conduz a trinca em direção ao próximo átomo sólido, designado como A_1 , enquanto o átomo de metal líquido é adsorvido à superfície recém-criada (Westwood; Kamdar, 1963).

Esse processo prossegue de maneira iterativa à medida que mais átomos de metal líquido se difundem para a ponta da trinca, favorecendo a propagação da mesma pelo mecanismo descrito anteriormente. Essa sequência de eventos ocorre até que o componente rompa em virtude do acúmulo dos efeitos da redução da força das ligações interatômicas (Joseph; Picat; Barbier, 1999).

Em outro contexto, o modelo desenvolvimento a partir dos postulados de Robertson (1966) e Glickman (2003), conhecido como RGM (Robertson-Glickman Model) é baseado na dissolução do metal sólido na ponta da trinca, para o metal líquido, potencializada pelos efeitos de tensão e capilaridade. No entanto, o modelo RGM é bastante questionado para justificar a ocorrência de LME em pares de metais com baixa solubilidade mútua. (Béal, 2012).

Glickman (2011) descreveu o modelo DCM (*Dissolution Condensation Mechanism*) adicionando o conceito de "condensação", no qual os átomos sólidos dissolvidos no metal líquido são depositados novamente na parede da trinca. Adicionalmente, o modelo GALOP (*Grooving Accelerated by Local Plasticity*) – desenvolvido por Glickman (2003) – considerou a concentração de tensão na ponta da trinca e o papel desta no embotamento e alívio de tensão através da deformação plástica.

A combinação dos modelos RGM-DCM-GALOP indica, então, que um embotamento significativo da ponta da trinca é capaz de fornecer locais necessários para nova deposição de átomos sólidos e, além disso, uma pequena energia de interface líquido-sólido pode concentrar a tensão de tração aplicada na ponta da trinca. Neste contexto, embora a maioria dos casos de LME seja intergranular, observa-se ocasionalmente o fenômeno transgranular, que pode ser descrito pelas teorias de fratura frágil (Razmpoosh *et al.*, 2021).

c) Modelos baseados em contornos de grão

A difusão dos átomos fragilizadores durante a propagação da trinca é abordado com maior especificidade pelos modelos embasados na difusão em torno dos contornos dos grãos. Estes modelos enfatizam que a difusão dos contornos de grão assistida por tensão precede a penetração do metal líquido. Além disso, esses modelos assumem que a penetração dos átomos fragilizadores nos contornos de grão ocorre através de caminhos de alta difusão no sólido. (Razmpoosh *et al.*, 2021).

Os eventos descritos por este método compreendem dois estágios distintos: uma fase inicial que controla o mecanismo e uma fase subsequente de propagação. Na fase de iniciação, ocorre a adsorção do átomo de metal líquido na superfície do grão, seguida pela dissolução e subsequente difusão, auxiliada por tensão, ao longo dos contornos dos grãos. A presença de átomos que enfraquecem os contornos dos grãos reduz a resistência à formação de trincas e torna o deslizamento dos planos compactos mais difícil. Uma vez alcançada uma quantidade crítica de átomos fragilizadores, há uma tendência de nucleação de trincas em defeitos cristalinos já presentes. Na eventualidade de a tensão aplicada superar a resistência à trinca – reduzida pela presença de átomos fragilizadores – haverá a propagação da trinca (Gordon; An, 1982).

2.5 Delineamento de Experimentos (DoE)

O delineamento de experimentos (ou DoE – *Design of Experiments*) é uma metodologia utilizada para avaliar qualquer resposta que varie como uma função de uma ou mais variáveis independentes. Neste contexto, tal metodologia permite elaborar um modelo matemático estatisticamente válido para as mais diferentes respostas pertinentes ao processo sob análise e, assim, selecionar níveis ótimos ou ainda prever a resposta de uma variada gama de combinação de parâmetros (Mathews, 2004).

Dessa forma, ao tratar diferentes variáveis em um único estudo – ao invés de criar um estudo separado para cada variável – a quantidade de ensaios (e de materiais) irá reduzir significativamente, bem como haverá melhor compreensão do processo, além da possibilidade de avaliar a interação entre diferentes fatores. Neste sentido, o DoE se contrapõe à metodologia “um fator por vez” (OFAT – *One-factor at time*) (Barrentine, 1999).

Para que estudos experimentais sejam conduzidos de forma mais eficiente, uma abordagem científica deve ser empregada, de modo que os dados serão coletados e analisados por métodos estatísticos, resultando em conclusões válidas e objetivas. O planejamento experimental possui ao menos três princípios básicos que envolvem blocagem para separar diferenças condicionais, randomização dos experimentos e repetição de experimentos (Montgomery, 2013). De acordo com Antony (2023), experimentos para fins industriais envolvem uma sequência de atividades:

- Hipótese: uma suposição que motiva o experimento.
- Experimento: uma série de testes conduzidos para investigar a hipótese.
- Análise: compreensão da natureza dos dados e realização de análises estatísticas dos dados coletados do experimento.
- Interpretação: entendimento dos resultados da análise experimental.
- Conclusão: afirmação acerca da validade da hipótese original e, por vezes, o estabelecimento uma nova hipótese (a qual requer mais experimentos).

Em um contexto de análises em soldagem, um delineamento de experimentos pode ser bastante útil para prever a influência de parâmetros de soldagem – permitindo encontrar uma parametrização que garanta confiabilidade da junta solda – em diferentes respostas como, por exemplo, resistência mecânica da junta soldada – ou, ainda, variabilidade da tensão limite de escoamento (Amaral *et al.*, 2018; Hron; Macák, 2013).

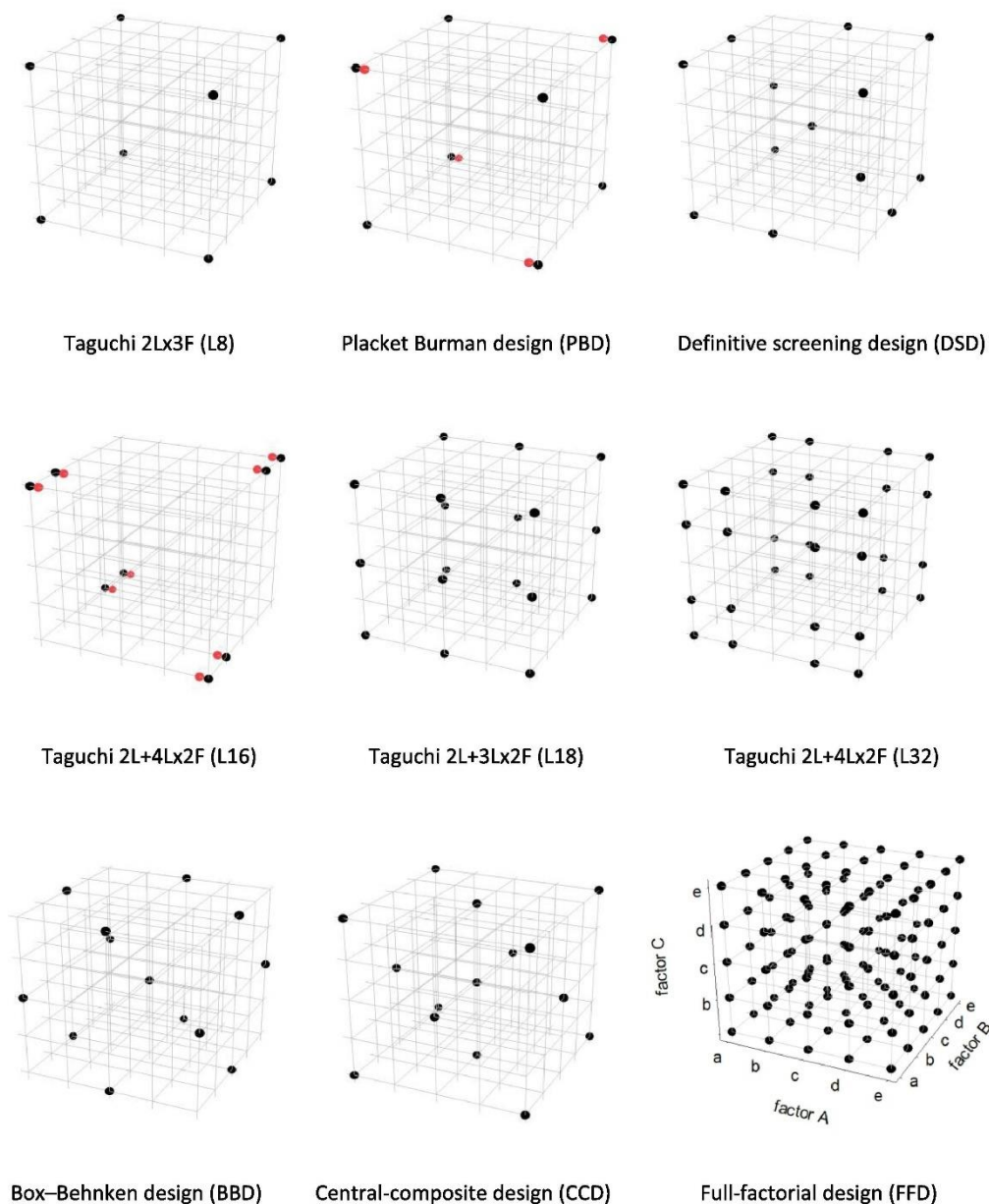
Com o propósito de analisar de forma aprofundada o impacto de múltiplos fatores e suas interações sobre a magnitude da resposta, os experimentos devem ser conduzidos de maneira sistemática mediante a aplicação de matrizes experimentais fatoriais. Nesse contexto, diversos fatores são alterados durante cada iteração experimental. Um delineamento experimental fatorial que incorpora todas as possíveis combinações dos fatores selecionados, bem como seus respectivos níveis, é chamado de Planejamento Fatorial Completo (FFD – *Full Factorial Design*). Este DoE apresenta uma considerável abrangência acerca do entendimento da natureza dos dados experimentais, uma vez que são contempladas todas as combinações possíveis de níveis de fatores – e as interações que podem surgir entre os fatores (Jankovic; Chaudhary; Goia, 2021).

Contudo, se todos os fatores (k) apresentam igual número de níveis (n), a quantidade de experimentos necessária é dada por n^k ; ou seja, à medida que o número de fatores e níveis aumenta, a quantidade de execuções experimentais também cresce exponencialmente. Devido a isto, tal modelo é comumente interessante para experimentos com baixo número de fatores e níveis, haja vista que maior número destes pode tornar o teste ineficiente em termo de custos e tempo (Ranga *et al.*, 2014).

Neste contexto, métodos alternativos reduzem o número de corridas experimentais sob a premissa de que, em algum ponto, as interações de ordem superior provavelmente se tornarão insignificantes. Alguns exemplos destes métodos são Box-Behnken Design (BBD), Central-composite Design (CCD), Plackett-Burman Design (PBD), Taguchi Design (TD) e Definitive Screening Design (DSD) (Ait-Amir; Pougnet; El Hami, 2015).

A Figura 17 apresenta a diferença entre vários designs, assumindo um problema com três fatores (A, B, C), com cinco níveis cada (a, b, c, d, e). Na imagem supracitada, as interseções das linhas representam as combinações possíveis dos três fatores, enquanto os pontos pretos em algumas dessas interseções representam as combinações a serem investigadas com aquele delineamento. Os pontos vermelhos são testes repetidos em algumas combinações para atingir o número mínimo de testes de acordo com o planejamento abordado.

Figura 17 – Diferentes designs para um problema com três fatores e cinco variáveis



Fonte: Jankovic; Chaudhary; Goia (2021)

O Box-Behnken Design é um delineamento de experimentos associado à Metodologia de Superfície de Resposta (RSM – *Response Surface Methodology*), a qual é uma abordagem frequentemente adotada em conjunto com o DoE, em substituição aos métodos univariados, quando se busca entender o comportamento de sistemas complexos com múltiplas variáveis. Os métodos univariados não são adequados para situações em que duas ou mais variáveis são alteradas simultaneamente, pois não conseguem fornecer informações robustas sobre como essas variações influenciam as respostas de interesse (Filgueira de Almeida *et al.*, 2021).

Nesse contexto, a RSM oferece uma estratégia mais abrangente e sofisticada para investigar as relações entre múltiplas variáveis e suas interações. Ao considerar a variação simultânea de várias variáveis independentes, a RSM permite a criação de modelos matemáticos que descrevem as relações complexas entre essas variáveis e as respostas que estão sendo estudadas. Através desses modelos, é possível identificar regiões ótimas de operação, bem como prever como as respostas serão afetadas quando as variáveis são ajustadas (Montgomery, 2013).

Um aspecto fundamental da RSM é a utilização da Análise de Variância (ANOVA), que é uma ferramenta estatística que auxilia na avaliação da importância estatística das diferentes variáveis e suas interações. Através desta análise, é possível determinar quais variáveis têm efeitos significativos nas respostas e quais podem ser consideradas menos influentes. Portanto, a combinação da RSM com o DoE e a ANOVA proporciona uma abordagem abrangente para entender as complexas interações entre variáveis e respostas em sistemas experimentais, permitindo uma tomada de decisão mais informada e eficaz no processo de otimização e melhoria de processos (Prasad; Rao; Rao, 2012).

De acordo com Montgomery (2013), se a resposta for bem modelada por uma função linear das variáveis independentes, então a função de aproximação (y) é o modelo de primeira ordem, conforme Equação (3):

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \dots + \beta_k x_k + \epsilon \quad (3)$$

Ademais, se houver curvatura no sistema, então um polinômio de grau superior deve ser utilizado, como o modelo de segunda ordem apresentado na Equação (4).

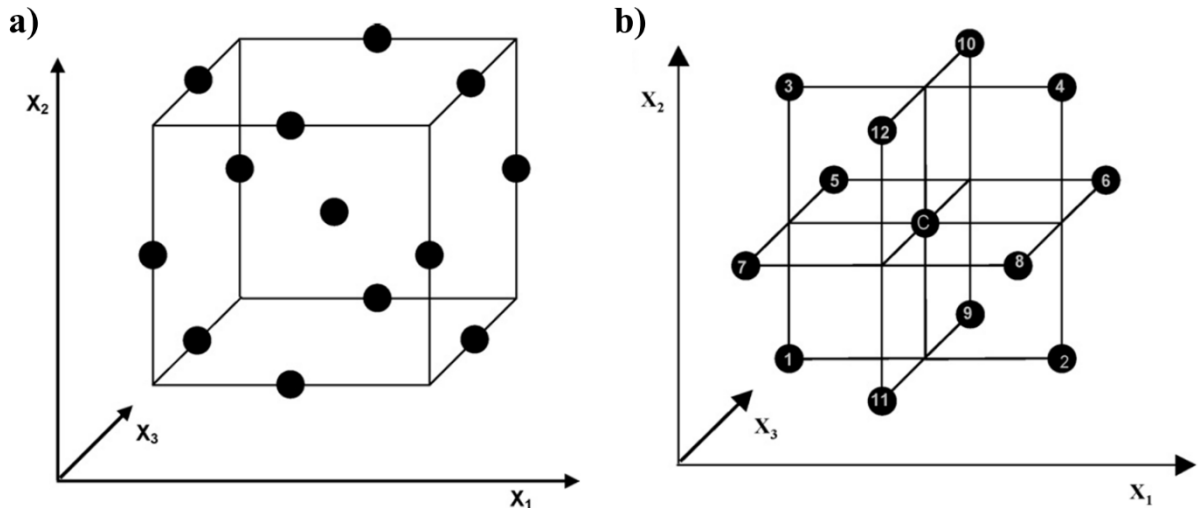
$$y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i x_i + \sum_{i=1}^k \beta_{ii} x_i^2 + \sum_{i < j} \beta_{ij} x_i x_j + \epsilon \quad (4)$$

Neste contexto, o método Box-Behnken é uma classe de experimentos de segunda ordem rotativo – ou quase rotativo – baseado em experimentos fatoriais incompletos de três níveis (Box; Behnken, 1960). A Figura 18 a) e a Figura 18 b) apresentam representações esquemáticas para aplicações com três fatores e evidenciam a alocação dos pontos experimentais no meio das subáreas, ou seja, no ponto médio das arestas do cubo e no centro do cubo. Portanto, percebe-se que este tipo de experimento não contém combinações para as

quais todos os fatores estejam simultaneamente em seus níveis mais altos ou mais baixos (inexistência de pontos nos vértices do cubo).

Figura 18 – Representação esquemática do Box-Behnken Design. a) Cubo e respectivos pontos de ensaio. b)

Quantidade de ensaios



Fonte: Adaptado de Ferreira *et al.* (2007)

Neste contexto, o número de experimentos (N) necessários é dado pela Equação 5.

$$N = 2k(k - 1) + C_0 \quad (5)$$

Onde k é o número de fatores e C_0 é o número de pontos centrais. A replicação dos pontos centrais neste tipo de experimento permite a estimativa do erro. Ademais, os pontos centrais são projetados para estar na região mais robusta do espaço experimental, onde os efeitos dos fatores são moderados e a resposta é relativamente estável. Logo, os pontos centrais são menos sensíveis às variações nos fatores do que outros pontos, tornando-os menos suscetíveis a erros experimentais e outras fontes de variabilidade (Montgomery, 2013).

Ferreira *et al.* (2007) fizeram uma comparação entre o BBD e outros experimentos de superfície de resposta (como, por exemplo, CCD e FFD de três níveis) e demonstrou que o BBD é ligeiramente mais eficiente que o CCD e muito mais eficiente que o FFD de três níveis. Os autores definiram a eficiência de um projeto experimental como sendo o número de coeficientes no modelo estimado dividido pelo número de experimentos.

3 METODOLOGIA

Nesta seção são apresentados os procedimentos adotados para o desenvolvimento da presente pesquisa. Inicialmente, é descrito o material de base como recebido, incluindo suas especificações, dimensões e composição química. Em seguida, são delineados os passos para a caracterização metalográfica, abrangendo a preparação das amostras, a realização de análises microscópicas e a interpretação dos resultados obtidos. Posteriormente, é detalhada a utilização do DoE como ferramenta para avaliar a influência dos parâmetros de soldagem de forma sinérgica, seguida pela descrição dos ensaios de microdureza Vickers, os quais visam avaliar a variação da dureza ao longo das regiões das juntas soldadas. Por fim, são apresentados os procedimentos experimentais para a realização da soldagem com elevado nível de restrição, visando avaliar a suscetibilidade à fragilização por metal líquido.

3.1 Material de base

O material utilizado para a realização do presente trabalho foi uma chapa de aço Dual-Phase galvanizado a quente, com revestimento de zinco puro (DP 600 GI). As chapas possuem espessura de 2,2 mm. A Tabela 1 exibe a composição química das chapas, conforme informações cedidas pelo fabricante.

Tabela 1 – Composição química da chapa de aço DP 600 GI

Material	Percentuais dos principais elementos químicos presentes			
DP 600	C	Mn	Mo	Al sol
	0,076	1,77	0,15	0,042
	Si	Ni	Cr	P
	0,030	0,020	0,015	0,014
	Nb	Cu	N	Ti
	0,010	0,010	0,0057	<0,005
	W	V	Mg	S
	<0,005	<0,005	<0,005	0,0035

Fonte: O Autor (2024).

Adicionalmente, utilizou-se a técnica de espectrometria por fluorescência de Raios-X (FRX), na direção topo da chapa, para identificar e quantificar elementos presentes no

revestimento do material, uma vez que estes dados não foram indicados pelo fabricante do material. Para tal, utilizou-se um equipamento da marca Horiba Scientific (linha K α) e os seguintes parâmetros de avaliação: tensão igual 50 kV; tempo de medição igual a 100 s; corrente igual a 200 μ A; diâmetro do colimador igual a 3 mm. A concentração média do elemento zinco, em medições realizadas em ambas as faces da chapa, é igual a 76,50% (em peso); enquanto, por outro lado, a concentração média do elemento ferro é igual a 23,04% (em peso).

3.2 Caracterização metalográfica

Os procedimentos pertinentes à caracterização metalográfica (seccionamento, embutimento, lixamento e polimento) foram conduzidos conforme norma ASTM E3 – 11 (2017). A preparação das amostras foi realizada no Laboratório de Preparação Metalográfica e de Amostras, enquanto as análises foram realizadas no Laboratório de Microscopia Ótica e no Laboratório de Microscopia Eletrônica, localizados no Instituto Nacional de Tecnologia em União e Revestimento de Materiais (INTM) da Universidade Federal de Pernambuco (UFPE).

As amostras foram divididas em uma cortadora metalográfica de precisão da marca Struers, modelo Accutom-100, objetivando analisar as seguintes regiões: face superior da chapa; face transversal à direção de laminação; e face longitudinal à direção de laminação. Após o corte, as amostras foram submetidas a lixamento, iniciando-se de lixas d'água com maior granulação até chegar em lixas de menor granulação, na seguinte sequência: 80, 150, 240, 360, 400, 600, 800, 1000, 1200 e 1500 *mesh*. Entre cada etapa de lixamento, as amostras foram rotacionadas em 90° e trabalhadas até que não fosse mais possível visualizar as marcas do lixamento anterior. Após o lixamento, as amostras foram polidas em politriz da marca Arotec com pastas de diamante com granulometrias de 3 e 1 μ m.

Para o ataque químico, as amostras foram imersas durante 15 segundos em Nital 2%; na microscopia ótica, as fases ferrita e martensita serão reveladas como sendo uma fase clara e outra escura, respectivamente. Para o exame metalográfico utilizou-se o microscópio ótico (MO) da marca ZEISS, interligado a um computador contendo o *software* ZEN. Ademais, foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura (MEV-FEG), da marca TESCAN, modelo MIRA3, com acoplamento de X-EDS (espectroscopia de raios X por dispersão em energia).

3.3 Difração de raios-X (DRX)

Análises de difração de raios-X foram conduzidas no revestimento e metal de base das amostras do material recebido no intuito de identificar as diferentes estruturas cristalinas presentes e determinar se há ou não austenita retida (no metal de base) e intermetálicos Fe-Zn (no revestimento e na interface deste com o metal de base), uma vez que cada sistema cristalino apresenta um padrão de difração específico e é possível associar o índice de Miller correto a cada pico do difratograma (Cullity, 1978).

Foram realizados ensaios de DRX em amostras com revestimento, as quais foram limpas mediante mergulho em álcool isopropílico e utilização de aparelho para limpeza por ultrassom durante 20 minutos. Igual procedimento foi realizado em amostras sem revestimento, que foram lixadas com lixas de granulometria de até 1200 *mesh* e polidas com pasta de diamante com granulometrias de 3 μm e 1 μm , antes de serem limpas em banho ultrassônico.

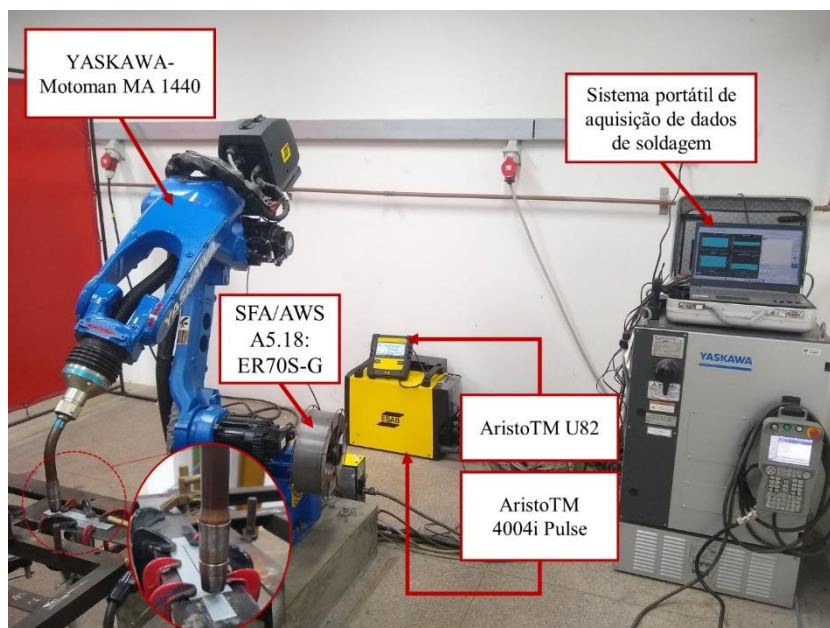
Utilizou-se o equipamento Shimadzu XRD-7000, o qual possui alvo de átomos de cobre ($\text{Cu K}\alpha = 1,54 \text{ \AA}$), operando com tensão do tubo de raios-X igual a 40 kV e corrente do tubo de raios-X igual a 30 mA. Os padrões de difração foram obtidos variando 2θ de 30° a 120° , com passo angular de $1^\circ/\text{min}$. Ademais, utilizou-se o *software* HighScore Plus para análise de DRX.

3.4 Soldagem das chapas

Foram realizadas soldagens de juntas a topo, por soldagem em chanfro simples (*groove weld*), com penetração completa (*complete joint penetration – CJP*), soldadas em posição plana (1G), com chanfro reto, abertura de raiz de 0,7 mm e distância entre o bico de contato e a peça (DBCP) de 9 mm, em concordância com a norma AWS D1.3/D1.3M:2018 (2018), a qual abrange chapas de aço com espessura igual ou inferior a 3/16" (4,8 mm). As Especificações dos Procedimentos de Soldagem estão descritos no Apêndice – A.

O processo utilizado foi o GMAW-Pulsado (GMAW-P) robotizado, em modo sinérgico. Para tal, foi utilizado um robô de seis eixos YASKAWA-Motoman MA 1440, integrado a uma fonte de soldagem Aristo® 4004i Pulse e a um painel controlador Aristo® U82, ambos da marca ESAB. Foi utilizado um sistema portátil de aquisição de dados de soldagem (SAPV4) da marca IMC. O aparato experimental está apresentado na Figura 19. Todas as soldagens foram efetuadas no Laboratório de Soldagem Avançada e Revestimento, do INTM-UFPE.

Figura 19 – Aparato para obtenção das juntas soldadas



Fonte: O Autor (2024).

Foi utilizado o arame OK AristoRod 38 Zn (SFA/AWS A5.18: ER70S-G), com diâmetro de 1,0 mm, o qual é um arame sólido de liga de manganês-silício para soldagem de aços galvanizados com excelente desempenho em termos de baixa porosidade e baixo respingo. A composição química e propriedades mecânicas do depósito desse arame-eletrodo são apresentadas na Tabela 2, conforme informações do fabricante (vide ficha técnica apresentada no Anexo A). Adicionalmente, no intuito de obter um bom equilíbrio entre a incidência de respingos, a penetração e a estabilidade de arco de soldagem em maiores velocidades, o gás utilizado foi o ISO 14175-M20-ArC-8 (92% + 8%CO₂), com vazão de 18 L/min.

Tabela 2 – Composição química e propriedades mecânicas do metal de adição

Composição química do arame-eletrodo (%)			
C	Mn	Si	Fe
0,07	1,4	0,8	bal.
Propriedades mecânicas típicas - EN ISO M20 (como soldado)			
Tensão limite de escoamento	Tensão limite de resistência		Alongamento
440 MPa	550 MPa		30%

Fonte: O Autor (2024).

*a partir dos dados fornecidos pelo fabricante ESAB.

O procedimento experimental envolveu um planejamento de três níveis e três fatores. Os níveis normalizados são especificados como -1 (mínimo), 0 (ponto central) e 1 (máximo).

Os três parâmetros do processo foram definidos mediante triagem (ensaios preliminares), devido à sua relevância, e são velocidade de soldagem, v (cm/min); velocidade de alimentação do arame-eletrodo, WFS (m/min); e tensão de soldagem, U (V).

Quanto aos níveis reais, os valores foram estabelecidos a partir de consulta às indicações do fabricante do consumível de soldagem (ESAB OK AristoRod 38 Zn), bem como de testes preliminares realizados a partir de valores encontrados na literatura corrente (Burns, 2009; Joaquin *et al.*, 2007; Kam *et al.*, 2021; So; Kang; Kim, 2010; Svoboda; Lorusso; Burgueño, 2011). O fabricante do eletrodo, para o arame de diâmetro 1,0 mm (0,040”) indica valores de uso de 16,5-34,5 V e WFS de 4,0-14,6 cm/min. Com base nos resultados obtidos nos ensaios preliminares, os níveis definidos foram 60, 75 e 90 cm/min para a velocidade de soldagem; 4, 5 e 6 m/min para a velocidade de alimentação do arame-eletrodo; 25, 27 e 29 V para a tensão de soldagem. Estes níveis permitem um amplo espaço amostral, favorecendo a obtenção de uma resposta otimizada dentro da faixa de valores estabelecida.

O número de experimentos (N) necessários para a aplicação do Box-Behnken *Design* é definido como: $N = 2k(k - 1) + C_0$, onde k é o número de fatores e C_0 é o número de pontos centrais (Ferreira *et al.*, 2007). Portanto, considerando-se três diferentes fatores e cinco experimentos realizados no ponto central para aumentar a confiabilidade do modelo, tem-se um total de 17 experimentos ($N = 2 \cdot 3 \cdot (3 - 1) + 5 = 17$). A ordem dos ensaios foi randomizada para redução do risco de viés do estudo.

Para a realização das soldagens referentes ao DoE, foram utilizados recortes de chapa com dimensões iguais a 110 x 20 x 2,2 mm (comprimento x largura x espessura). Além disso, utilizou-se 9 mm de distância entre o bico de contato e a peça (DBCP) e uma abertura de raiz de 0,7 mm. A DBCP foi definida com a intenção de evitar respingos e a abertura de raiz foi definida com testes preliminares para garantir a penetração total das juntas soldadas.

As respostas analisadas foram: energia de soldagem, extensão da ZTA, dureza próximo da interface entre a Zona Fundida e a ZTA e a massa adicionada. Deseja-se reduzir a energia de soldagem – e, conseqüentemente, a extensão da ZTA (a fim de garantir que a região crítica, suscetível a trincamento e com degradação das propriedades mecânicas, seja reduzida), reduzir a dureza próximo da interface ZTA/ZF (uma vez que esta região normalmente apresenta menor tenacidade em razão, dentre outros fatores, da formação de microestruturas de elevada dureza) e reduzir a massa adicionada (permitindo buscar menor adição de massa às estruturas veiculares e, conseqüentemente, garantindo menor consumo de combustível e menor emissão de gases poluentes).

No âmbito do estudo do planejamento experimental, foi realizada a análise de variância pertinente às respostas descritas anteriormente com o objetivo de verificar se havia falta de ajuste no modelo (*lack-of-fit* – LOF), obter a estimativa correta para a variância do modelo e estimar o grau de ajuste e significância do modelo proposto. O planejamento experimental, bem como todas as análises e obtenção das curvas foram realizadas mediante uso do *software* estatístico Minitab® 21.4. A Tabela 3 apresenta o planejamento experimental estabelecido.

Tabela 3 – Matriz de planejamento experimental

Corrida Experimental	Sequência randomizada	v (cm/min)		WFS (m/min)		U (V)	
		Normalizado	Real	Normalizado	Real	Normalizado	Real
CE1	5	-1	60	-1	4,0	0	27
CE2	15	+1	90	-1	4,0	0	27
CE3	13	-1	60	+1	6,0	0	27
CE4	3	+1	90	+1	6,0	0	27
CE5	6	-1	60	0	5,0	-1	25
CE6	9	+1	90	0	5,0	-1	25
CE7	1	-1	60	0	5,0	+1	29
CE8	7	+1	90	0	5,0	+1	29
CE9	11	0	75	-1	4,0	-1	25
CE10	10	0	75	+1	6,0	-1	25
CE11	2	0	75	-1	4,0	+1	29
CE12	17	0	75	+1	6,0	+1	29
CE13	8	0	75	0	5,0	0	27
CE14	16	0	75	0	5,0	0	27
CE15	14	0	75	0	5,0	0	27
CE16	4	0	75	0	5,0	0	27
CE17	12	0	75	0	5,0	0	27

Fonte: O Autor (2024).

3.5 Ensaios de microdureza Vickers

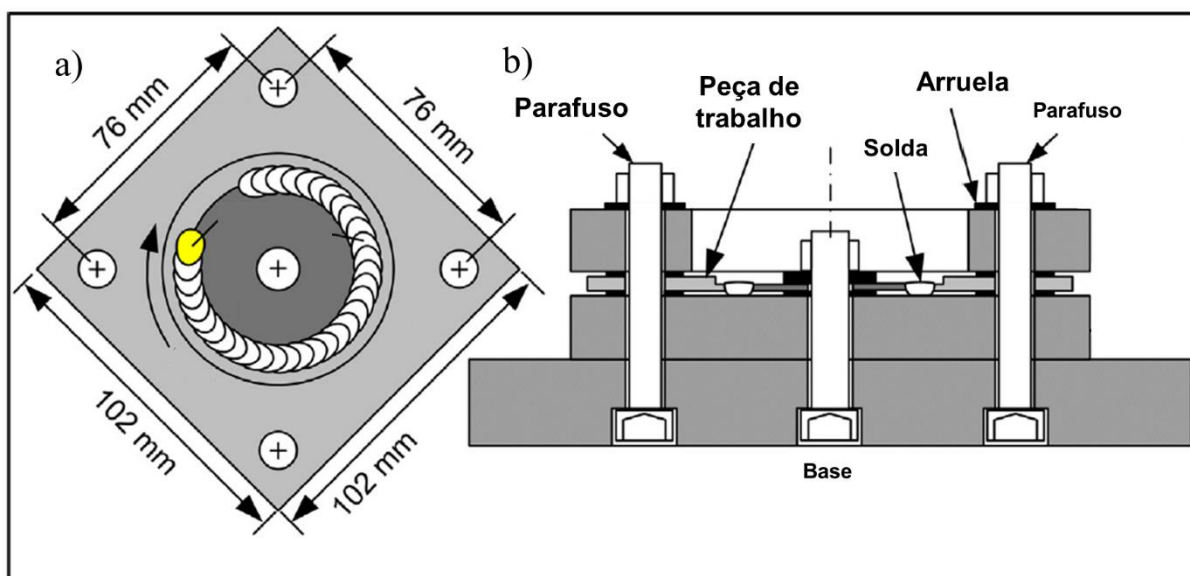
Foram realizados ensaios de microdureza Vickers no metal base e na junta soldada, em conformidade com a norma ASTM E384 (2017). A preparação das amostras para microdureza deu-se de forma idêntica àquela apresentada no tópico 3.2, respectivo à caracterização metalográfica. O ensaio e a obtenção dos resultados de microdureza Vickers ocorreram no

Laboratório de Ensaios Dinâmicos, do INTM-UFPE, mediante uso do microdurômetro automático de bancada Durascan da EMCO-TEST com penetrador Vickers (piramidal de diamante), utilizando-se carga de 200 gf, com tempo de aplicação igual a 15 segundos.

3.6 Teste circular-patch

A suscetibilidade da liga ao trincamento pode ser avaliada usando vários métodos diferentes, como o teste de Varestraint, teste circular-patch e teste de ductilidade a quente. Dentre estes, o projeto original do teste circular-patch – Figura 20 a)-b) – consiste essencialmente em cortar uma região circular do centro de uma placa quadrada e soldá-lo de volta à sua posição original. Este ensaio submete tanto a zona de fusão quanto a ZTA a altas tensões residuais, cuja magnitude aumenta à medida que aumenta a restrição intrínseca gerada pelo cordão de soldagem. Usando esta abordagem, foi possível avaliar a resposta do material à soldagem sob condições altamente restritas (Kou, 2003; Nelson *et al.*, 1997).

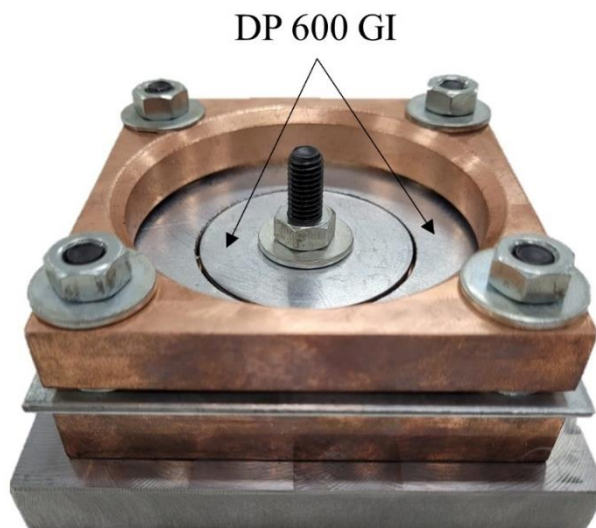
Figura 20 – Teste circular-patch. a) peça de trabalho e direção de soldagem; b) seção transversal vertical do aparato



Fonte: Adaptado de Yuan; Chai; Kou (2016)

Os testes circular-patch foram realizados utilizando as condições de validação do modelo proposto a partir do uso da metodologia Box-Behnken. A Figura 21 apresenta o aparato experimental utilizado para o referido teste.

Figura 21 – Aparato experimental utilizado no teste circular-patch



Fonte: O Autor (2024).

As dimensões das peças utilizadas foram idênticas àsquelas indicadas na Figura 20. A tocha de soldagem foi posicionada a 25,4 mm do centro da porção circular (ou seja, o diâmetro da trajetória da tocha de soldagem foi igual a 50,8 mm). A posição de soldagem foi plana e a DBCP igual a 9 mm. A peça de trabalho foi o aço Dual-Phase (DP 600 GI). Tal peça foi aparafusada firmemente à placa de cobre e à base de aço inoxidável para evitar movimentações durante a soldagem. A porção circular central também foi aparafusada para evitar distorções durante a soldagem.

Após a realização do ensaio, realizou-se um ensaio de inspeção visual para avaliar a possível formação de trincas na superfície da junta soldada. Uma vez que não foi observada nenhuma trinca, utilizou-se o ensaio não destrutivo de líquido penetrante (LP) para inspeção das peças. Este ensaio foi conduzido conforme norma ASME BPVC Sec. V Artigo 6 (2013), em temperatura ambiente (25 °C). A aplicação do LP foi realizada por *spray*, com tempo de penetração igual 10 minutos; o revelador foi aplicado 5 minutos após a retirada do excesso de LP da superfície; e o tempo de espera para interpretação do resultado (após aplicação do revelador) foi de 20 minutos.

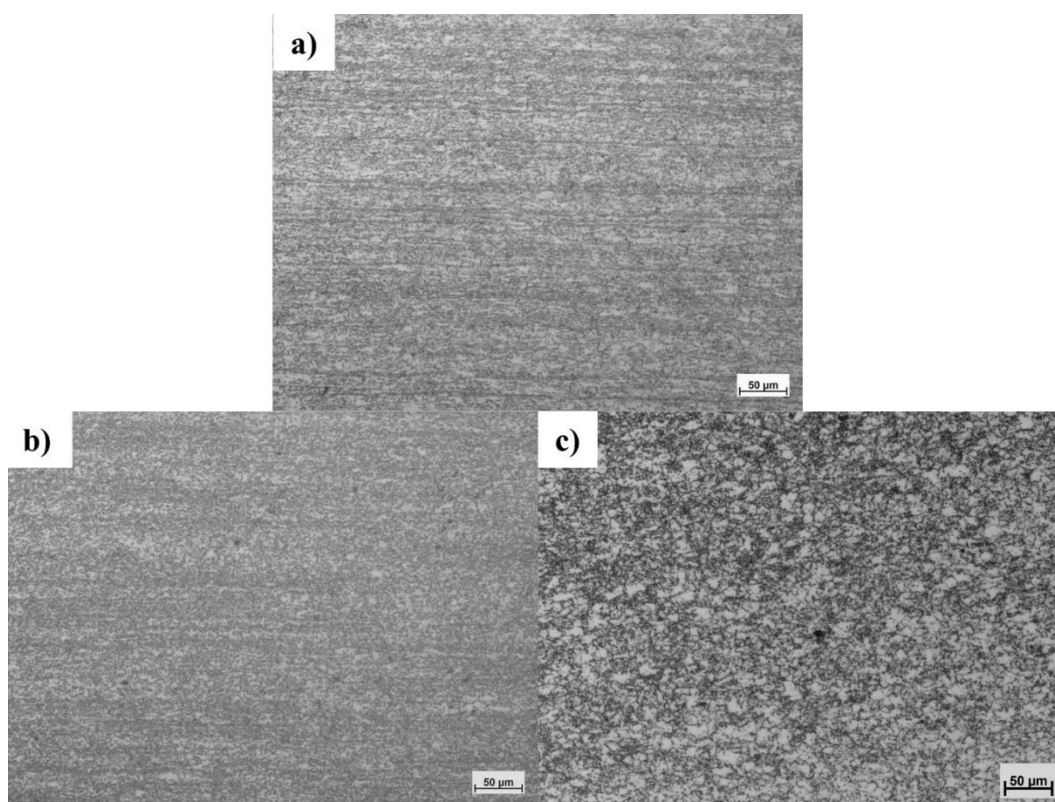
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção, os resultados da presente pesquisa são apresentados e discutidos. Primeiramente, o metal de base e o revestimento são caracterizados. Posteriormente, as juntas soldadas são analisadas. A soldabilidade e a influência sinérgica dos parâmetros de soldagem nos resultados obtidos são discutidas, culminando na identificação dos parâmetros ótimos. O modelo matemático proposto é validado e a suscetibilidade à fragilização por metal líquido do aço DP 600 durante a soldagem GMAW como elevado nível de restrição é investigada.

4.1 Caracterização microestrutural do metal de base e do revestimento

A análise por microscopia ótica do metal de base – após ataque com Nital 2% – foi realizada nas direções LT (longitudinal à direção de laminação), TL (transversal à direção de laminação) e topo (S). As capturas obtidas de cada uma das faces supracitadas estão apresentadas nas Figuras 22 a) – c), respectivamente.

Figura 22 – Micrografias obtidas por MO do aço DP 600 GI. a) Direção LT; b) Direção TL; c) Direção S; d) Quantificação da fração volumétrica de martensita. Reagente Nital 2%

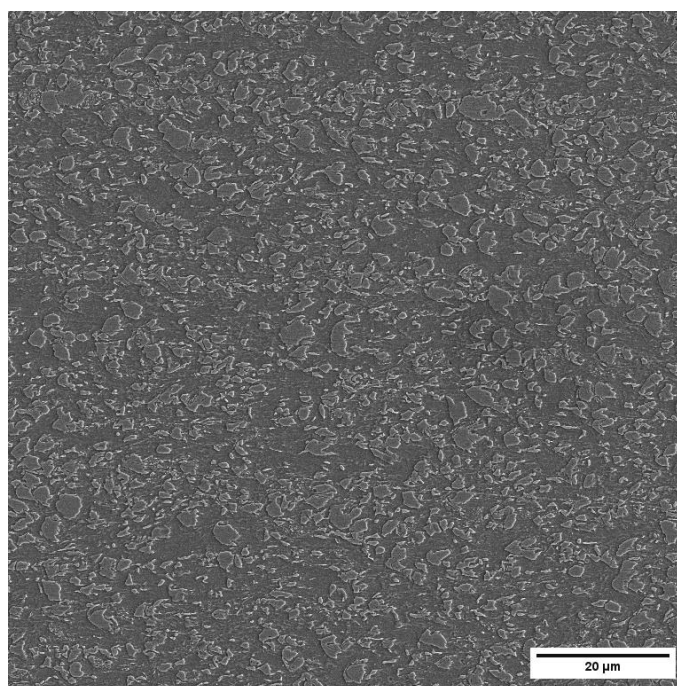


Fonte: O Autor (2024).

A microestrutura é bastante refinada e apresenta leve bandejamento com grãos orientados na direção de laminação. Além disso, é composta por uma microestrutura majoritariamente bifásica: ferrita (fase clara) e martensita (fase escura). Mediante processamento de imagem por uso do *software* ImageJ, estimou-se que a fração volumétrica de martensita no metal de base é $15,62\% \pm 5,61$. Devido às especificidades do processo de fabricação do aço DP 600, o qual possui um tratamento intercrítico, após o ataque com Nital 2%, regiões escuras podem também conter pequenos percentuais de bainita, bem como regiões claras podem apresentar uma pequena fração de austenita retida.

Análises realizadas por microscopia eletrônica de varredura foram realizadas no intuito de melhor caracterizar as microestruturas presentes no material recebido. A partir da Figura 23, obtida por MEV-FEG, na direção transversal à de laminação (TL), é possível visualizar com maior nível de detalhes que a microestrutura é formada por ilhas de martensita (α') – grãos cinza-claros – dispersas em uma matriz ferrítica (ferrita poligonal, α) de grãos cinza escuro (Xiong *et al.*, 2015).

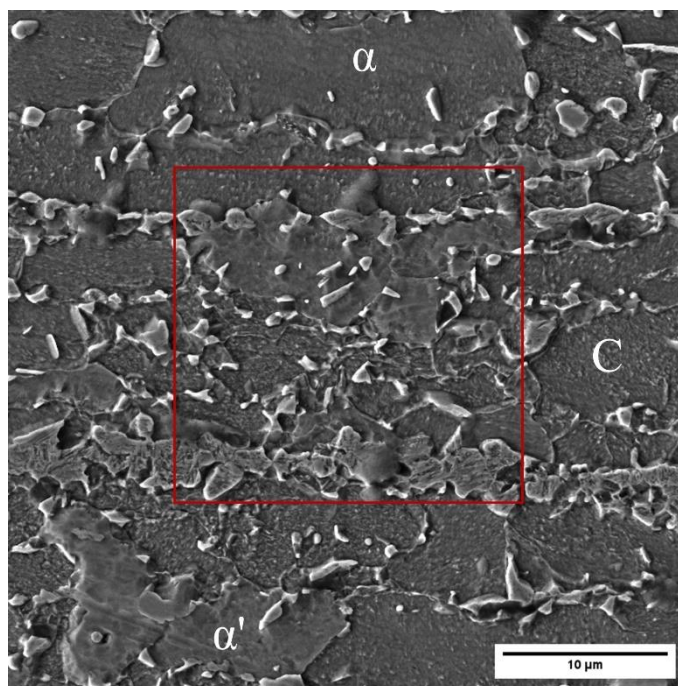
Figura 23 – Micrografia obtida por MEV-FEG na direção TL. Reagente Nital 2%.



Fonte: O Autor (2024).

A Figura 24, também obtida por MEV-FEG, mas na direção longitudinal à de laminação (LT), indica a presença de carbonetos não dissolvidos (C) no interior dos grãos (Araujo, 2013).

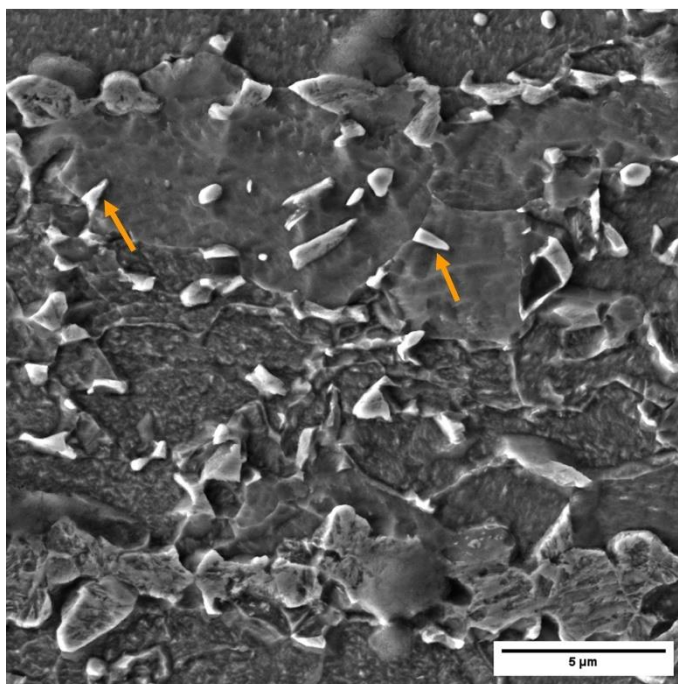
Figura 24 – Micrografia obtida por MEV-FEG na direção LT. Reagente Nital 2%.



Fonte: O Autor (2024).

A Figura 25 apresenta, a região destacada pelo retângulo vermelho da Figura 24. Nela evidencia-se (setas laranjas) a possível formação de pequenas frações de austenita retida (RA) nos contornos de grão (Borges, 2020).

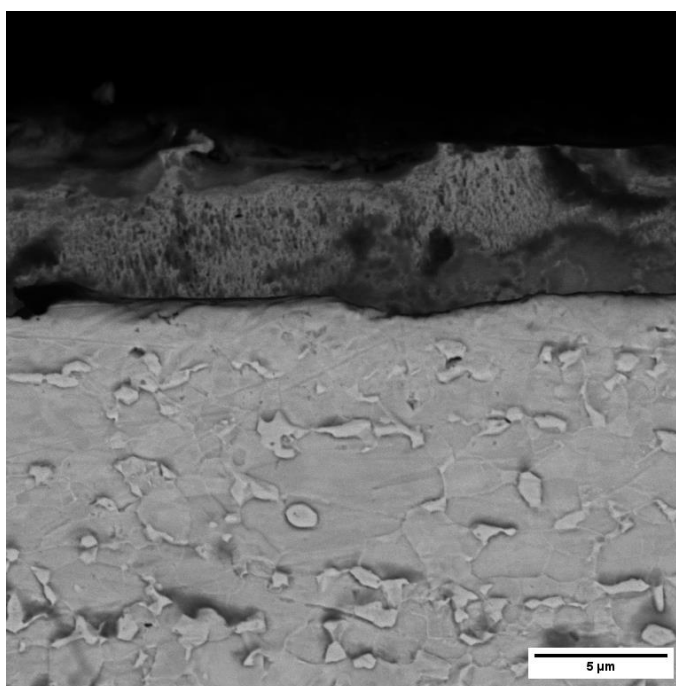
Figura 25 – Micrografia obtida por MEV-FEG na direção LT. Reagente Nital 2%.



Fonte: O Autor (2024).

Foram também obtidas capturas de MEV-FEG das regiões de interface entre o revestimento e o metal de base. A Figura 26, obtida pela emissão de elétrons retroespalhados (BSE – *backscattering electrons*), apresenta a região supracitada; tal técnica foi utilizada para evidenciar as diferentes regiões (metal de base e revestimento) pela diferença dos números atômicos entre ferro e zinco. Maior dispersão das ilhas de martensita são visualizadas próximo ao revestimento devido ao tratamento térmico decorrente do processo de galvanização a quente.

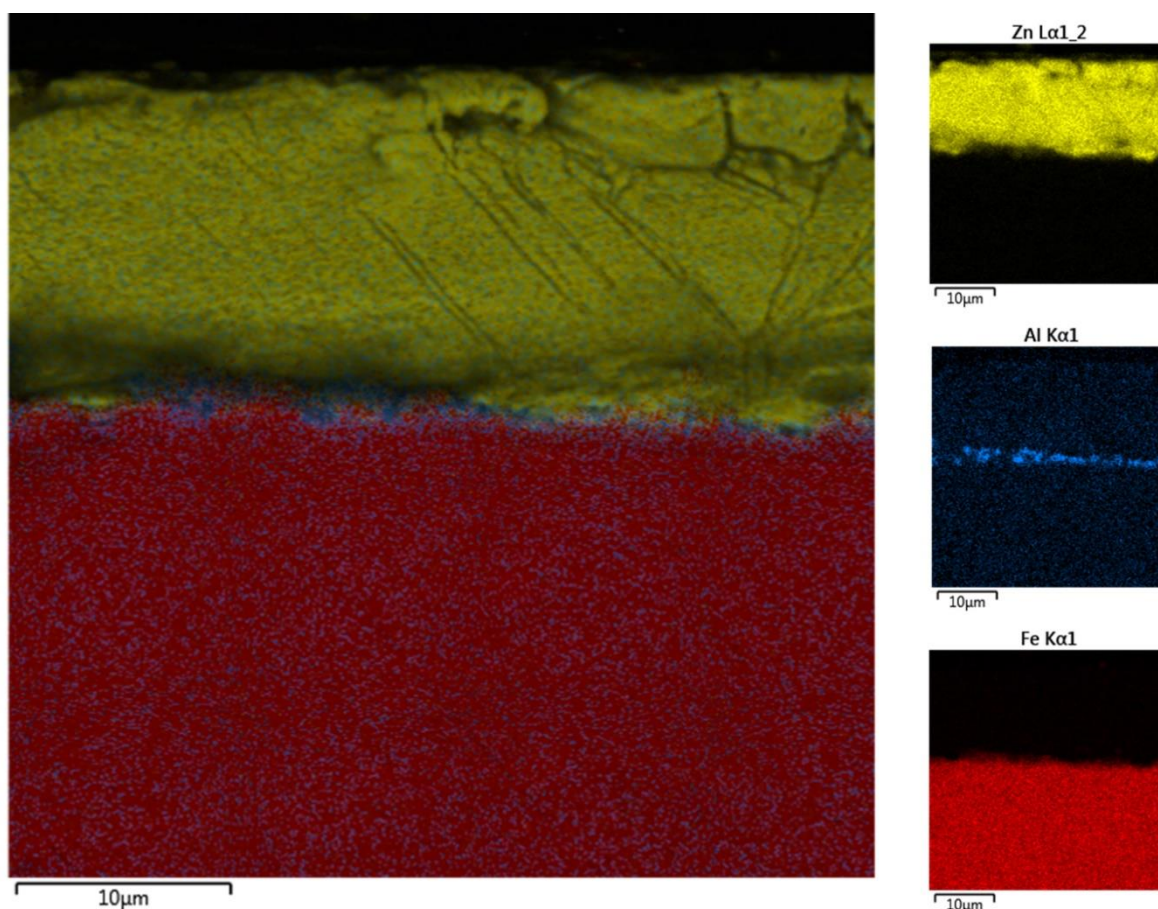
Figura 26 – Interface Fe-Zn. MEV-FEG BSE. Direção LT. Reagente Nital 2%



Fonte: O Autor (2024).

Gráficos obtidos por espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS) – Figura 27 – indicam a provável formação de uma camada rica em alumínio na interface entre o metal de base e o revestimento.

Figura 27 – Gráficos obtidos por EDS na interface Fe-Zn. Reagente Nital 2%.



Fonte: O Autor (2024).

A formação de uma camada interfacial rica em alumínio é proporcionada devido ao fato que empresas fabricantes comumente utilizam pequenos percentuais de alumínio no banho de zinco. Neste contexto, durante a galvanização contínua por imersão a quente, a reação entre o alumínio dissolvido no banho de zinco e o ferro da superfície do aço DP 600 – devido à maior afinidade do ferro com o alumínio, em relação ao zinco – é capaz de evitar a formação de intermetálicos Fe-Zn frágeis – principalmente ξ (FeZn_{13}) – na interface entre o substrato e o revestimento; além disso, reduz significativamente a dissolução do ferro da superfície da chapa no banho de liga de zinco (Walunj *et al.*, 2021).

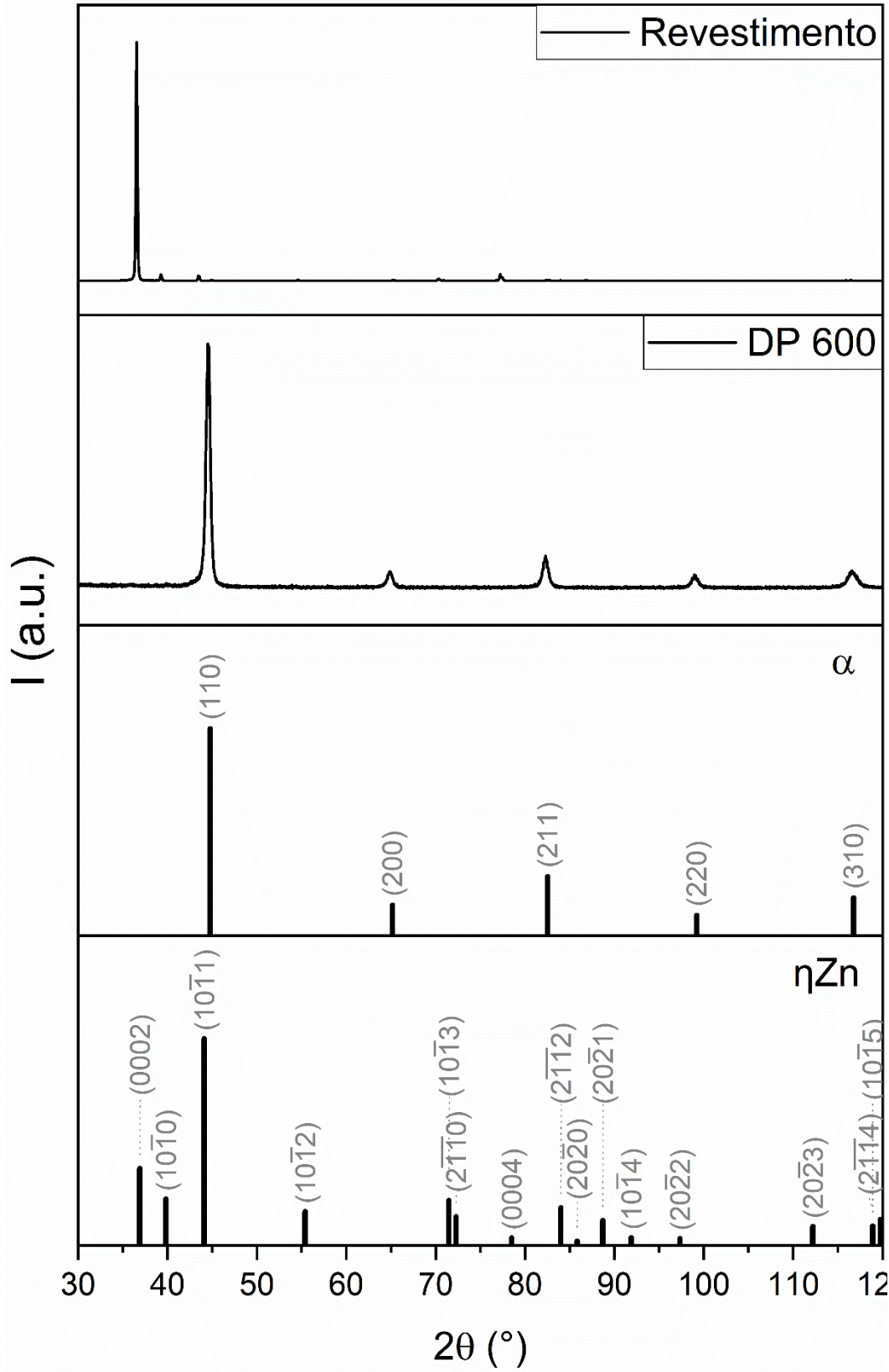
A camada, reportada como sendo formada por $\text{Fe}_2\text{Al}_5\text{Zn}_x$, é comumente chamada de camada de inibição e favorece um revestimento de boa qualidade (Bellhouse; Mcdermid, 2010; Khondker; Mertens; Mcdermid, 2007). No presente trabalho, percebe-se uma boa continuidade da camada formada, ainda que em pequenas regiões haja alguma descontinuidade, possibilitando boa interação metalúrgica (Giorgi; Guillot; Nicolle, 2005; Liu *et al.*, 2011).

A espessura média do revestimento foi medida pelo uso das imagens obtidas por MEV-FEG. A média obtida foi igual a $7 \pm 1 \mu\text{m}$. Por outro lado, análises de DRX foram conduzidas no metal de base e no topo da chapa (revestimento) no intuito de determinar se há ou não austenita retida (no metal de base) e identificar os intermetálicos Fe-Zn. Os difratogramas mostraram a ausência de fases cúbicas de face centrada (CFC), conforme evidenciado na Figura 28. Isso sugere a ausência de austenita retida ou que a sua quantidade se encontra abaixo do nível de detecção por DRX.

De acordo com Pandre *et al.* (2019), o pico em $2\theta = 44,56^\circ$ é atribuído à fase martensita, sendo os demais picos associados à fase ferrita. No entanto, ainda que a martensita tenha estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC), é comum em aços AHSS que ela seja indexada como cúbica de corpo centrado (CCC), pois devido ao baixo percentual de carbono nestes materiais, a martensita apresenta baixa distorção da rede cristalina, ou seja, uma relação $\frac{c}{a}$ próxima de 1 (Murugan *et al.*, 2020).

No que se refere ao revestimento, o difratograma obtido apresenta picos coincidentes com os da fase η (Zn, Fe) e não indica a presença dos intermetálicos visualizados por Walunj *et al.* (2021) – δ_{1p} (FeZn_{10}) e Γ ($\text{Fe}_3\text{Zn}_{10}$) –, tampouco os intermetálicos δ_{1k} (FeZn_7), ζ (FeZn_{13}) e Γ_1 ($\text{Fe}_{11}\text{Zn}_{40}$). Ainda que o volume de interação dos raios-X com o revestimento permita identificar fases em toda a espessura do revestimento de zinco (Vourlias, 2020), é provável que o alto sinal e a alta intensidade dos picos correspondentes à fase η , favorecida pela textura de fusão, tenham se sobressaído quanto aos demais picos. Isso é possível porque as fases com maior quantidade de ferro têm intensidade muito baixa devido ao acúmulo da intensidade incidente atenuada pela camada de Zn, bem como pelo efeito de fluorescência que reduz a eficiência da difração (Mos *et al.*, 2018).

Figura 28 – Difratomogramas obtidos do metal de base e do revestimento



Fonte: O Autor (2024).

4.2 Análise dos dados aquistados durante o processo de soldagem

Tendo em vista a necessidade de selecionar os melhores parâmetros de soldagem para avaliação do fenômeno de fragilização por metal líquido, foram obtidas 17 juntas soldadas, de acordo com uso da metodologia de delineamento de experimentos.

A Tabela 4 apresenta os valores de corrente média (I_m) obtidos a partir do sistema de aquisição de dados, bem como a energia de soldagem (H). A expressão utilizada para o cálculo de H utiliza os valores de tensão média (U) e I_m registrados pelo sistema de aquisição de dados e está indicada na tabela supracitada; a velocidade de soldagem (v) é a velocidade programada para deslocamento da tocha acoplada ao braço robótico e a velocidade de alimentação de arame (WFS) é estabelecida no sistema de controle da fonte de soldagem e do alimentador de arame.

Tabela 4 – Corrente média e energia de soldagem obtidas para as diferentes corridas experimentais

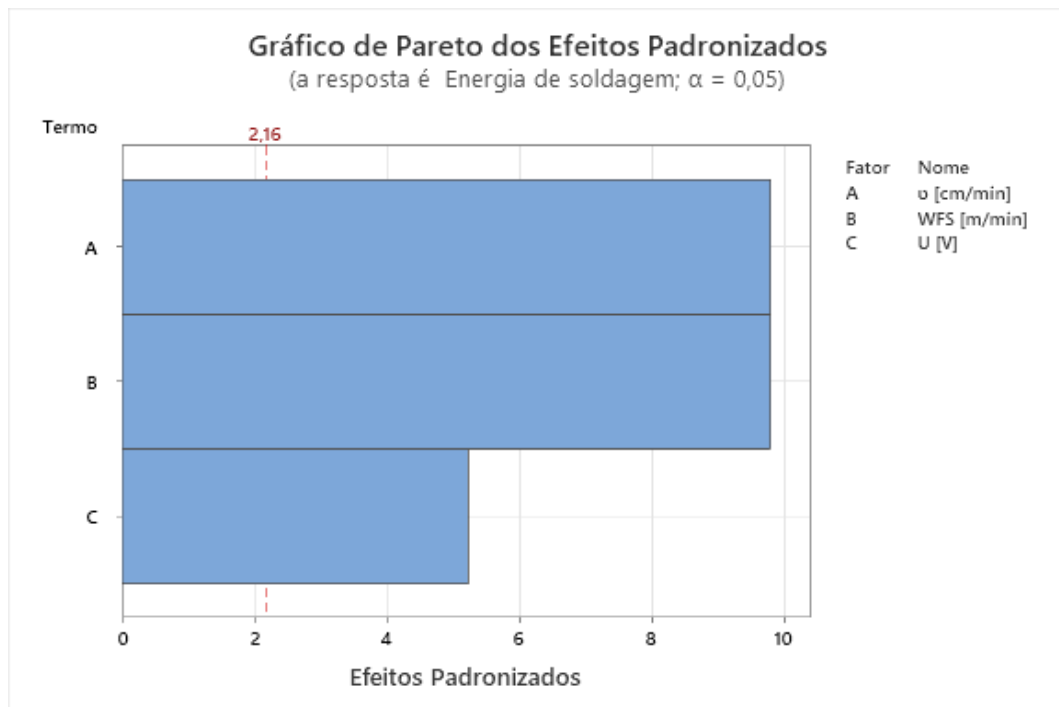
Corrida Experimental	v (cm/min)	WFS (m/min)	U (V)	I_m (A)	H (kJ/mm)*
CE1	60	4,0	27	97	0,22
CE2	90	4,0	27	99	0,15
CE3	60	6,0	27	138	0,31
CE4	90	6,0	27	141	0,22
CE5	60	5,0	25	115	0,24
CE6	90	5,0	25	115	0,18
CE7	60	5,0	29	126	0,29
CE8	90	5,0	29	123	0,21
CE9	75	4,0	25	95	0,18
CE10	75	6,0	25	134	0,23
CE11	75	4,0	29	100	0,20
CE12	75	6,0	29	145	0,29
CE13	75	5,0	27	117	0,22
CE14	75	5,0	27	117	0,23
CE15	75	5,0	27	116	0,21
CE16	75	5,0	27	118	0,21
CE17	75	5,0	27	118	0,24

$$* H (kJ/mm) = \frac{U (V) \cdot I_m (A)}{1000 v (mm/s)}$$

Fonte: O Autor (2024).

Uma vez que a corrente de soldagem é dependente da velocidade de alimentação de arame escolhida, utilizar-se do DoE permite prever os valores de energia de soldagem a partir da WFS escolhida, em conjunto com a velocidade de soldagem e a tensão. A partir da análise do gráfico de Pareto, apresentado na Figura 29, para o efeito dos parâmetros de soldagem na energia de soldagem de cada uma das corridas, infere-se que os fatores velocidade de soldagem e velocidade de alimentação do arame mostraram-se igualmente significativos para os resultados obtidos. A tensão de soldagem também influencia no resultado, porém, neste estudo, em menor intensidade.

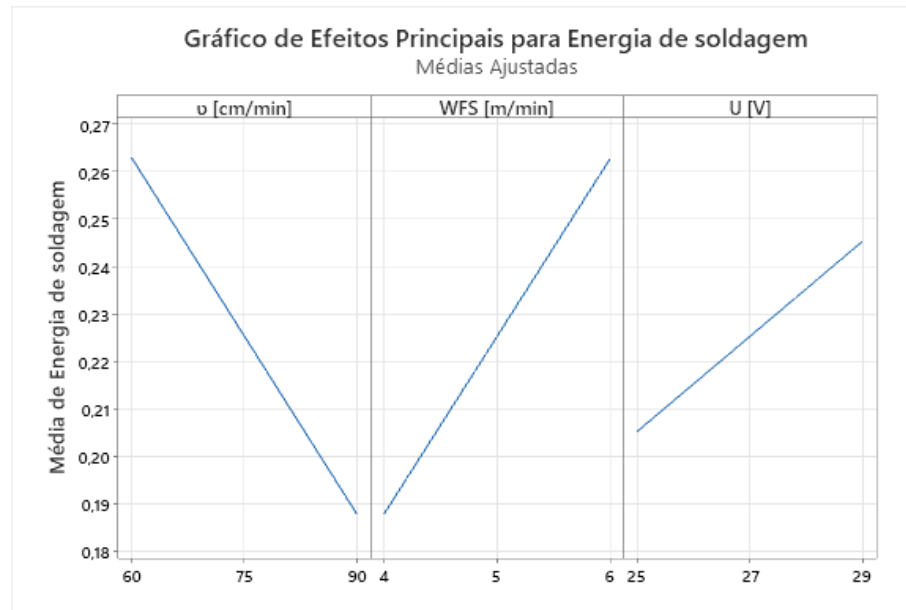
Figura 29 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a energia de soldagem



Fonte: O Autor (2024).

Conforme esperado, o gráfico dos efeitos apresentado na Figura 30 indica que para a minimização dos valores de energia de soldagem, os níveis de WFS e U devem ser mínimos (4 m/min e 25 V, respectivamente), enquanto v deve ser máxima (90 cm/min).

Figura 30 – Gráfico de efeitos principais para energia de soldagem



Fonte: O Autor (2024).

Outro elemento importante e diferenciador da ferramenta DoE é que permite determinar a importância das interações entre os parâmetros. No caso do aporte de calor, não houve interações significativas entre os parâmetros para obtenção dos valores de energia de soldagem. A importância deste resultado é evidenciar que não existe efeito combinado entre os parâmetros, que modifique a energia de soldagem – a influência é individual – o que facilita a construção de um modelo matemático. O modelo matemático reduzido utilizando variáveis não codificadas para predição da energia de soldagem é estabelecido conforme Equação 6. A redução do modelo (eliminação dos fatores não significativos) foi feita segundo a metodologia *stepwise backward*, considerando-se um nível de significância de 5% (Valor-P < 0,05); ou seja, o intervalo de confiança é igual a 95%.

$$H = -0,0447 - 0,0025 \, v \left[\frac{\text{cm}}{\text{min}} \right] + 0,0375 \, WFS \left[\frac{\text{m}}{\text{min}} \right] + 0,0100 \, U \, [\text{V}] \quad (6)$$

Neste sentido, a Equação 6 permite calcular a energia de soldagem a partir de v , WFS e U , os quais são parâmetros possíveis de serem escolhidos, favorecendo maior controle da energia de soldagem resultante. A Tabela 5 apresenta a análise de variância (ANOVA) para a energia de soldagem, na qual é possível analisar que os coeficientes de correlação e ajuste dos modelos se mostraram bastante adequados.

Tabela 5 – Análise de variância para a variável resposta energia de soldagem

Fonte de variação	Graus de liberdade (GL)	Soma dos Quadrados (SQ (Aj.))	Quadrado da Média (QM (Aj.))	Valor F	Valor-P
Modelo Linear	3	0,025700	0,008567	73,10	0,000
v (cm/min)	1	0,011250	0,011250	95,99	0,000
WFS (m/min)	1	0,011250	0,011250	95,99	0,000
U (V)	1	0,003200	0,003200	27,31	0,000
Erro	13	0,001524	0,000117		
Falta de ajuste	9	0,000844	0,000094	0,55	0,790
Erro Puro	4	0,000680	0,000170	*	*
Total	16	0,027224			
Sumário do Modelo					
S		0,0108256			
R ²		94,40%			
R ² (Aj.)		93,11%			
R ² (Pred.)		90,89%			

Fonte: O Autor (2024).

O valor de R^2 (coeficiente de correlação), que varia de 0 a 100%, representa a porcentagem de variação na resposta que é explicada pelo modelo. Quanto mais alto o valor de R^2 , melhor o modelo ajusta os dados. O R^2 (Aj.), por sua vez, é a porcentagem de variação na resposta que é explicada pelo modelo, ajustada para o número de preditores do modelo em relação ao número de observações. É particularmente interessante para comparar modelos que têm diferentes números de preditores. Neste sentido, o R^2 sempre aumenta quando se é adicionado um preditor ao modelo, mesmo quando não existe uma verdadeira melhoria; enquanto o valor de R^2 (Aj.) compreende o número de preditores no modelo.

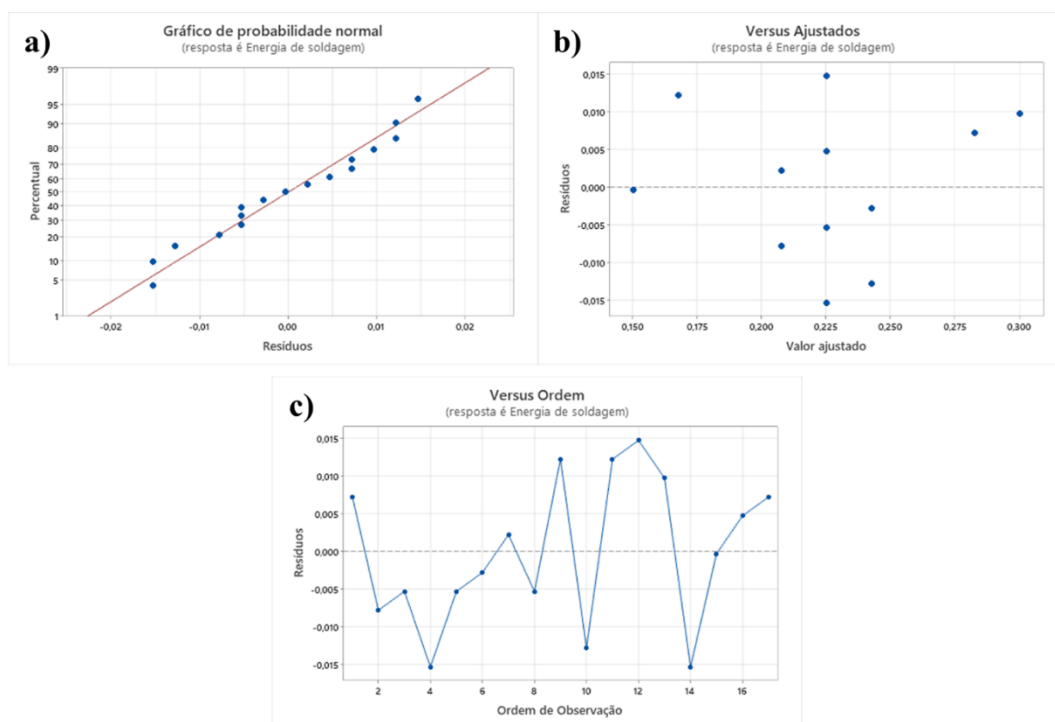
Em contrapartida, o R^2 (Pred.) é obtido de forma a considerar a remoção sistemática de cada observação do conjunto de dados, estimando a equação de regressão e determinando se o modelo é capaz de fazer uma boa predição da observação removida. É particularmente interessante para determinar o quão bem o modelo prediz as respostas para novas observações (capacidade preditiva). Valores de R^2 (Pred.) bem menores que o R^2 correspondente pode indicar que o modelo está com excesso de ajuste – o que ocorre quando são adicionados termos para efeitos que não são importantes na população (Kiralj; Ferreira, 2009).

O modelo final reduzido considerando os coeficientes lineares apresentou coeficiente de correlação ajustado (R^2 (Aj.)) semelhante ao do modelo completo, sendo iguais a 93,11% e

93,45%, respectivamente. Esta pequena diferença dos valores se deu em virtude da retirada dos termos sem grau significativo. Adicionalmente, é válido ressaltar que o modelo final apresentou ajuste adequado (LOF de 0,790).

A Figura 31 apresenta a análise de resíduos gerados para a energia de soldagem, a qual avalia características que poderiam comprometer a validade do modelo. Os ensaios realizados indicam uma distribuição normal, sem a ocorrência de dados discrepantes dos demais (*outliers*).

Figura 31 – Análise de resíduos para a energia de soldagem. a) Gráfico de probabilidade normal; b) Resíduos x valores ajustados; c) Resíduos x ordem de observação



Fonte: O Autor (2024).

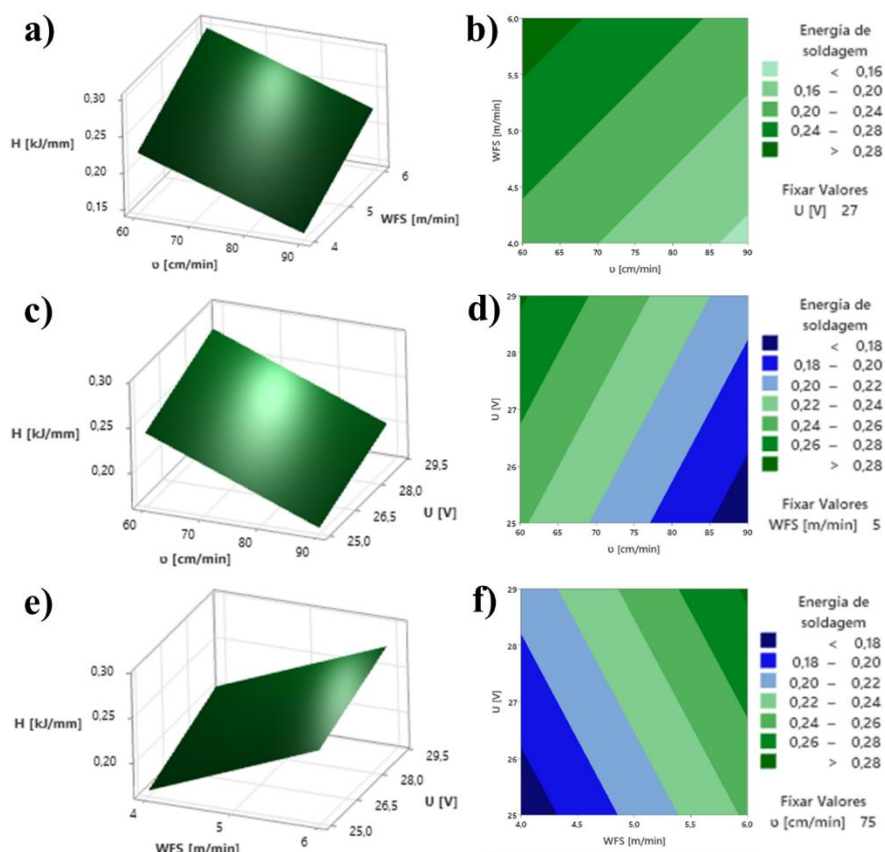
No gráfico de probabilidade normal (Figura 31 a)), quanto mais variação é explicada pelo modelo, mais perto da linha de regressão ajustada os dados observados localizam, ou seja, se o modelo fosse capaz de explicar toda a variação existente, os valores ajustados sempre se igualariam aos valores observados e todos os pontos de dados estariam sobre a linha ajustada.

A Figura 31 b) mostra que os resíduos estão distribuídos aleatoriamente em torno da reta horizontal central (correspondente ao valor 0,0 do eixo dos resíduos) e têm variância constante, haja vista que não há grande dispersão de resíduos entre valores ajustados, não há um padrão curvilíneo, não há pontos distantes do zero, tampouco há pontos demasiadamente afastados de outros pontos na direção x. Por outro lado, a Figura 31 c) demonstra que os

resíduos são independentes um do outro, ou seja, os erros são não correlacionados, haja vista que não há tendências nem padrões na exibição em ordem temporal.

A Figura 32 apresenta as superfícies de resposta e os gráficos de contorno para a energia de soldagem. Não há curvatura, sendo o modelo de primeira ordem adequado.

Figura 32 – Superfícies de resposta e gráficos de contorno para energia de soldagem. Valores fixados: a) e b) $U = 27$ V; c) e d) $WFS = 5$ m/min; e) e f) $v = 75$ cm/min



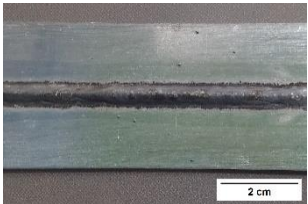
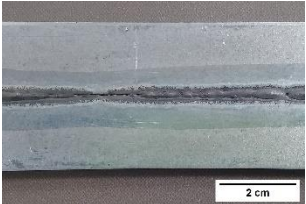
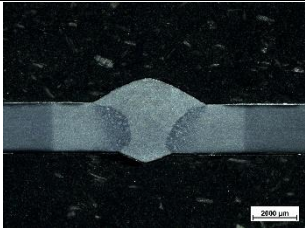
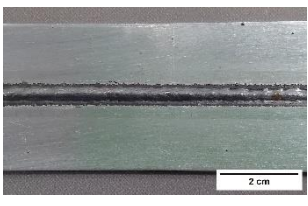
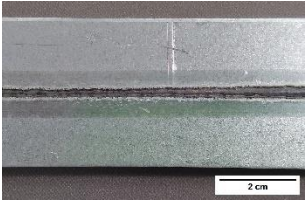
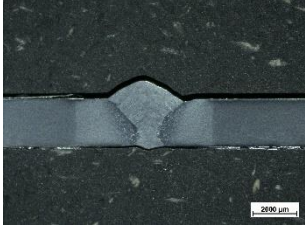
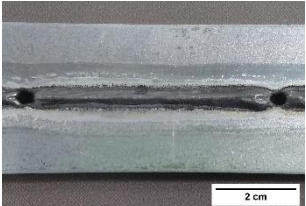
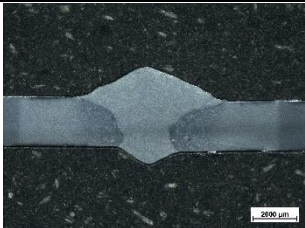
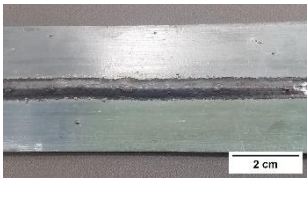
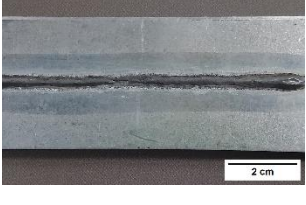
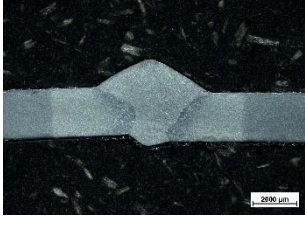
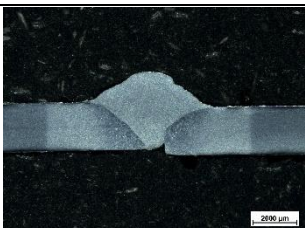
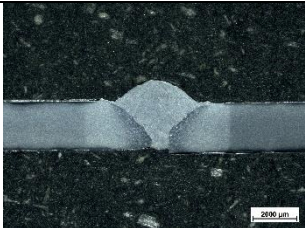
Fonte: O Autor (2024).

4.3 Macrografia das juntas soldadas

Após a execução das soldagens, foram avaliados os aspectos visuais na face e na raiz das juntas soldadas, haja vista a necessidade de avaliar a possível existência de defeitos superficiais – como mordeduras, poros e excesso de respingos. Posteriormente, as juntas foram seccionadas transversalmente na região correspondente ao centro do cordão de solda e, após preparação metalográfica, foram avaliadas quanto ao grau de penetração e extensão de ZTA. O Quadro 2 apresenta os resultados obtidos; as regiões de início e final da soldagem (estabelecido em 1,5 cm cada) foram consideradas regiões de descarte.

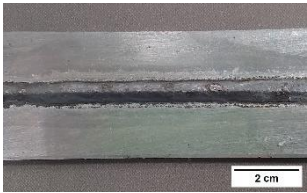
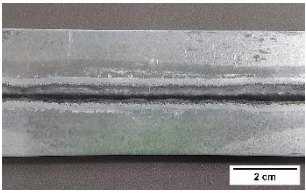
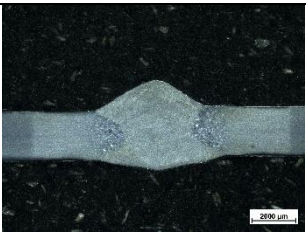
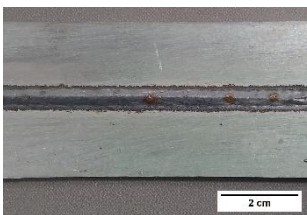
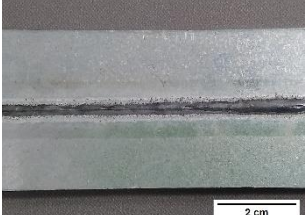
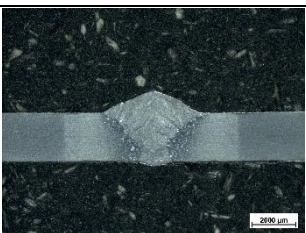
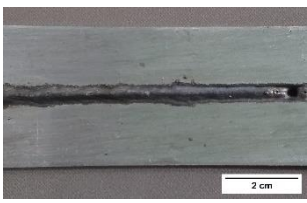
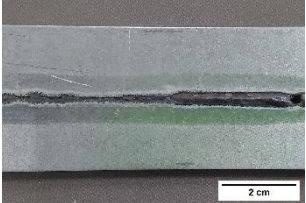
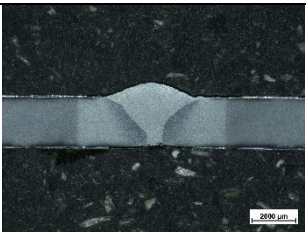
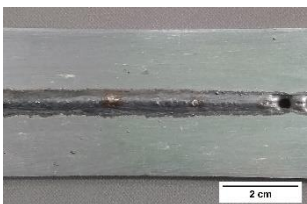
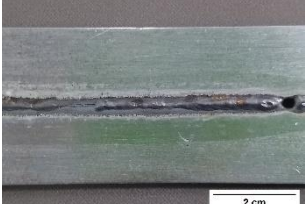
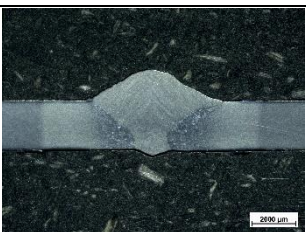
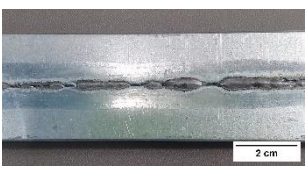
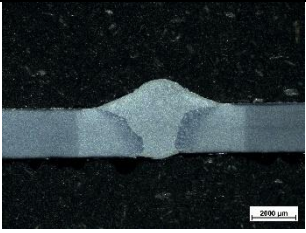
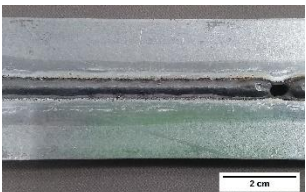
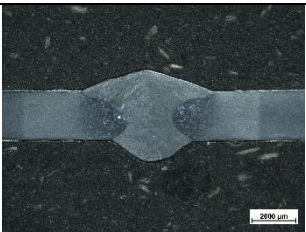
Quadro 2 – Aspecto visual e macrografias das juntas soldadas

(continua)

Parâmetros de soldagem	Aspecto visual da superfície	Aspecto visual da raiz	Macrografia
Corrida experimental 1 $v = 60 \text{ cm/min}$; WFS = 4,0 m/min; U = 27 V			
Corrida experimental 2 $v = 90 \text{ cm/min}$; WFS = 4,0 m/min; U = 27 V			
Corrida experimental 3 $v = 60 \text{ cm/min}$; WFS = 6,0 m/min; U = 27 V			
Corrida experimental 4 $v = 90 \text{ cm/min}$; WFS = 6,0 m/min; U = 27 V			
Corrida experimental 5 $v = 60 \text{ cm/min}$; WFS = 5,0 m/min; U = 25 V			
Corrida experimental 6 $v = 90 \text{ cm/min}$; WFS = 5,0 m/min; U = 25 V			

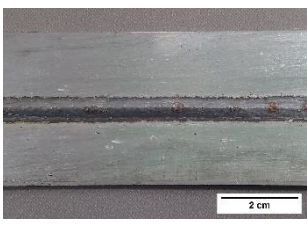
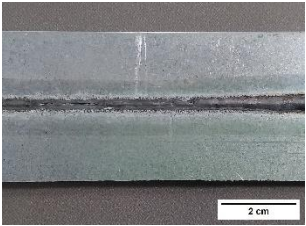
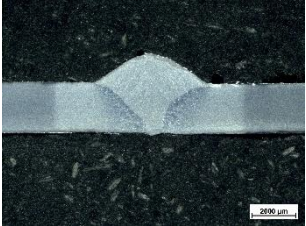
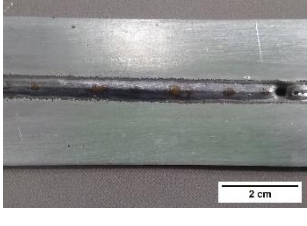
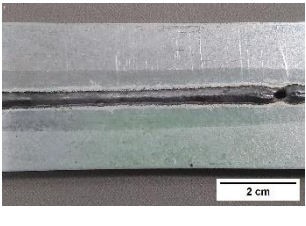
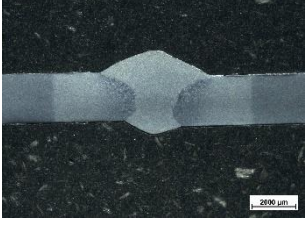
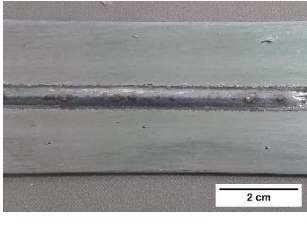
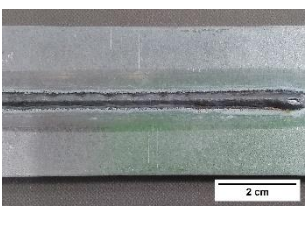
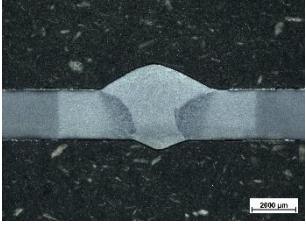
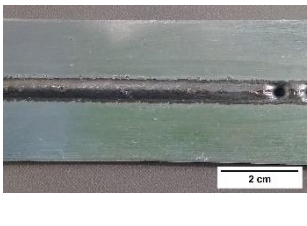
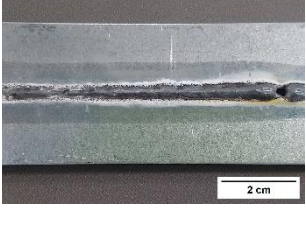
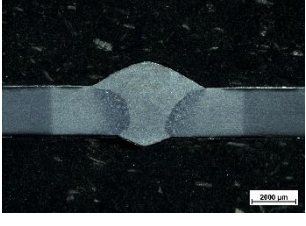
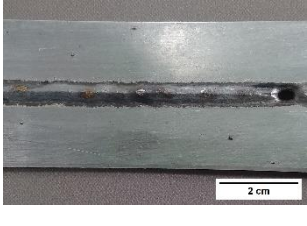
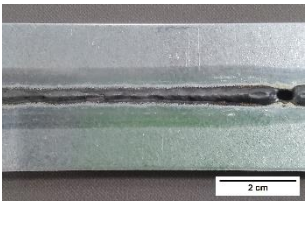
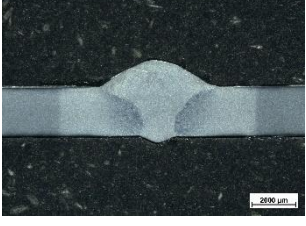
Quadro 2 – Aspecto visual e macrografias das juntas soldadas

(continuação)

Corrida experimental 7			
$v = 60 \text{ cm/min};$ $WFS = 5,0 \text{ m/min};$ $U = 29 \text{ V}$			
Corrida experimental 8			
$v = 90 \text{ cm/min};$ $WFS = 5,0 \text{ m/min};$ $U = 29 \text{ V}$			
Corrida experimental 9			
$v = 75 \text{ cm/min};$ $WFS = 4,0 \text{ m/min};$ $U = 25 \text{ V}$			
Corrida experimental 10			
$v = 75 \text{ cm/min};$ $WFS = 6,0 \text{ m/min};$ $U = 25 \text{ V}$			
Corrida experimental 11			
$v = 75 \text{ cm/min};$ $WFS = 4,0 \text{ m/min};$ $U = 29 \text{ V}$			
Corrida experimental 12			
$v = 75 \text{ cm/min};$ $WFS = 6,0 \text{ m/min};$ $U = 29 \text{ V}$			

Quadro 2 – Aspecto visual e macrografias das juntas soldadas

(conclusão)

Corrida experimental 13 $v = 75 \text{ cm/min};$ $WFS = 5,0 \text{ m/min};$ $U = 27 \text{ V}$			
Corrida experimental 14 $v = 75 \text{ cm/min};$ $WFS = 5,0 \text{ m/min};$ $U = 27 \text{ V}$			
Corrida experimental 15 $v = 75 \text{ cm/min};$ $WFS = 5,0 \text{ m/min};$ $U = 27 \text{ V}$			
Corrida experimental 16 $v = 75 \text{ cm/min};$ $WFS = 5,0 \text{ m/min};$ $U = 27 \text{ V}$			
Corrida experimental 17 $v = 75 \text{ cm/min};$ $WFS = 5,0 \text{ m/min};$ $U = 27 \text{ V}$			

Fonte: O Autor (2024).

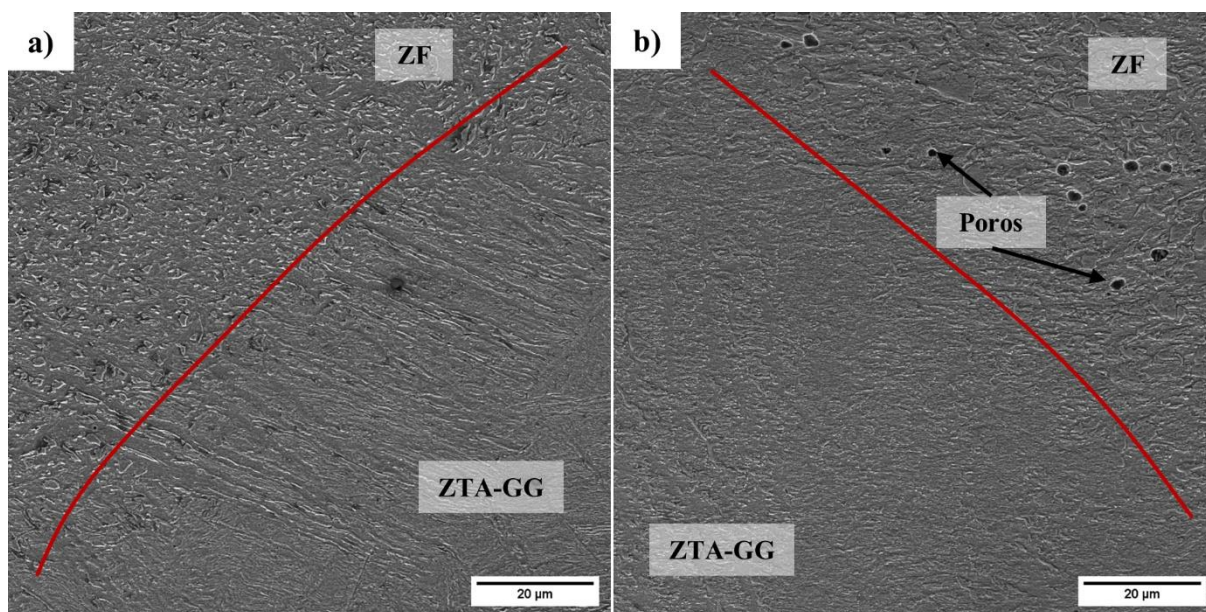
Com relação ao aspecto visual da superfície, nota-se que as corridas experimentais número 3, 9, 10, 12 14, 16 e 17 sofreram perfuração (*burn-through*). Esta ocorrência normalmente está associada à excessiva energia de soldagem utilizada e é dada devido à penetração excessiva do arco elétrico através da espessura da chapa (Pereira; A Buschinelli; Kejelin, 2013). Nenhuma das condições supracitadas utilizaram velocidade de soldagem igual a 90 cm/min.

As corridas 6 e 9 geraram maior quantidade de respingos, indicando transferência por curto-circuito. Tais condições apresentam valores de tensão mais baixos; no caso da condição número 6, a utilização do valor médio de velocidade de alimentação de arame proporcionou maior valor de corrente, favorecendo maior quantidade de respingos.

4.4 Micrografia da interface ZTA/ZF e perfil de microdureza Vickers das juntas soldadas

Haja vista que a interface entre a ZTA e a ZF é de particular interesse para o desenvolvimento do presente estudo, foram obtidas micrografias desta região – Figura 33 a)-b) – de amostras obtidas a partir de parâmetros que resultaram, respectivamente, em menor energia de soldagem ($v = 90$ cm/min; WFS = 4,0 m/min; $U = 27$ V) e maior energia de soldagem ($v = 60$ cm/min; WFS = 6,0 m/min; $U = 27$ V).

Figura 33 – Interface ZTA/ZF. a) Amostra CE2; b) Amostra CE3



Fonte: O Autor (2024).

Porosidades são comumente reportadas na soldagem GMAW de aços galvanizados. Este defeito ocorre devido à temperatura de ebulição do zinco ser menor que a temperatura de fusão do aço. No resfriamento, uma vez que o aço solidifica acima da temperatura de ebulição do zinco, poros são formados devido ao aprisionamento do vapor de zinco na poça de fusão (Cho; Kim; Lee, 2005; Midawi; Kistampally; Biro, 2021).

Neste contexto, diferentes técnicas têm sido investigadas para evitar a formação de poros em soldagem a arco de aços galvanizados – como a soldagem tandem e a soldagem

híbrida laser-arco (Han *et al.*, 2023; Russo Spena; Angelastro; Casalino, 2019); no entanto, devido aos altos custos envolvidos em novas técnicas e às limitações industriais, encontrar parâmetros de soldagem ótimos que minimizem esse efeito é uma ótima solução, com viabilidade econômica para a indústria.

A condição de maior energia de soldagem (CE3 – 0,31 kJ/mm) apresentou alto nível de porosidades na zona fundida, ainda que medidas tenham sido tomadas para evitá-las, como utilização de arame-eletrodo apropriado. Para a condição supracitada, a pressão dentro do vapor de zinco provavelmente foi alta e a poça de fusão foi menos viscosa do que em baixas energias, permitindo que as bolhas de vapor de zinco crescessem; mas a temperatura não foi alta o suficiente para atrasar a solidificação até que os vapores de zinco escapassem completamente, resultando em porosidades significativas (Ahsan *et al.*, 2016).

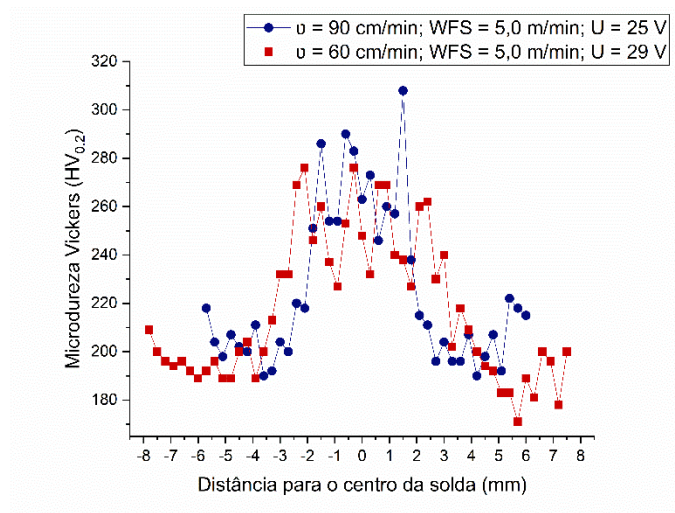
Espera-se que para valores ainda maiores de energia de soldagem, a temperatura da poça de fusão seja elevada o suficiente para proporcionar um metal fundido de baixa viscosidade e longo tempo de solidificação, permitindo que as bolhas de vapor de zinco aumentem de tamanho e escapassem da poça de fusão, resultando em cordões de solda sem porosidade. Ou seja: uma maior eficiência da emissão do vapor de zinco poderia ser alcançada em situações nas quais são formadas maiores poças de fusão (Han *et al.*, 2023; Kapustka *et al.*, 2008). No entanto, o acréscimo de aporte térmico para a soldagem de chapas finas no âmbito do presente estudo mostrou-se inviável, uma vez que juntas obtidas com energia de soldagem superior a 0,21 kJ/mm são suscetíveis à perfuração (*burn-through*).

Adicionalmente, no presente estudo, a condição de mais baixa energia de soldagem (CE2 – 0,15 kJ/mm) apresentou baixo nível de porosidades com dimensões significativas. Nesta conjuntura, Ahsan *et al.* (2016) investigaram o mecanismo de formação e crescimento de porosidade em soldagem GMAW de aços galvanizados, com energia de soldagem variando entre 0,16 e 0,55 kJ/mm e tiveram conclusões que corroboram com o resultado do presente estudo. Para esta condição, a evaporação de zinco provavelmente foi pequena e a pressão dentro do vapor foi menor, bem como a poça de fusão foi mais viscosa – devido à temperatura mais baixa. Isso levou à solidificação precoce, mitigando a formação de poros (Ahsan *et al.*, 2016).

Os diferentes parâmetros de soldagem utilizados – e, conseqüentemente, a variação da energia de soldagem – promoveram alterações nas propriedades mecânicas da junta soldada, em relação ao metal de base, bem como tiveram efeitos nas dimensões resultantes da ZTA. A Figura 34 apresenta um comparativo dos perfis de microdureza Vickers de duas condições com diferentes energias de soldagem ($v = 60$ cm/min; WFS = 5,0 m/min; $U = 29$ V e $v = 90$ cm/min;

WFS = 5,0 m/min; U = 25 V). Os perfis de microdureza Vickers das demais condições são apresentados individualmente no Apêndice B.

Figura 34 – Comparativo dos perfis de microdureza Vickers das condições CE7 x CE6



Fonte: O Autor (2024).

A partir da Figura 34 e dos demais gráficos apresentados no Apêndice B foi possível calcular a média da microdureza Vickers do aço DP 600 recebido, a qual foi igual a 204 ± 5 HV_{0,2}. Todavia, alguns autores afirmam que pode haver revenimento da martensita em grandes extensões da junta, mesmo na região identificada como metal de base. (Antunes; De Lima, 2016; Svoboda; Lorusso; Burgueño, 2011).

Neste contexto, ainda que o DP 600 consista em uma matriz ferrítica contendo martensita como fase secundária, Ramazani *et al.* (2014) identificaram que, mesmo a uma distância de 13 mm da linha central da zona fundida, a amostra soldada pelo processo GMAW apresentava microestrutura contendo 90% de ferrita e quase 10% de martensita revenida como fase secundária. No âmbito do presente estudo, a fim de comprovar a microdureza Vickers média do metal de base, foram conduzidos ensaios em amostras como recebida e a nova média calculada coincidiu com aquela apresentada anteriormente, sendo igual a 204 ± 12 HV_{0,2}.

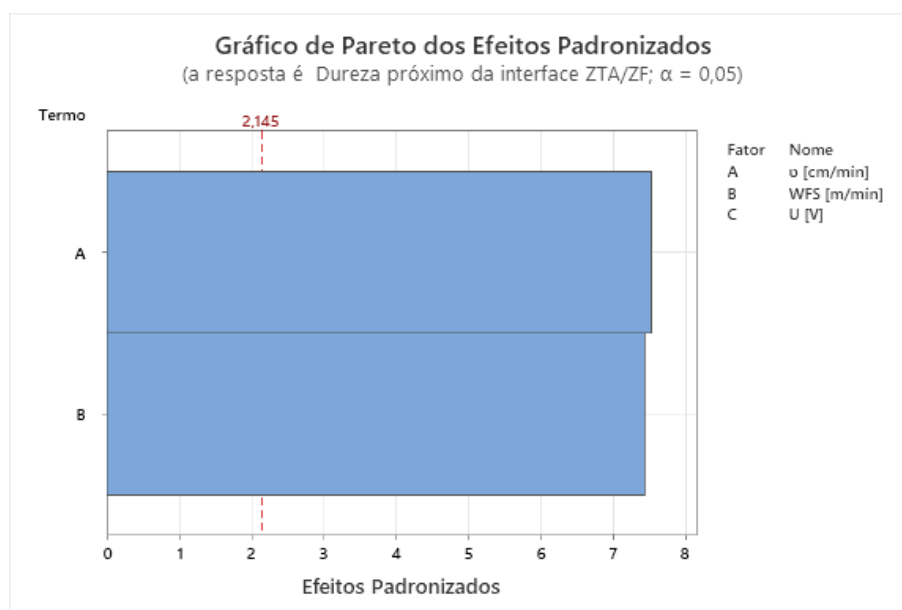
Entretanto, na região próxima da interface entre o metal de base e a ZTA, é possível observar, em todas as análises, que há relevante queda dos valores de microdureza. A referida região corresponde à zona subcrítica (ZTA-SC) e tal amolecimento ocorre devido ao revenimento das ilhas de martensita do DP 600, em decorrência do aquecimento dessa zona a temperaturas próximas (ou imediatamente abaixo) da temperatura crítica de transformação – linha Ac₁ (Baltazar Hernandez; Nayak; Zhou, 2011).

Em geral, a condição de maior energia de soldagem favoreceu menores valores de dureza na ZTA-SC (vide Figura 34), em decorrência do revenimento da martensita – isto é, do maior tempo de permanência na faixa de temperatura de revenimento. A perda de dureza da ZTA-SC a torna mais favorável à ocorrência de falhas dúcteis; todavia pode reduzir o desempenho mecânico da junta (Khan; Kuntz; Zhou, 2008; Tasan *et al.*, 2015).

Na zona termicamente afetada mais próximas à zona fundida (ZTA-GG), nota-se (por análise da Figura 34 e do Apêndice B) que há um pico de dureza, o qual pode chegar a 320 HV_{0,2}. Isto ocorre porque esta região é completamente austenitizada (devido à temperatura atingida) na etapa de aquecimento; e, em razão da alta taxa de resfriamento do processo de soldagem, proporciona maior fração volumétrica de martensita (Antunes; De Lima, 2016). A Figura 34 mostra que os valores de dureza nesta região são mais altos quanto menor a energia de soldagem. Tal fato é devido às maiores taxas de resfriamento experienciadas por essa condição, que proporcionam, como resultado, maior fração volumétrica de martensita (John *et al.*, 2021).

O gráfico de Pareto apresentado na Figura 35 para o efeito dos parâmetros de soldagem na dureza próximo da interface entre a Zona Fundida e a ZTA indica que os fatores velocidade de soldagem e velocidade de alimentação do arame mostraram-se significativos para os resultados obtidos, enquanto a faixa de tensão utilizada indicou pouca significância.

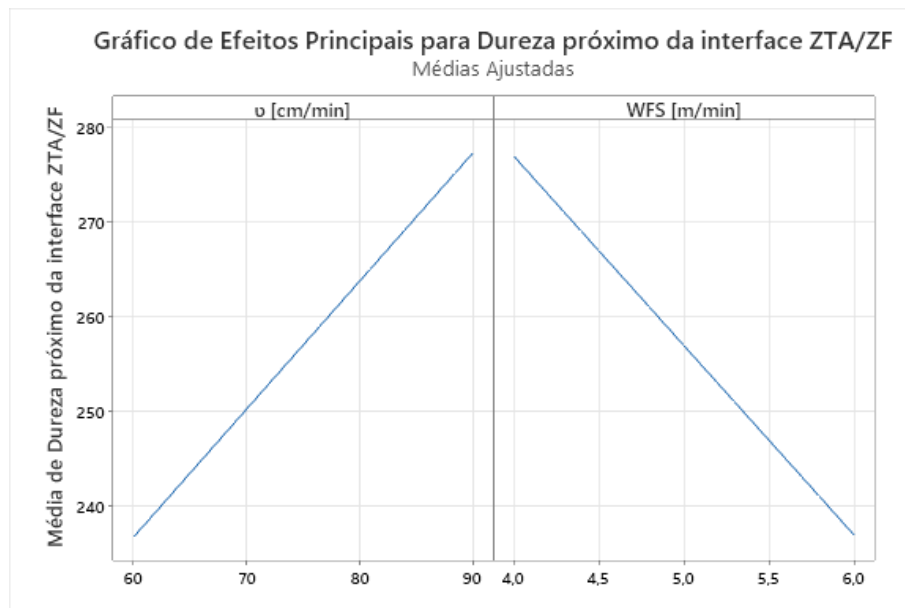
Figura 35 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a dureza próximo da interface ZTA/ZF



Fonte: O Autor (2024).

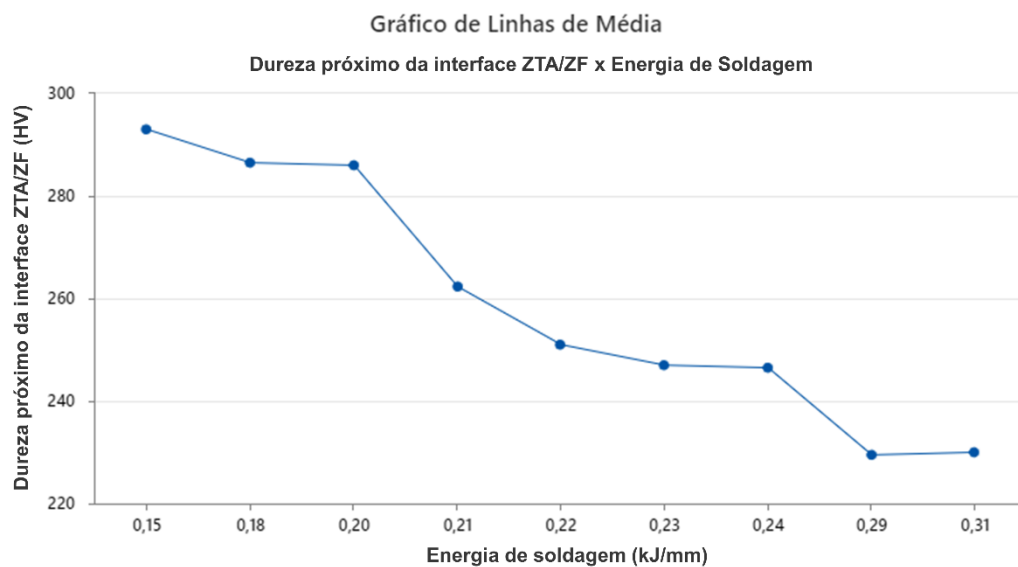
O gráfico dos efeitos (Figura 36) indica que para a minimização dos valores de dureza em tal região, o nível de WFS deve ser mínimo (4 m/min), enquanto v deve ser máxima (90 cm/min). Desta forma, menores valores de dureza são obtidos para menores valores de energia de soldagem, conforme Figura 37.

Figura 36 – Gráfico de efeitos principais para dureza próximo da interface ZTA/ZF



Fonte: O Autor (2024).

Figura 37 – Comportamento da microdureza Vickers próximo da interface ZTA/ZF com a variação da energia de soldagem



Fonte: O Autor (2024).

O modelo matemático reduzido utilizando variáveis não codificadas para predição da dureza próximo da interface da junta soldada é estabelecido conforme Equação 7. A redução do modelo (eliminação dos fatores não significativos) foi feita segundo a metodologia *stepwise backward*, considerando-se um nível de significância de 5% (Valor-P < 0,05); ou seja, o intervalo de confiança é igual a 95%.

Dureza (proximo da interface ZTA/ZF)
= 255,7 + 1,350 v [cmmin] − 20,000 WFS [mm]
(7)

A Tabela 6 apresenta a análise de variância (ANOVA) para a dureza próximo da interface entre a ZTA e a ZF, na qual é possível analisar os coeficientes de correlação e ajuste dos modelos.

Tabela 6 – Análise de variância para a resposta dureza próximo da interface ZTA/ZF

Fonte de variação	Graus de liberdade (GL)	Soma dos Quadrados (SQ (Aj.))	Quadrado da Média (QM (Aj.))	Valor F	Valor-P
Modelo Linear	2	6480,50	3240,25	55,97	0,000
v (cm/min)	1	3280,50	3280,50	56,67	0,000
WFS (m/min)	1	3200,00	3200,00	55,28	0,000
Erro	14	810,44	57,89		
Falta de ajuste	10	785,64	78,56	12,67	0,013
Erro Puro	4	24,80	6,20	*	*
Total	16	7290,94			
Sumário do Modelo					
S		7,60846			
R²		88,88%			
R² (Aj.)		87,30%			
R² (Pred.)		80,57%			

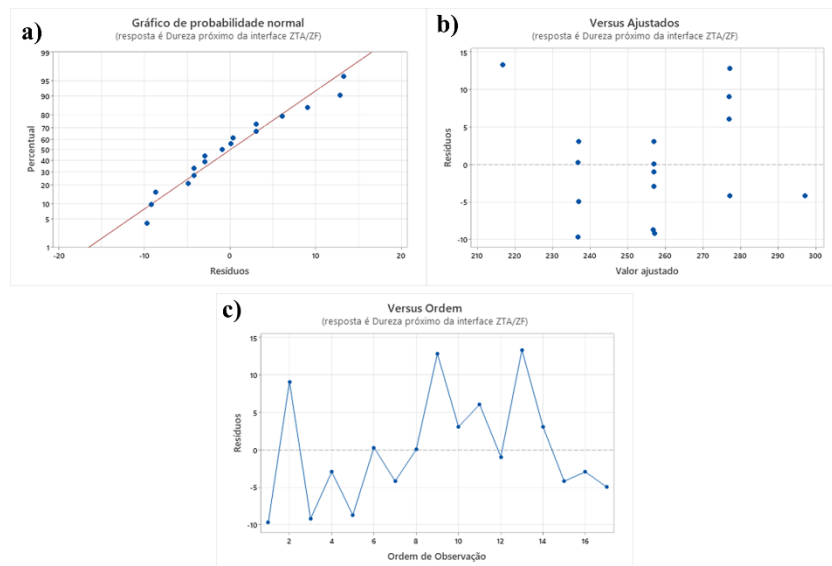
Fonte: O Autor (2024).

O modelo final reduzido considerando os coeficientes lineares apresentou coeficiente de correlação ajustado (R² (Aj.)) igual a 87,30%. Valores mais baixos de coeficiente de correlação podem ter sido obtidos devido ao fato que os valores de microdureza são dependentes não apenas dos parâmetros de soldagem do processo, mas também da

microestrutura e da composição química inicial da região analisada. Apesar disso, o modelo final apresentou ajuste adequado (LOF de 0,013).

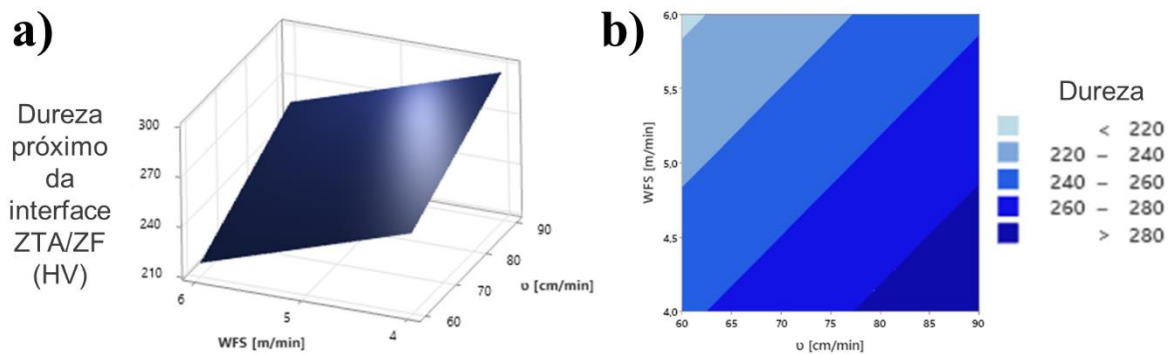
A Figura 38 apresenta a análise de resíduos gerados para a dureza próximo da interface entre a ZF e a ZTA. Os ensaios realizados indicam uma distribuição normal. A Figura 39, por sua vez, apresenta as superfícies de resposta e os gráficos de contorno para a dureza da região em estudo. As respostas não apresentam curvatura, sendo o modelo de primeira ordem considerado adequado.

Figura 38 – Análise de resíduos para microdureza Vickers (próximo da interface ZTA/ZF). a) Gráfico de probabilidade normal; b) Resíduos x valores ajustados; c) Resíduos x ordem de observação



Fonte: O Autor (2024).

Figura 39 – Superfície de resposta e gráfico de contorno para microdureza Vickers próximo da interface ZTA/ZF. Valores fixados: a) e b) $U = 27$ V



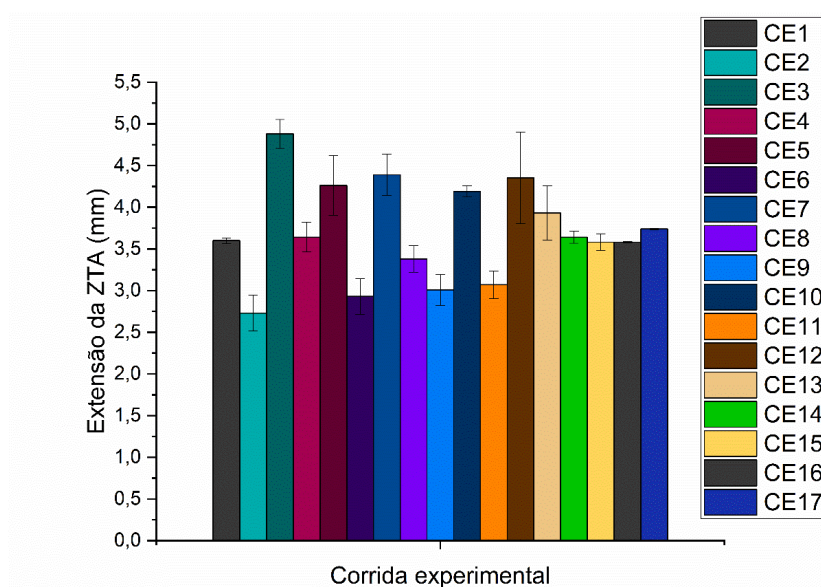
Fonte: O Autor (2024).

4.5 Influência dos parâmetros de soldagem na extensão da ZTA

A zona termicamente afetada é a região que mais requer atenção em juntas soldadas de aços AHSS, haja vista que os ciclos térmicos aos quais as chapas são expostas durante a soldagem – ao promover mudanças microestruturais e no estado de tensões residuais – podem favorecer o surgimento de regiões com desempenho mecânico inferior ao requerido para as aplicações pertinentes.

Posto isto, reduzir a extensão da ZTA torna-se necessária para garantir a confiabilidade da junta. A Figura 40 apresenta os gráficos dos valores médios (em milímetros) da extensão das zonas termicamente afetadas nas diferentes condições analisadas no âmbito do planejamento experimental.

Figura 40 – Gráfico de extensão da ZTA das diferentes juntas soldadas

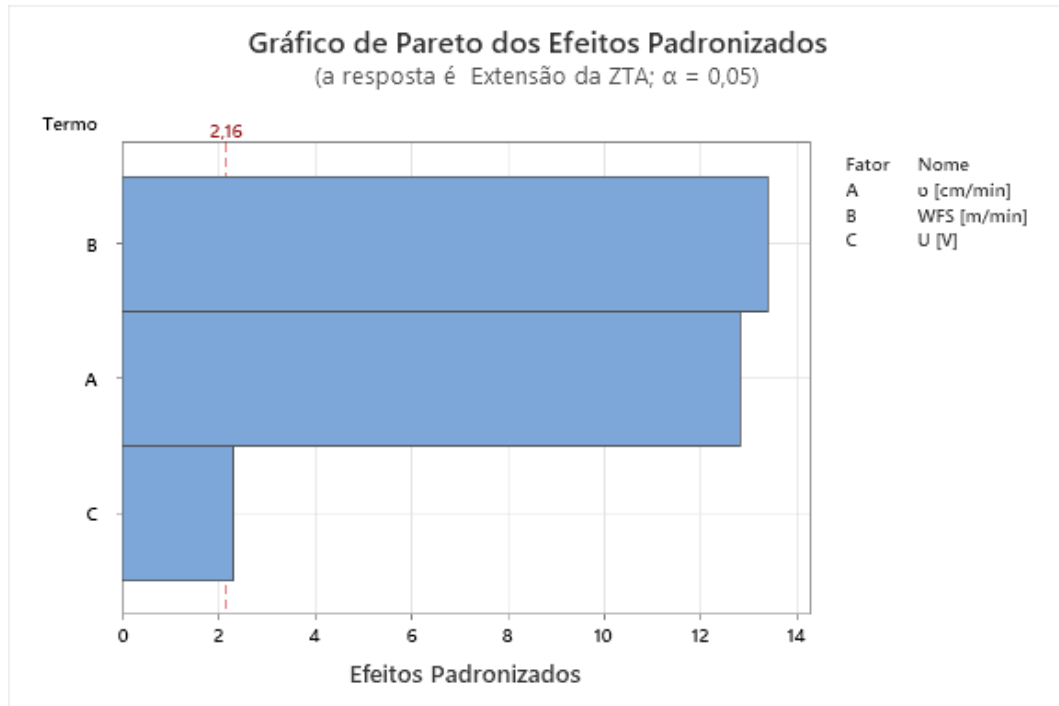


Fonte: O Autor (2024).

As condições CE2 ($v = 90$ cm/min; WFS = 4,0 m/min; $U = 27$ V), CE6 ($v = 90$ cm/min; WFS = 5,0 m/min; $U = 25$ V) e CE9 ($v = 75$ cm/min; WFS = 4,0 m/min; $U = 25$ V) apresentaram os menores valores de extensão de ZTA. Em contrapartida, as condições CE3 ($v = 60$ cm/min; WFS = 6,0 m/min; $U = 27$ V), CE7 ($v = 60$ cm/min; WFS = 5,0 m/min; $U = 29$ V) e CE12 ($v = 75$ cm/min; WFS = 6,0 m/min; $U = 29$ V) apresentaram os maiores valores de extensão de ZTA. Comparativamente, o valor médio de extensão de ZTA da condição CE3 é cerca de 78,75% maior quando comparado ao valor médio obtido para a condição CE2.

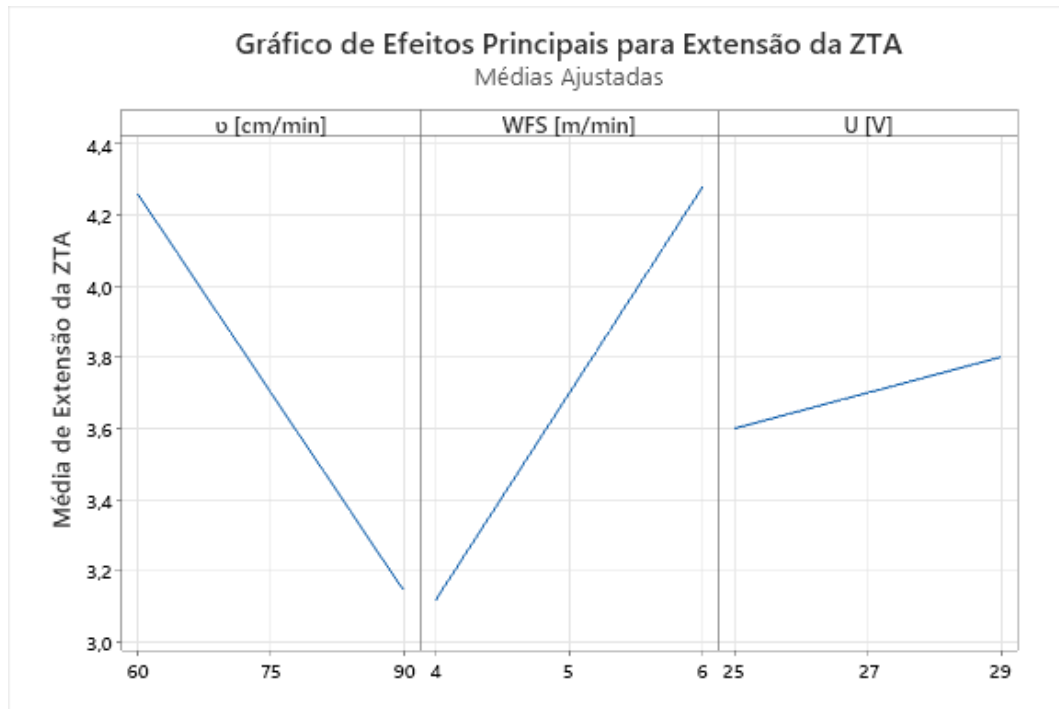
O gráfico de Pareto (Figura 41) para o efeito dos parâmetros de soldagem na extensão da ZTA indica que os fatores v , WFS e U mostraram-se significativos.

Figura 41 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a extensão da ZTA



Uma vez que a energia de soldagem afeta significativamente a extensão da ZTA (Shome; Tumuluru, 2015), é esperado que o efeito dos parâmetros de soldagem seja semelhante àquele visualizado para a resposta energia de soldagem. Neste contexto, o gráfico dos efeitos (apresentado na Figura 42) corrobora com o fato que menores valores médios de extensão de ZTA são observados em casos de menor WFS (4 m/min), menor U (25 V) e maiores valores de v (90 cm/min).

Figura 42 – Gráfico de efeitos principais para a extensão da ZTA



Fonte: O Autor (2024).

O modelo matemático reduzido para predição da extensão da ZTA é dado conforme Equação 8. A redução do presente modelo também foi feita segundo a metodologia *stepwise backward*, considerando-se um nível de significância de 5%.

Extensão da ZTA

$$= 2,22500 - 0,03708 \, v \left[\frac{\text{cm}}{\text{min}} \right] + 0,58130 \, WFS \left[\frac{m}{\text{min}} \right] + 0,05000 \, U \, [V] \quad (8)$$

O modelo final reduzido considerando os coeficientes lineares apresentou coeficiente de correlação ajustado (R^2 (Aj.)) igual a 95,59%. Ademais, é válido ressaltar que o modelo final apresentou ajuste adequado (LOF de 0,0781).

A Tabela 7 apresenta a ANOVA para a extensão da ZTA, na qual é possível analisar os coeficientes de correlação e ajuste dos modelos.

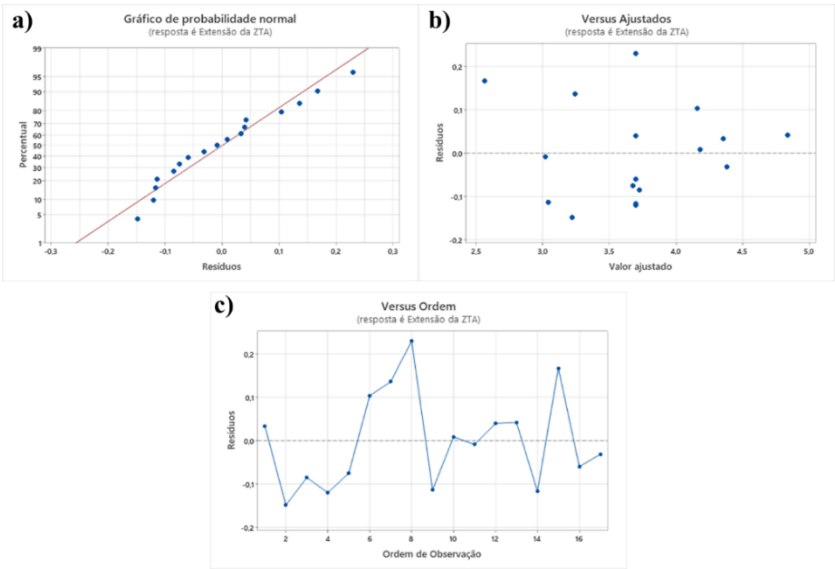
Tabela 7 – Análise de variância para a variável resposta extensão da ZTA

Fonte de variação	Graus de liberdade (GL)	Soma dos Quadrados (SQ (Aj.))	Quadrado da Média (QM (Aj.))	Valor F	Valor-P
Modelo Linear	3	5,25813	1,75271	116,51	0,000
v (cm/min)	1	2,47531	2,47531	164,55	0,000
WFS (m/min)	1	2,70281	2,70281	179,67	0,000
U (V)	1	0,08000	0,08000	5,32	0,038
Erro	13	0,19556	0,01504		
Falta de ajuste	9	0,10952	0,01217	0,57	0,0781
Erro Puro	4	0,08604	0,02151	*	*
Total	16	5,45369			
Sumário do Modelo					
S		0,122651			
R²		96,41 %			
R² (Aj.)		95,59 %			
R² (Pred.)		94,02 %			

Fonte: O Autor (2024).

A Figura 43 apresenta a análise de resíduos para a extensão da ZTA e indicam uma distribuição normal, sem a ocorrência de dados discrepantes.

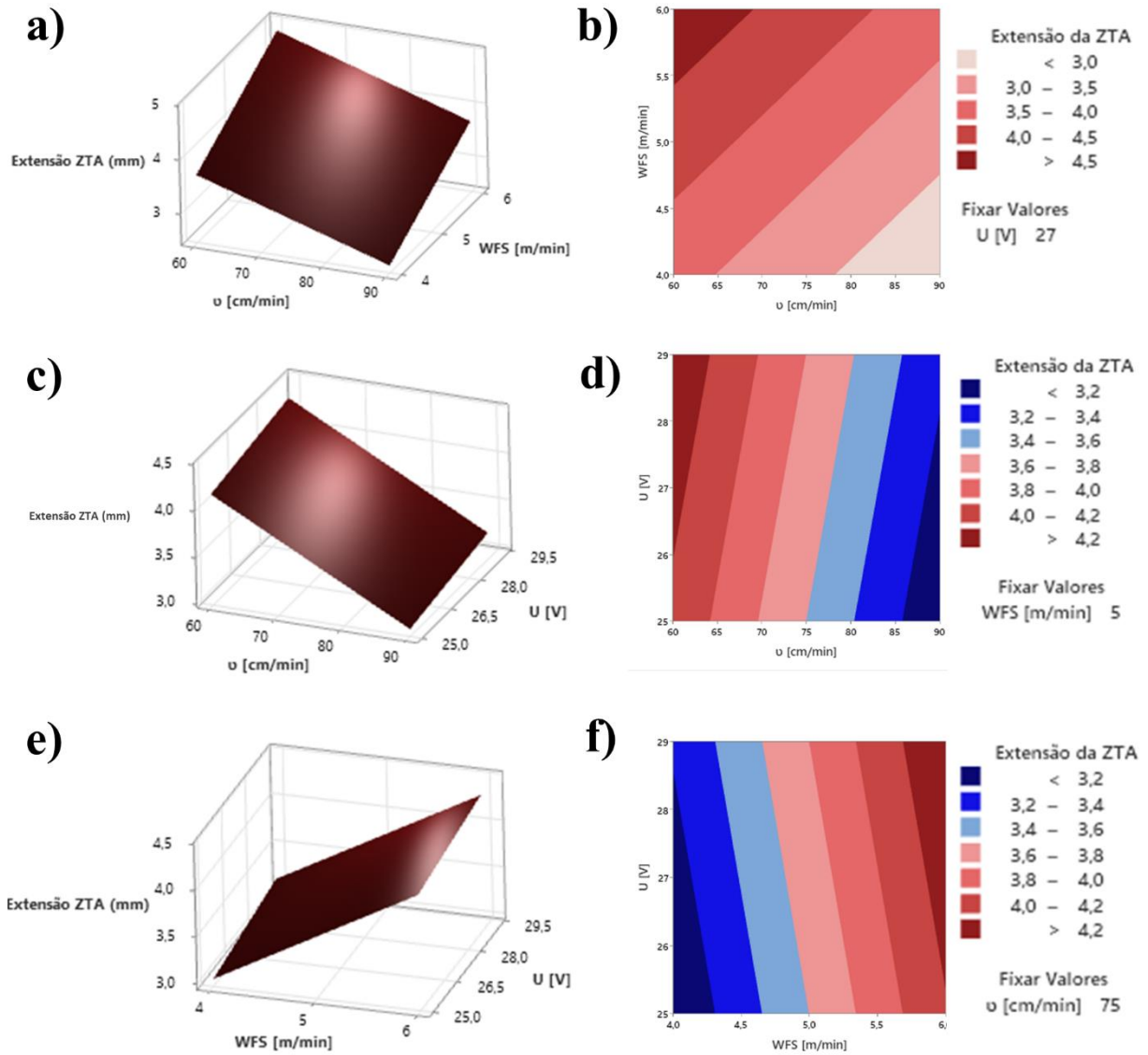
Figura 43 – Análise de resíduos para a extensão da ZTA. a) Gráfico de probabilidade normal; b) Resíduos x valores ajustados; c) Resíduos x ordem de observação



Fonte: O Autor (2024).

A Figura 44 apresenta as superfícies de resposta e os gráficos de contorno para a extensão da ZTA. As respostas não apresentam curvatura e o modelo de primeira ordem foi considerado adequado.

Figura 44 – Superfícies de resposta e gráficos de contorno para extensão de ZTA. Valores fixados: a) e b) $U = 27$ V; c) e d) $WFS = 5$ m/min; e) e f) $v = 75$ cm/min



Fonte: O Autor (2024).

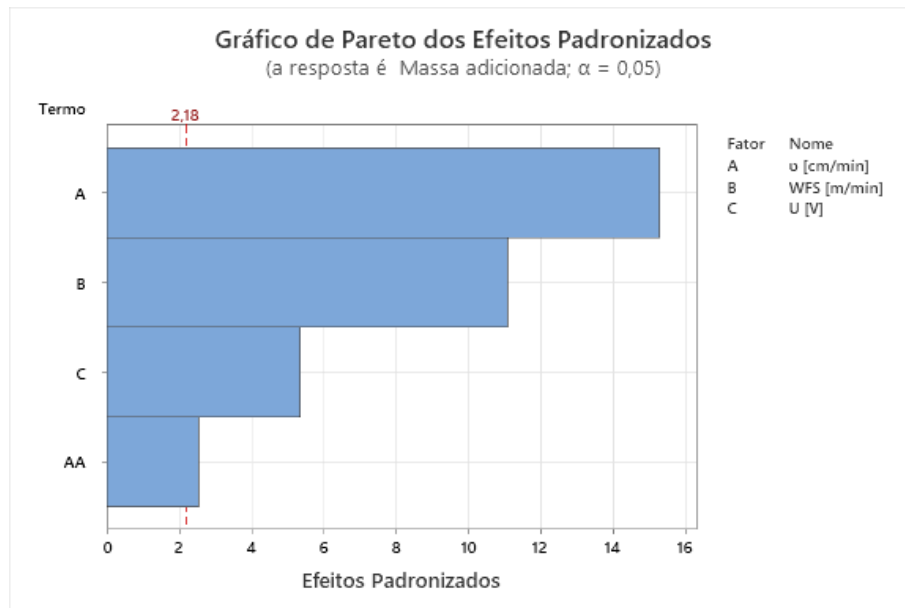
4.6 Influência dos parâmetros de soldagem na massa adicionada à junta soldada

Objetivando otimizar a relação existente entre resistência mecânica e massa dos componentes soldados – e, conseqüentemente, reduzir o peso de veículos –, fez-se necessário

avaliar a quantidade de material adicionado nos processos de soldagem GMAW, utilizando-se os diferentes parâmetros utilizados no escopo do presente estudo.

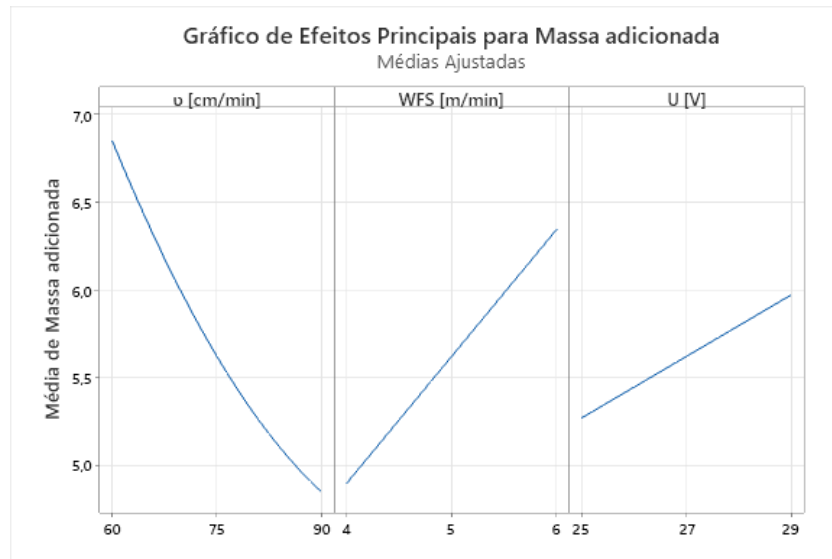
A partir do gráfico de Pareto, apresentado na Figura 45, é possível identificar que os fatores v , WFS e U mostraram-se significativos para a avaliação da massa final da junta soldada. Além disso, o modelo apresenta interação de segunda ordem (para o fator velocidade de soldagem), indicando a presença de curvatura no modelo.

Figura 45 – Gráfico de Pareto dos efeitos padronizados para a massa adicionada



O gráfico dos efeitos (Figura 46) indica que para a minimização da adição de massa à junta soldada, os níveis de WFS e U devem ser mínimos (4 m/min e 25 V, respectivamente), enquanto v deve ser máxima (90 cm/min). Os resultados foram obtidos considerando toda a extensão da junta soldada.

Figura 46 – Gráfico de efeitos principais para a massa adicionada



Fonte: O Autor (2024).

O modelo matemático reduzido utilizando variáveis não codificadas para predição da massa adicionada é estabelecido conforme Equação 9. A eliminação dos fatores não significativos foi feita segundo a metodologia *stepwise backward*, considerando-se um Valor- $P < 0,05$ (intervalo de confiança de 95%).

Massa adicionada

$$\begin{aligned}
 &= 7,97 - 0,2185 \, v \left[\frac{\text{cm}}{\text{min}} \right] + 0,7250 \, WFS \left[\frac{m}{\text{min}} \right] \\
 &+ 0,1750 \, U \, [\text{V}] + 0,001012 \, v \left[\frac{\text{cm}}{\text{min}} \right] * v \left[\frac{\text{cm}}{\text{min}} \right]
 \end{aligned} \quad (9)$$

A Tabela 8 apresenta a análise de variância (ANOVA) para a adição de massa. É possível inferir que os coeficientes de correlação e ajuste dos modelos se mostraram adequados. O modelo reduzido apresentou coeficiente de correlação ajustado (R^2 (Aj.)) igual a 96,04%. O modelo final apresentou ajuste adequado (LOF de 0,252). A Figura 47 apresenta a análise de resíduos gerados para a massa adicionada. Os resultados indicam uma distribuição normal, sem a ocorrência de *outliers*. A Figura 48, por sua vez, apresenta as superfícies de resposta e os gráficos de contorno para a massa adicionada. As respostas apresentam curvatura, sendo o modelo de segunda ordem necessário para modelar a resposta de forma mais adequada.

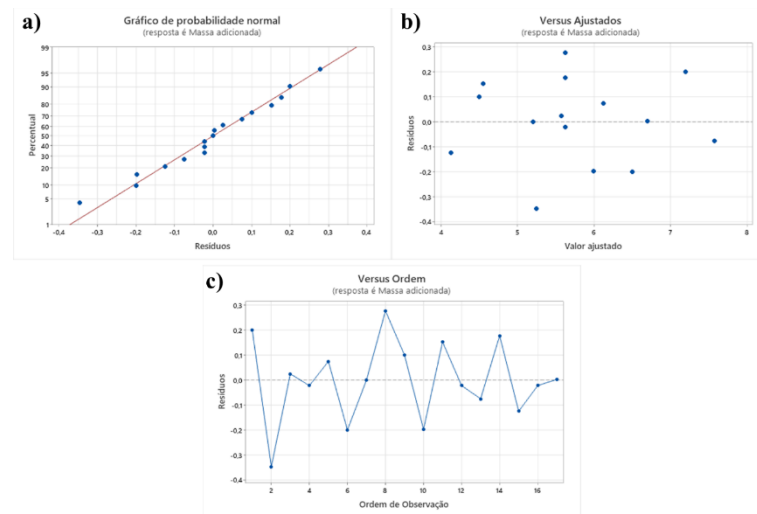
Tabela 8 – Análise de variância para a variável resposta massa adicionada

Fonte de variação	Graus de liberdade (GL)	Soma dos Quadrados (SQ (Aj.))	Quadrado da Média (QM (Aj.))	Valor F	Valor-P
Modelo	4	13,4047	3,35118	97,95	0,000
Modelo Linear	3	13,1850	4,39500	128,46	0,000
v (cm/min)	1	8,0000	8,0000	233,83	0,000
WFS (m/min)	1	4,2050	4,20500	122,91	0,000
U (V)	1	0,9800	0,98000	28,64	0,000
Modelo Quadrado	1	0,2197	0,21974	6,42	0,026
v (cm/min) * v (cm/min)	1	0,2197	0,21974	6,42	0,026
Erro	12	0,4106	0,03421		
Falta de ajuste	8	0,3306	0,4132	2,07	0,252
Erro Puro	4	0,0800	0,02000	*	*
Total	16	13,8153			
Sumário do Modelo					
S		0,184967			
R²		97,03%			
R² (Aj.)		96,04%			
R² (Pred.)		93,57%			

Fonte: O Autor (2024).

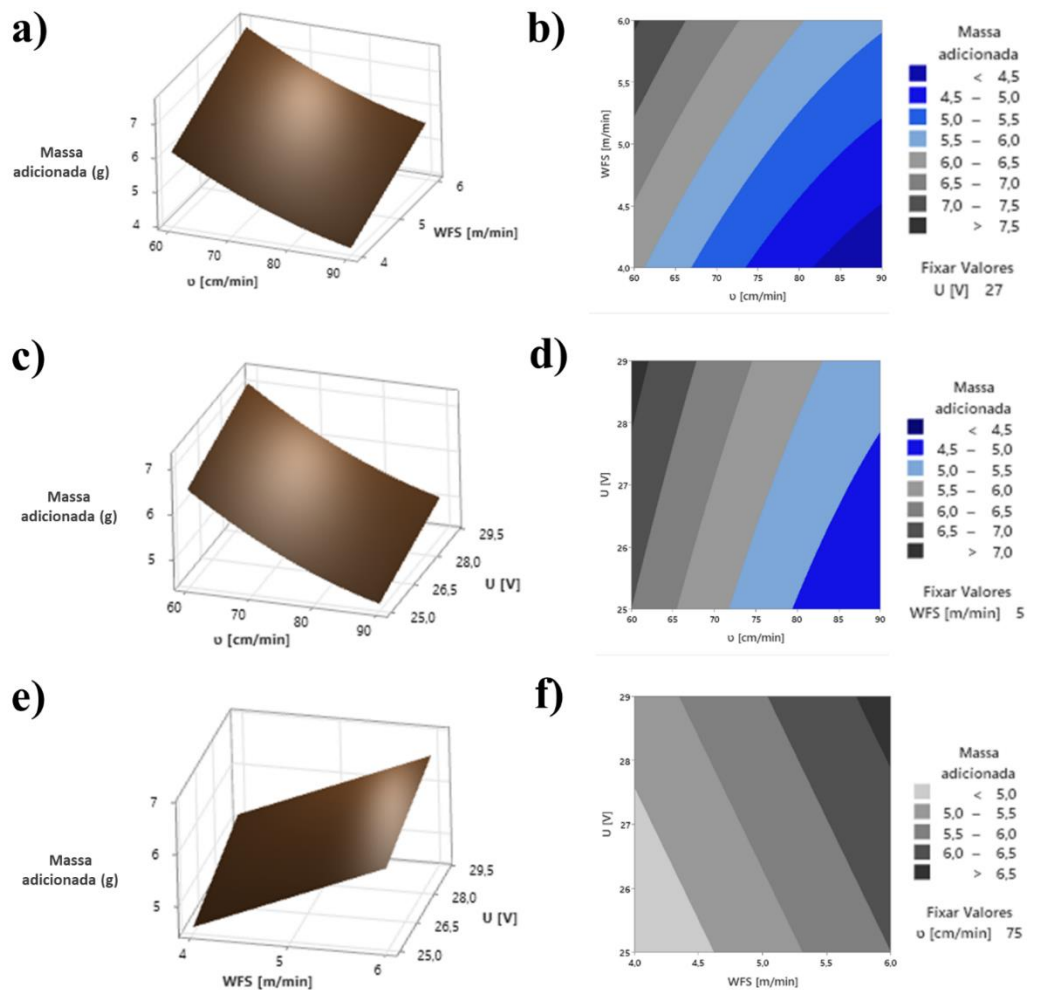
A combinação de diferentes fatores pode contribuir para uma relação de segunda ordem entre a velocidade de soldagem e a quantidade de massa adicionada à junta, refletindo a complexidade do processo e suas interações dinâmicas. A variação da velocidade de soldagem afeta diretamente fatores como taxa de deposição (uma vez que influencia na fusão e quantidade de arame-eletrodo efetivamente adicionado à junta) e formação de porosidades – devido à variação da energia de soldagem (Tewari; Gupta; Prakash, 2010). Estas complexas interações justificam a necessidade do modelo de segunda ordem.

Figura 47 – Análise de resíduos para a massa adicionada. a) Gráfico de probabilidade normal; b) Resíduos x valores ajustados; c) Resíduos x ordem de observação



Fonte: O Autor (2024).

Figura 48 – Superfícies de resposta e gráficos de contorno para massa adicionada. Valores fixados: a) e b) $U = 27$ V; c) e d) $WFS = 5$ m/min; e) e f) $v = 75$ cm/min



Fonte: O Autor (2024).

4.7 Seleção dos parâmetros ótimos de soldagem

A partir dos dados coletados nos tópicos anteriores, foi possível, então, conduzir a otimização das respostas, atribuindo pesos (níveis de importância), conforme segue: energia de soldagem (peso 1), microdureza Vickers próximo da interface ZTA/ZF (peso 3), extensão da ZTA (peso 2) e massa adicionada (peso 1). Para que possa ser dada sequência ao estudo com as soldagens do teste circular patch, o *software* estatístico Minitab® 21.4 estimou três condições possíveis, as quais estão apresentadas na Tabela 9.

Tabela 9 – Parâmetros otimizados propostos pelo *software* Minitab® 21.4

Solução	v (cm/min)	WFS (m/min)	U (V)
1	82	5,5	25
2	87	5,9	25
3	90	6,0	25

Fonte: O Autor (2024).

Para verificar a confiabilidade do modelo para o propósito pretendido, foi realizada a validação aplicando as condições otimizadas propostas pelo *software* Minitab® 21.4. Utilizar as condições otimizadas para a validação do modelo foi possível porque as soluções definidas pelo *software* estatístico ainda não foram avaliadas, quando da elaboração do modelo. Destarte, a etapa de validação viabiliza aferir a capacidade do modelo de prever informações não incluídas durante sua construção (Kiralj; Ferreira, 2009; Kumar *et al.*, 2021).

Haja vista que as soluções 2 e 3 da Tabela 9 apresentam parâmetros de soldagem muito próximos, optou-se por utilizar, dentre estas, apenas a solução 3. Entretanto, no intuito de manter três condições para validação do modelo, foi adicionada uma condição que não fora previamente analisada (validação 3), mas está contida dentro das faixas de parâmetros estudadas. Posto isto, as condições utilizadas para validar o modelo estão apresentadas na Tabela 10. Os valores de corrente média (I_m) foram obtidos mediante uso do sistema de aquisição de dados, enquanto os valores de energia de soldagem foram calculados utilizando a expressão apresentada na Tabela 4.

Tabela 10 – Parâmetros utilizados para validação do modelo proposto

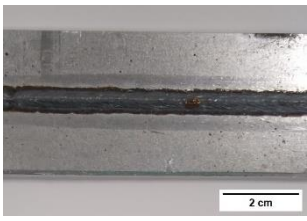
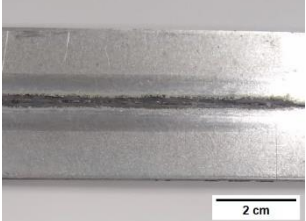
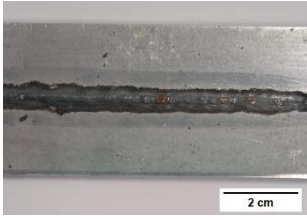
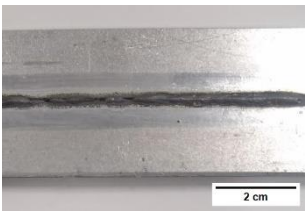
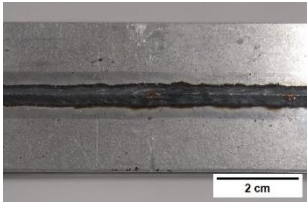
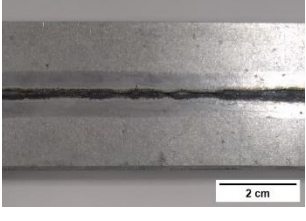
Validação	v (cm/min)	WFS (m/min)	U (V)	Im (A)	H (kJ/mm)
1	82	5,5	25	122	0,20
2	90	6,0	25	132	0,21
3	90	4,5	25	102	0,17

Fonte: O Autor (2024).

4.8 Macrografias das juntas soldadas com parâmetros otimizados

Analogamente às etapas desenvolvidas na construção do modelo, após a execução das soldagens com parâmetros de validação foram avaliados os aspectos visuais na face e na raiz das juntas soldadas para avaliar possíveis descontinuidades. Depois disso, foram obtidas amostras da região correspondente ao centro do cordão de solda, as quais foram preparadas e avaliadas quanto ao grau de penetração e extensão de ZTA. O Quadro 3 apresenta os resultados obtidos; as regiões de início e final da soldagem foram consideradas regiões de descarte.

Quadro 3– Aspecto visual e macrografias das juntas soldadas com parâmetros otimizados

Parâmetros de soldagem	Aspecto visual da superfície	Aspecto visual da raiz	Macrografia
Validação 1 v = 82 cm/min; WFS = 5,5 m/min; U = 25 V			
Validação 2 v = 90 cm/min; WFS = 6,0 m/min; U = 25 V			
Validação 3 v = 90 cm/min; WFS = 4,5 m/min; U = 25 V			

Fonte: O Autor (2024).

Todas as condições de validação, devido aos baixos valores de tensão e corrente – em comparação com corridas experimentais realizadas na elaboração do modelo – apresentaram modo de transferência metálica por curto-circuito (Scotti; Ponomarev, 2014). Maior quantidade de respingos foi visualizada nas soldagens de validação, em comparação com aquelas de maior energia de soldagem (como as corridas 3, 7 e 12).

Neste sentido, na indústria automotiva, para compensar a perda do revestimento de Zn após a soldagem, as peças são frequentemente revestidas com primer e pintadas. Todavia, na soldagem GMAW, a presença de respingos e filme vítreo na superfície do componente soldado pode acarretar o desprendimento da pintura durante a vida útil do veículo, expondo a junta soldada do chassi e facilitando a ocorrência de corrosão acelerada (Ahsan *et al.*, 2017). Vale ressaltar que a formação do filme vítreo pode ocorrer devido à dissociação de CO_2 em carbono (C) e oxigênio (O) devido à alta temperatura; o excesso de silício do arame-eletrodo (adicionado para maior fluidez da poça de fusão, facilidade de abertura e manutenção do arco elétrico – pela ionização da mistura de gases), reage com o oxigênio e forma um filme vítreo, composto majoritariamente por SiO_2 , que, por ter densidade menor em comparação ao metal líquido, ascende para a superfície da poça de fusão (Lippold, 2015).

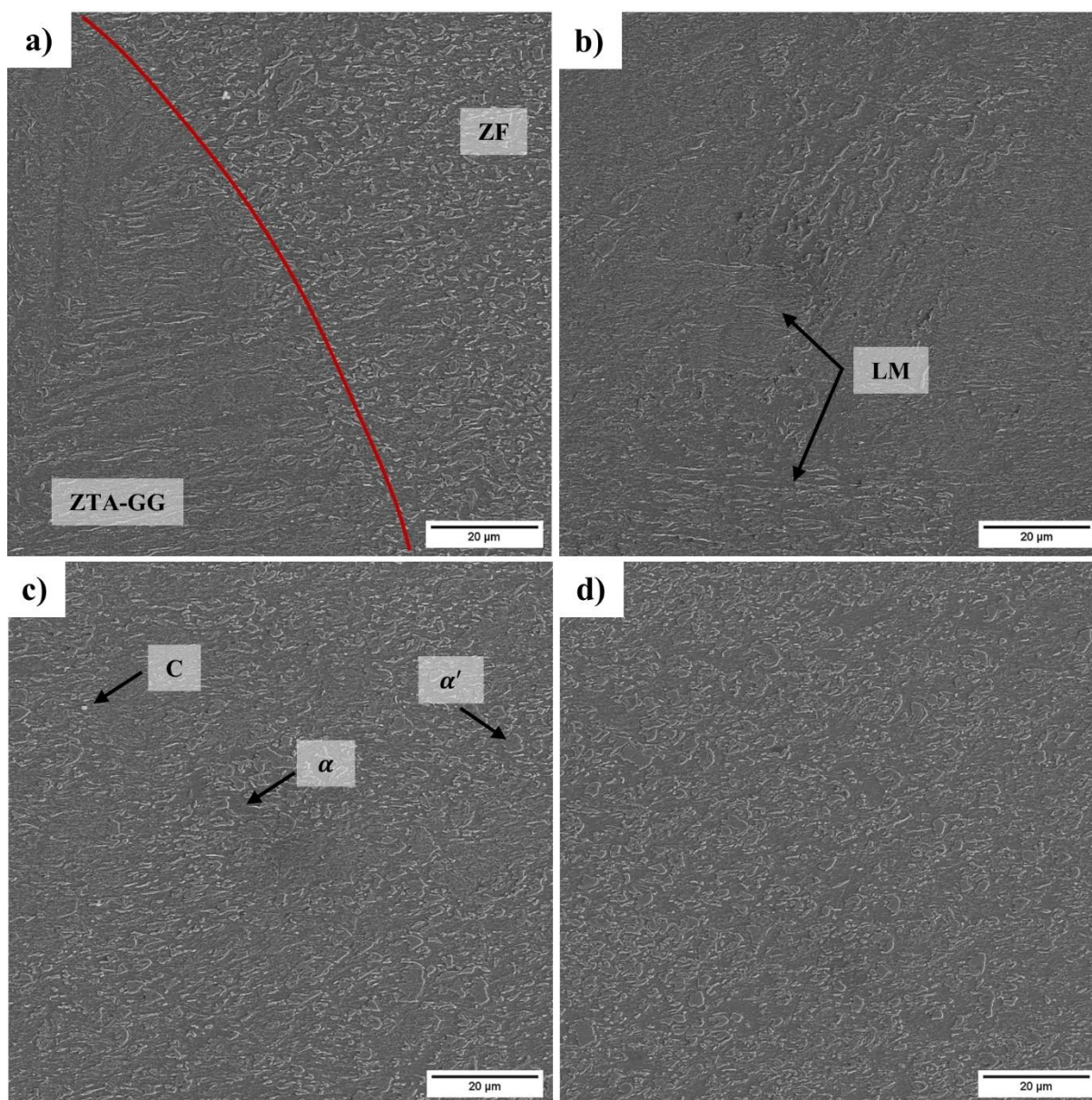
Valores relativamente mais baixos de energia de soldagem favoreceram, em geral, menor extensão de ZTA, menor massa adicionada à junta e menor formação de poros, sendo, então, de maior interesse. Estes benefícios justificam os valores mais baixos de energia de soldagem nas condições otimizadas.

4.9 Micrografias e perfil de microdureza Vickers das juntas soldadas com parâmetros de validação

Para relacionar os dados de dureza às microestruturas das juntas soldadas, foram obtidas micrografias por MEV-FEG nas diferentes regiões da ZTA das soldas realizadas com parâmetros de validação. A Figura 49 exibe as regiões da junta soldada de Validação 1 ($v = 82$ cm/min; WFS = 5,5 m/min; $U = 25$ V). A Figura 49 a) apresenta a interface entre a zona fundida (ZF) e a ZTA de grãos grosseiros (ZTA-GG). As duas regiões apresentam a formação de martensita, sendo, no entanto, com aspectos morfológicos distintos. Na ZTA-GG – Figura 49 b) –, as temperaturas atingidas foram suficientes para promover o crescimento dos grãos e a microestrutura resultante é principalmente martensita em ripas (LM), característica de juntas soldadas de AHSS de baixo carbono. Distanciando-se da linha de fusão, a Figura 49 c) apresenta a região na qual o aço Dual-Phase sofreu um aquecimento na faixa de temperatura intercrítica

(entre os pontos críticos A_1 e A_3) com formação de uma microestrutura que consiste principalmente de martensita recém-formada (α'), ferrita não transformada (α) e formação de uma pequena fração de carbonetos. A região que sofreu aquecimento em temperaturas subcríticas (abaixo da linha crítica A_1) – ZTA-SC – é caracterizada pelo revenimento da martensita original e é apresentada na Figura 49 d).

Figura 49 – Micrografias das regiões da ZTA da amostra de Validação 1. a) Interface ZTA/ZF; b) ZTA-GG; c) ZTA-IC; d) ZTA-SC

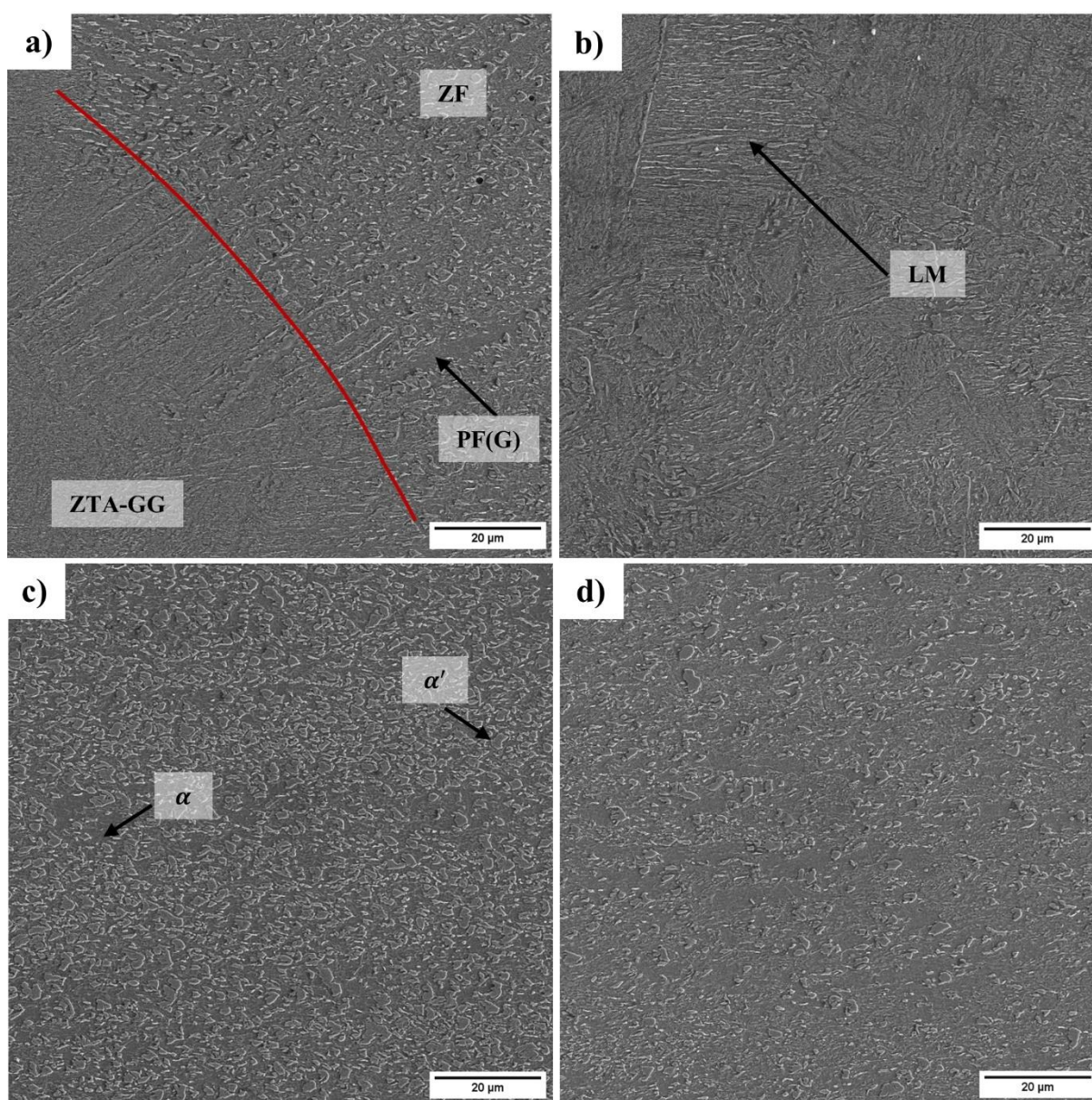


Fonte: O Autor (2024).

A Figura 50 apresenta as regiões da junta soldada de Validação 2 ($v = 90$ cm/min; WFS = 6,0 m/min; $U = 25$ V). A Figura 50 a) apresenta a interface ZF/ZTA. A microestrutura da ZF

é composta por uma matriz ferrítica, ferrita primária de contorno de grão – PF(G) – e martensita. Na ZTA-GG – Figura 50 b) –, de maneira semelhante à solda de Validação 1, a microestrutura resultante é principalmente martensita em ripas (LM). Na ZTA em que houve aquecimento intercrítico – Figura 50 c) –, a granulação é bastante fina em parte de sua extensão. A recristalização ocorre devido à austenitização, que provoca um refinamento dos grãos em relação à microestrutura inicial, devido às taxas de resfriamento relativamente mais altas. Isso resulta em uma microestrutura final com grãos equiaxiais finos. A Figura 50 d) apresenta a ZTA-SC, caracterizada pela formação de martensita revenida (TM).

Figura 50 – Micrografias das regiões da ZTA da amostra de Validação 2. a) Interface ZTA/ZF; b) ZTA-GG; c) ZTA-IC; d) ZTA-SC

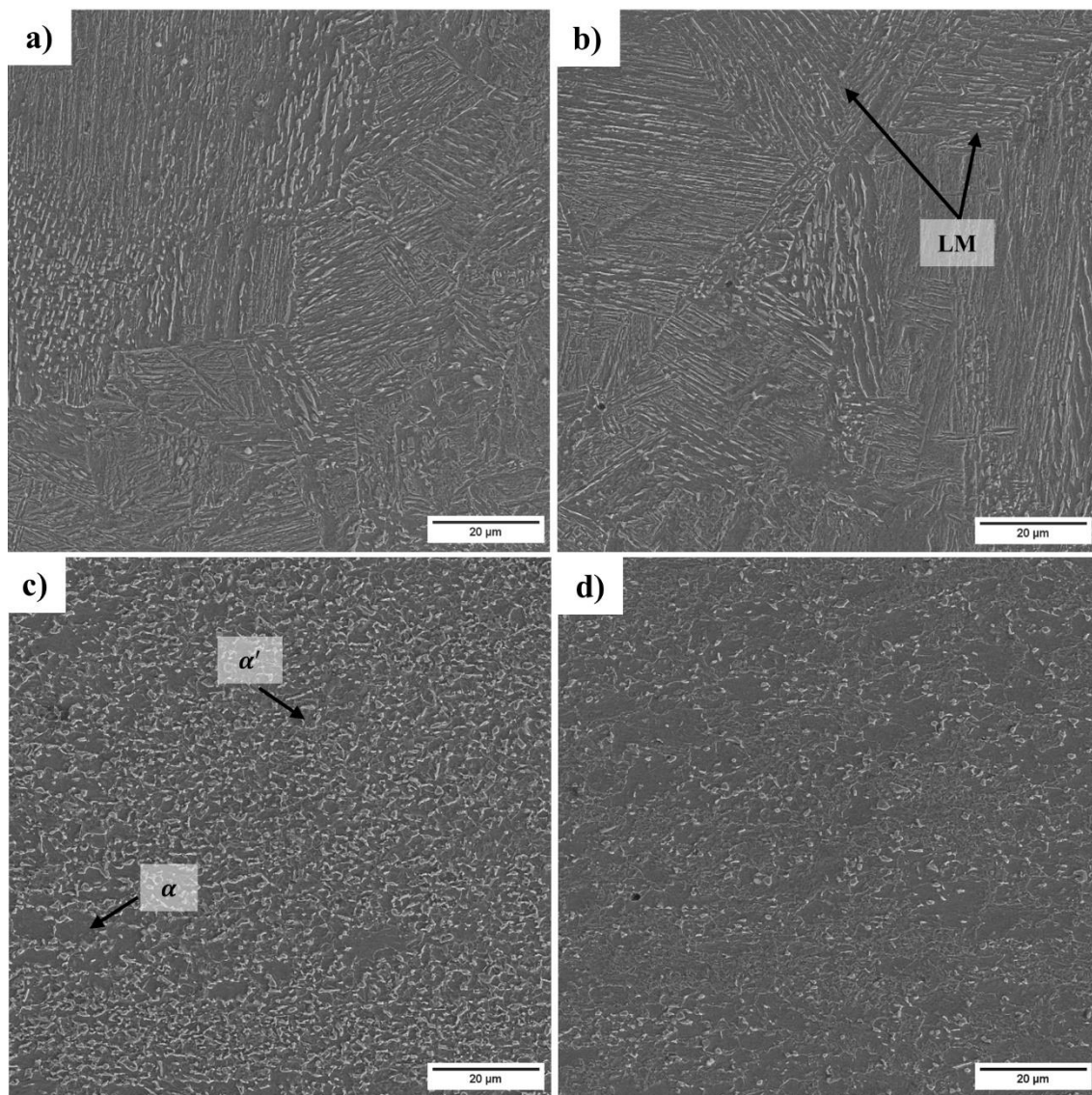


Fonte: O Autor (2024).

Analogamente, a Figura 51 apresenta as regiões da junta de Validação 3 ($v = 90$ cm/min; WFS = 4,5 m/min; $U = 25$ V). A Figura 51 a)-b) evidencia que a ZTA-GG é completamente martensítica próximo à linha de fusão. De acordo com John *et al.* (2021), o tamanho dos grãos de austenita influencia a morfologia da martensita, que cresce em várias direções. Ainda de acordo com John *et al.* (2021), na ZTA-GG os contornos de grãos são de alto ângulo.

De maneira semelhante àquela observada para a soldagem de Validação 2, a granulação é bastante fina em parte da zona submetida ao resfriamento intercrítico – Figura 51 c) –, na qual houve a formação de martensita por têmpera e a ferrita original permaneceu. A Figura 51 d) evidencia a microestrutura próxima ao metal de base, na qual houve o revenimento da martensita, com a decomposição em ferrita e carbonetos.

Figura 51 – Micrografias das regiões da ZTA da amostra de Validação 3. a)-b) ZTA-GG; c) ZTA-IC; d) ZTA-SC



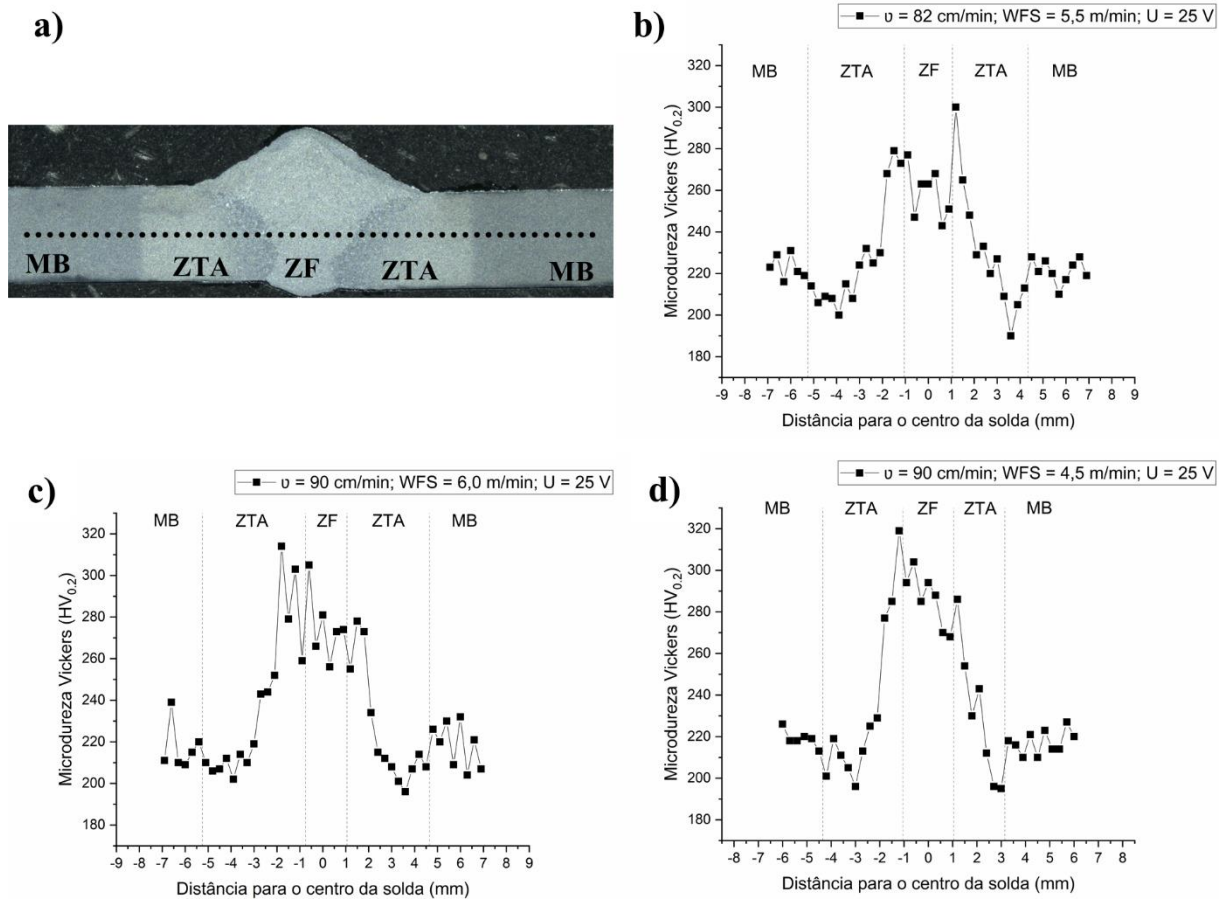
Fonte: O Autor (2024).

Na Figura 52, os perfis de microdureza Vickers para cada condição de validação foram plotados considerando a distância em relação ao centro da solda. Uma representação esquemática da metodologia utilizada é exibida na Figura 52 a). Assim como nas juntas obtidas para construção do modelo, há um pico de dureza próximo da interface ZTA-GG/ZF, bem como a formação de uma zona de menor dureza (ZTA-SC). Neste cenário, durante a soldagem, o pico de temperatura experimentado pela ZTA-SC provoca o reaquecimento da região, decompondo as ilhas de martensita presentes no DP 600 em cementita e ferrita. Logo, a microestrutura martensítica, após revenimento, se transforma em uma mistura de partículas de carboneto Fe_3C em uma matriz ferrítica, conforme visualizado previamente nas micrografias obtidas por MEV-FEG. A referida decomposição da martensita é mais pronunciada em temperaturas imediatamente abaixo da temperatura A_{c1} , a qual é aproximadamente igual a 727 °C para aços carbono, mas estimada em 700-710 °C (a depender dos percentuais de carbono e manganês) para aços Dual-Phase (John *et al.*, 2021; Tasan *et al.*, 2015).

O resultado do tratamento térmico de revenimento depende do processo de difusão do carbono, o qual é dependente da temperatura e do tempo. Em se tratando do processo de soldagem – devido ao aquecimento rápido, baixo tempo de permanência na temperatura de revenimento e resfriamento rápido – o revenimento é do tipo não isotérmico e seu grau depende da energia de soldagem (Nayak; Baltazar Hernandez; Zhou, 2011). Energias de soldagem mais altas proporcionam aquecimento e resfriamento mais lentos, favorecendo maior tempo de permanência na faixa de temperatura correspondente ao revenimento da martensita – em comparação com energias de soldagem menores (Freitas, 2022). Posto isto, as condições de Validação 1 e 2, de maior energia de soldagem – Figura 52 b)-c) – apresentaram microdureza ligeiramente menor na ZTA-SC, quando comparada com a condição de Validação 3, apresentada na Figura 52 d).

Por outro lado, a maior taxa de resfriamento da condição de Validação 3 (de menor energia de soldagem) favoreceu picos com maior dureza próximo da interface ZTA-GG/ZF em virtude da formação de maior fração volumétrica de martensita em forma de ripas, vide análises realizadas por MEV-FEG. A dureza máxima registrada foi igual a 320 $\text{HV}_{0,2}$.

Figura 52 – Perfis de microdureza Vickers das amostras soldadas com parâmetros de validação: a) Representação esquemática; b) Validação 1; c) Validação 2; d) Validação 3.



Fonte: O Autor (2024).

De maneira geral, a média de microdureza Vickers da zona fundida é superior àquela das demais regiões da junta soldada (ZTA e MB). Este acontecimento pode ser justificado porque a ZF é constituída de martensita recém-formada, que tem dureza maior que a martensita revenida e a ferrita (Ramazani *et al.*, 2014).

4.10 Validação do modelo matemático

A partir do tratamento de dados, foi possível avaliar as respostas obtidas e a capacidade preditiva do modelo para a faixa de valores em estudo, mediante uso do *software* Minitab® 21.4. O intervalo de predição utilizado foi de 95%. A Tabela 11 mostra que todas as respostas aferidas se encontram dentro do intervalo de predição, o que corrobora com a elevada confiabilidade do modelo proposto.

Tabela 11 – Observações experimentais e intervalos de predição. Nível de confiança: 95%

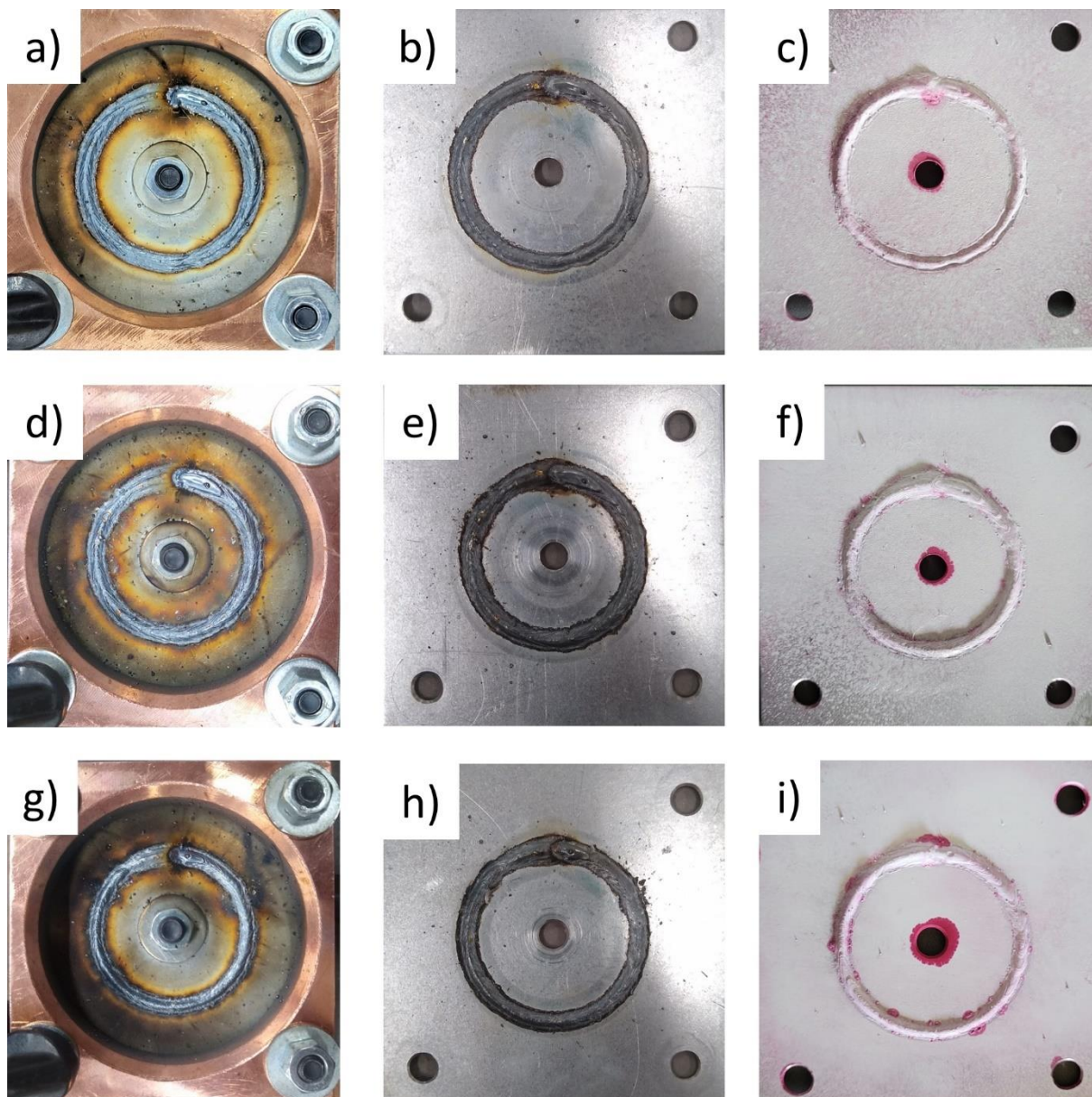
Condição de Validação	Respostas							
	Energia de Soldagem (kJ/mm)		Microdureza					
			Vickers próximo da interface ZTA/ZF (HV)	Extensão da ZTA (mm)		Massa adicionada (g)		
Validação 1 v = 82 cm/min; WFS = 5,5 m/min; U = 25 V	Intervalo de predição de 95%							
	Min.	Máx.	Min.	Máx.	Min.	Máx.	Min.	Máx.
	0,18	0,23	239	274	3,34	3,93	4,77	5,67
	Valores obtidos experimentalmente							
	0,20	267	3,40	5,10				
Validação 2 v = 90 cm/min; WFS = 6,0 m/min; U = 25 V	Intervalo de predição de 95%							
	Min.	Máx.	Min.	Máx.	Min.	Máx.	Min.	Máx.
	0,18	0,23	239	276	3,30	3,94	4,73	5,72
	Valores obtidos experimentalmente							
	0,21	263	3,31	4,90				
Validação 3 v = 90 cm/min; WFS = 4,5 m/min; U = 25 V	Intervalo de predição de 95%							
	Min.	Máx.	Min.	Máx.	Min.	Máx.	Min.	Máx.
	0,12	0,18	269	305	2,45	3,06	3,66	4,62
	Valores obtidos experimentalmente							
	0,17	277	2,77	3,80				

Fonte: O Autor (2024).

4.11 Suscetibilidade à fragilização por metal líquido

A Figura 53 apresenta as juntas obtidas no teste circular-patch, utilizando os parâmetros de validação. A Figura 53 a)-c) mostra, nesta ordem, capturas obtidas da condição de Validação 1 logo após a soldagem, após limpeza inicial com álcool isopropílico e após o ensaio por líquidos penetrantes. Analogamente, a Figura 53 d)-f) e a Figura 53 g)-i) são referentes à condição de Validação 2 e à condição de Validação 3. É importante ressaltar que anteriormente à realização de ensaio por líquido penetrante realizou-se limpeza mecânica da superfície da junta utilizando escova de aço, haja vista a necessidade de eliminar possíveis contaminantes.

Figura 53 – Resultados do teste circular-patch utilizando parâmetros de validação. a)-c) Validação 1; d)-f) Validação 2; g)-i) Validação 3



Fonte: O Autor (2024).

A partir do teste circular-patch, espera-se que trincas, caso existam, possam ser evidenciadas a partir de análises macroscópicas, por meio de inspeção visual. Nenhuma trinca era esperada na porção circular central, uma vez que tal região é submetida a tensões compressivas (Yuan; Chai; Kou, 2016). O ensaio por líquido penetrante se mostrou necessário devido à possibilidade de que trincas pequenas ao longo da borda externa não sejam visualizadas por inspeção visual (Huang; Kou, 2004).

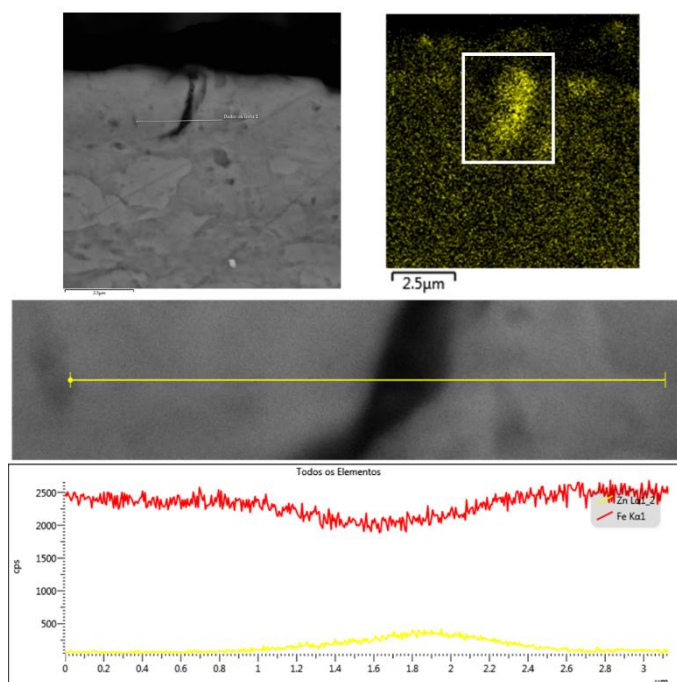
Todavia, não foram visualizadas trincas nas diferentes regiões da junta soldada. Meyerderks *et al.* (2021) avaliaram a LME em juntas soldadas de aços TRIP e indicaram, por

meio do ensaio de líquido penetrante, que as fissuras na superfície foram perpendiculares à direção da carga de tração externa e à direção da soldagem. Por outro lado, Bhattacharya *et al.* (2021a) identificaram trincamento típico de LME em aço Dual-Phase submetido a ensaios de ductilidade a quente – *hot ductility test* (a partir de 600 °C). A não ocorrência de trincamento indica baixa ou nenhuma suscetibilidade do aço DP 600 GI soldado pelo processo GMAW, ainda que com elevado nível de restrição.

Além da perspectiva macroscópica, compreender a suscetibilidade à LME requer uma análise experimental mais detalhada, investigando possíveis trincas também em uma perspectiva microscópica. Neste sentido, a fragilização por metal líquido ocorre em decorrência da nucleação de trincas, que se propagam de maneira intergranular com a penetração de Zn líquido ao longo das interfaces dos contornos de grão do aço (Bhattacharya *et al.*, 2021b; Razmpoosh *et al.*, 2018). Posto isto, as amostras foram seccionadas e avaliadas quando à formação de trincas ao longo da espessura; isto é, na seção transversal.

Observações por MEV-FEG não identificaram trincamento ao longo da espessura. Ainda que a Figura 54 apresente uma descontinuidade na ZTA-SC da condição de validação 2 ($v = 90$ cm/min; WFS = 6,0 m/min; $U = 25$ V) – em região na qual a análise de EDS indicou um aumento do teor de zinco – em virtude da pequena dimensão da descontinuidade, esta não pode ser considerada uma indicação relevante de suscetibilidade à LME.

Figura 54 – Descontinuidade presente na ZTA-SC



Fonte: O Autor (2024).

Neste sentido, a LME é um fenômeno dependente, dentre outros fatores, da temperatura, do estado de tensões e do tempo de contato entre o metal sólido e o metal líquido (DiGiovanni *et al.*, 2021b). É esperado que, em juntas soldadas, o aparecimento de trincas ocorra na ZTA, principalmente em regiões aquecidas a temperaturas entre 700 °C e 900 °C (Beal *et al.*, 2012a), haja vista que acima desta faixa de temperaturas há o esgotamento do zinco (devido à vaporização), enquanto em temperaturas inferiores (entre 420 °C e 700°C), ainda que haja zinco líquido disponível, a difusão é menos favorecida (Pant *et al.*, 2023).

Na soldagem GMAW, devido à elevada taxa de resfriamento (particularmente aumentada pela otimização dos parâmetros de soldagem visando redução da energia de soldagem), o tempo de permanência na referida faixa de temperatura provavelmente foi consideravelmente pequeno. Assim, ainda que tenha havido o aparecimento de descontinuidades, não houve tempo de permanência em elevadas temperaturas e tensão suficientes para que os processos de difusão dos átomos de metal líquido permitissem a propagação da trinca (Ghatei Kalashami *et al.*, 2020).

Além disso, o contato entre o DP 600 e o zinco líquido pode ter sido suprimido em virtude do papel da camada interfacial de alumínio, evidenciada na caracterização do revestimento e metal de base (Razmpoosh *et al.*, 2021; Scheiber *et al.*, 2020). He *et al.* (2019) soldaram amostras com e sem a presença de uma camada intermediária de alumínio na interface do revestimento com metal de base e mostraram que uma camada formada durante o processo de soldagem impediu o contato do Zn líquido com o substrato de aço durante o processo de soldagem, eliminando, assim, as trincas decorrentes da LME.

Outro fator impeditivo para a nucleação e propagação de trincas pode ter sido a microestrutura refinada do metal de base DP 600. No processo de fabricação da chapa, a microestrutura do referido aço é gerada por meio de recozimento intercrítico. Provavelmente, os grãos de austenita formados na etapa de aquecimento possuíam granulometria muito fina e, devido à matriz ferrítica, apresentaram pequena quantidade de contornos do tipo austenita/austenita. Nesta conjuntura, a pequena quantidade de contornos anteriores de austenita na microestrutura DP – e a granulometria fina da ferrita e das ilhas de martensita – pode aumentar a resistência à LME ao mitigar o surgimento de um caminho favorável à propagação da trinca (Bhattacharya *et al.*, 2021a).

Adicionalmente, estudos anteriores utilizando ensaios de ductilidade a quente indicaram que as interfaces ferrita/ferrita, ferrita/martensita e martensita/martensita não são completamente imunes à LME na presença de zinco (Ghatei-Kalashami *et al.*, 2021; Gong *et al.*, 2021; Pant *et al.*, 2023). Todavia, na soldagem de aço DP 600 GI pelo processo GMAW as

condições para trincamento não são atendidas; ainda que haja a presença de zinco em descontinuidades formadas, não há quantidade suficiente para que haja a fragilização. Posto isto, na soldagem das chapas pelo processo GMAW com parâmetros otimizados, o aço DP 600 GI não apresentou suscetibilidade à fragilização por metal líquido.

5 CONCLUSÕES

O presente estudo permitiu compreender a soldabilidade de chapas finas galvanizadas de aço DP 600 em termos dos parâmetros de soldagem combinados, como tensão, velocidade de soldagem e velocidade de alimentação do arame.

Para a faixa de parâmetros estudada, a tensão se mostrou menos influente, enquanto a velocidade de soldagem e a velocidade de alimentação do arame foram fortemente interferentes nas respostas energia de soldagem, extensão de zona termicamente afetada (ZTA), dureza próxima da interface entre a ZTA e a zona fundida (ZF) e massa adicionada. As respostas analisadas têm um grande impacto em características geométricas do cordão (ocorrência de perfuração ou falta de penetração) e fenômenos metalúrgicos, como a formação da martensita na ZTA de grãos grosseiros, o revenimento da martensita na ZTA subcrítica, o crescimento do tamanho médio de grão, bem como a suscetibilidade de fissuração assistida pelo ambiente – como fragilização por metal líquido (LME) e a fragilização por hidrogênio.

Foram obtidos parâmetros otimizados e avaliada a suscetibilidade à LME, ainda que com elevado nível de restrição. A LME não foi observada em nenhuma das três condições analisadas, mostrando a alta capacidade do material em resistir à LME, mesmo presentes condições que favorecessem a sua ocorrência.

A microestrutura das chapas recebidas apresentou ilhas de martensita (com fração volumétrica igual a $15,62\% \pm 5,61$) dispersas em uma matriz ferrítica. Além disso, o resfriamento acelerado durante o processo de fabricação das chapas proporcionou a presença de uma pequena fração de austenita retida. As juntas soldadas apresentaram um alto pico de dureza (até $320 \text{ HV}_{0,2}$) próximo da interface ZTA/ZF, devido à formação de martensita em ripas (LM) na ZTA de grãos grosseiros; adicionalmente, observou-se queda de dureza na região subcrítica da ZTA, devido ao revenimento da martensita original.

O revestimento de zinco possui espessura média igual a $7 \pm 1 \mu\text{m}$. As chapas apresentam uma camada rica em alumínio (camada de inibição) na interface entre o MB e o revestimento de zinco. Esta camada inibiu a formação de compostos intermetálicos Fe-Zn, ao mitigar a interação entre o ferro do metal de base e o zinco durante a galvanização a quente, evitando a difusão próximo da interface.

O R^2 ajustado dos modelos obtidos para as respostas energia de soldagem, dureza próxima da interface ZTA/ZF, extensão da ZTA e massa adicionada foram, respectivamente, 93,11%, 87,30%, 95,59% e 96,04%, indicando alto fator de correlação. Além disso, as respostas das três condições de validação situaram-se dentro do intervalo de predição referente a 95% de

nível de confiança. Estes resultados evidenciam que o modelo proposto possui excelente capacidade preditiva.

Não existe efeito combinado entre os parâmetros que modifique as respostas energia de soldagem, extensão de ZTA e dureza próximo da interface ZTA/ZF. No entanto, a resposta massa adicionada apresentou interação de segunda ordem para o fator velocidade de soldagem. Isto se dá porque valores mais baixos de velocidade de soldagem tendem a proporcionar maior massa adicionada; no entanto, ao aumentar demasiadamente a energia de soldagem, podem causar perfuração das chapas, o que demonstra uma relação não linear.

Não houve significativa formação de poros na condição de menor energia de soldagem (0,15 kJ/mm), pois a solidificação mais rápida não permitiu tempo suficiente para a formação dos poros. A condição de maior energia de soldagem (0,31 kJ/mm) apresentou porosidades devido ao aprisionamento de gases, normalmente vapor de zinco, uma vez que a solidificação mais lenta ofereceu tempo para que as bolhas crescessem; mas a temperatura não foi alta o suficiente para atrasar a solidificação de forma que os gases escapassem.

REFERÊNCIAS

- AHSAN, M. R. U. *et al.* Porosity formation mechanisms in cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding (GMAW) of zinc coated steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 21, n. 3, p. 209–215, 2016.
- AHSAN, M. R. U. *et al.* Mechanisms of weld pool flow and slag formation location in cold metal transfer (CMT) gas metal arc welding (GMAW). **Welding in the World**, v. 61, n. 6, p. 1275–1285, 1 nov. 2017.
- AIT-AMIR, B.; POUGNET, P.; EL HAMI, A. Meta-Model Development. Em: **Embedded Mechatronic Systems 2**. ISTE Press - Elsevier, 2015. p. 151–179.
- AMARAL, F. F. *et al.* Application of the response surface methodology for optimization of the resistance spot welding process in AISI 1006 galvanized steel. **Soldagem e Inspecao**, v. 23, n. 2, p. 129–142, 1 abr. 2018.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E3 - 11. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. **Annual Book of ASTM Standards**, 2017.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E384. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. **Annual Book of ASTM Standards**, 2017.
- AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS - ASME. **Boiler and Pressure Vessel Code, Section V**. New York, 2013.
- AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS D1.3/D1.3M Structural Welding Code - Sheet Steel**. Danvers: AWS, 2018.
- ANTONINI, J. M. Health Effects Associated with Welding. Em: **Comprehensive Materials Processing**. Elsevier Ltd, 2014. v. 8p. 49–70.
- ANTONY, J. **Design of Experiments for Engineers and Scientists**. Third Edition ed. Amsterdã: Elsevier, 2023.
- ANTUNES, W. D.; DE LIMA, M. S. F. Experimental development of dual phase steel laser-arc hybrid welding and its comparison to laser and gas metal arc welding. **Soldagem e Inspeção**, v. 21, n. 3, p. 379–386, 2016.
- APARECIDO, L. F. B. *et al.* **Efeito Do Nb Na Temperatura De Têmpera Em Aços Tratados Por Têmpera E Partição**. 73º CONGRESSO ANUAL DA ABM. *Anais...* São Paulo: ABM - Internacional, 2018.
- ARAUJO, S. D. **Avaliação da influência das condições de superenvelhecimento na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço bifásico produzido por recozimento contínuo**. Belo Horizonte: Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas, Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte, p. 81. 2013.

ASHIRI, R. *et al.* Supercritical area and critical nugget diameter for liquid metal embrittlement of Zn-coated twinning induced plasticity steels. **Scripta Materialia**, v. 109, p. 6–10, 2015.

A/SP JOINING TECHNOLOGIES. **Advanced High Strength Steel (AHSS) Weld Performance Study for Autobody Structural Components**. Southfield, Michigan.

BALTAZAR HERNANDEZ, V. H.; NAYAK, S. S.; ZHOU, Y. Tempering of martensite in dual-phase steels and its effects on softening behavior. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 42, n. 10, p. 3115–3129, out. 2011.

BARRENTINE, L. B. **An Introduction to Design of Experiments: A Simplified Approach**. Milwaukee, Wisconsin: Quality Press, 1999.

BARTOŠ, M. *et al.* **An overview of robot applications in automotive industry**. Transportation Research Procedia. **Anais...Elsevier B.V.**, 2021.

BAUER, K. D. *et al.* A first principles investigation of zinc induced embrittlement at grain boundaries in bcc iron. **Acta Materialia**, v. 90, p. 69–76, 2015.

BEAL, C. *et al.* Embrittlement of a zinc coated high manganese TWIP steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 543, p. 76–83, 2012a.

BÉAL, C. **Mechanical behaviour of a new automotive high manganese TWIP steel in the presence of liquid zinc**. L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2012.

BEAL, C. *et al.* Liquid zinc embrittlement of twinning-induced plasticity steel. **Scripta Materialia**, v. 66, n. 12, p. 1030–1033, 2012b.

BELLHOUSE, E. M.; MCDERMID, J. R. Analysis of the Fe-Zn interface of galvanized high Al-low Si TRIP steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 491, n. 1–2, p. 39–46, 15 set. 2008.

BELLHOUSE, E. M.; MCDERMID, J. R. Selective oxidation and reactive wetting of 1.0 Pct Si-0.5 Pct Al and 1.5 Pct Si TRIP-assisted steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 41, n. 6, p. 1539–1553, jun. 2010.

BERNASOVSKÝ, P. Case studies of steel and their welded joint failures caused by LME. **Materials Science Forum**, v. 782, p. 172–176, 2014.

BHATTACHARYA, D. *et al.* Influence of the starting microstructure of an advanced high strength steel on the characteristics of Zn-Assisted liquid metal embrittlement. **Materials Science and Engineering A**, v. 804, n. July 2020, p. 140391, 2021a.

BHATTACHARYA, D. *et al.* Liquid metal embrittlement susceptibility of two Zn-Coated advanced high strength steels of similar strengths. **Materials Science and Engineering A**, v. 823, n. June, p. 141569, 2021b.

BÖLLINGHAUS, T. *et al.* **Hot Cracking Phenomena in Welds II**. 1. ed. Berlin, Heidelberg: Springer, 2008.

BORGES, H. O. **Desenvolvimento de Dual Phase Steel a Partir da Composição Química de Aços Microligados**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Rio Grande – FURG. Rio Grande, p. 66. 2020.

BOX, G. E. P.; BEHNKEN, D. W. Some New Three Level Designs for the Study of Quantitative Variables. **Technometrics**, v. 2, n. 4, p. 455–475, 1960.

BURNS, T. J. **Weldability of a Dual-Phase Sheet Steel by the Gas Metal Arc Welding Process**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), University of Waterloo. Waterloo, p. 260. 2009.

CHATTERJEE, D. Behind the Development of Advanced High Strength Steel (AHSS) Including Stainless Steel for Automotive and Structural Applications -An Overview. **Materials Science and Metallurgy Engineering**, v. 4, n. 1, p. 1–15, 2017.

CHEN, C. *et al.* Elimination of liquid metal embrittlement cracks during arc cladding of tin bronze on steel sheet. **Materials Letters**, v. 269, p. 127646, 2020.

CHO, S.-M.; KIM, K.-J.; LEE, B.-W. The Waveform Control and Blowhole Generation in the Wave Pulse MIG Welding for Galvanized Steel Sheets. **Journal of Welding and Joining**, v. 23, n. 1, p. 69–76, 1 fev. 2005.

COSTA, F. DE S.; OLIVEIRA, F. DE C.; BARBOSA, R. Enhancement of the stretch-flangeability of a cold-rolled dual phase steel intercritically annealed. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 29, p. 691–702, 1 mar. 2024.

CULLITY, B. D. **Elements of x-ray diffraction**. Second Edition ed. Addison-Wesley Publishing Company, Inc, 1978.

DA SILVA, E. F. *et al.* **Power quality analysis of gas metal ARC welding process operating under different drop transfer modes**. COBEP 2011 - 11th Brazilian Power Electronics Conference. **Anais...**2011.

DAVIM, J. PAULO.; GUPTA, KAPIL. Advanced welding and deforming. Em: **Handbooks in Advanced Manufacturing**. Elsevier, 2021.

DELPUPPO, M. N. *et al.* Relationship between the Electrogalvanized Stages and the Income of Hydrogen in a Low Carbon Wire Steel. **Procedia Materials Science**, v. 9, p. 171–176, 2015.

DEMERI, M. Y. **Advanced High-Strength Steels: Science, Technology, and Applications**. Russell Township, Ohio: ASM International, 2013.

DIGIOVANNI, C. *et al.* Liquid metal embrittlement transport mechanism in the Fe/Zn system: Stress-assisted diffusion. **Materialia**, v. 18, n. June, p. 101153, 2021a.

DIGIOVANNI, C. *et al.* Occurrence of sub-critical heat affected zone liquid metal embrittlement in joining of advanced high strength steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 288, n. June 2020, p. 116917, 2021b.

FERNANDES, P. J. L.; JONES, D. R. H. The effects of microstructure on crack initiation in liquid-metal environments. **Engineering Failure Analysis**, v. 4, n. 3, p. 195–204, 1997.

FERREIRA, S. L. C. *et al.* **Box-Behnken design: An alternative for the optimization of analytical methods.** *Analytica Chimica Acta*, 10 ago. 2007.

FILGUEIRA DE ALMEIDA, A. *et al.* Establishing relationships between bath composition and the properties of amorphous Ni–Mo alloys obtained by electrodeposition. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 888, 25 dez. 2021.

FINDER, J. **Killer instinct.** 1st. ed. New York, N.Y.: St. Martin's Press-3PL, 2006.

FONSTEIN, N. Evolution of advanced high strength steels (AHSS) for automotive industry. **Technical contribution to the 50th Rolling Seminar – Processes, Rolled and Coated Products**, v. November, n. 18th to 21st, 2013.

FREITAS, F. H. C. DE. **Estudo da influência dos parâmetros de solda a laser em juntas sobrepostas dos aços DP980 e TRIP780 com a utilização de ferramentas estatísticas.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, p. 91. 2022.

FROES, F. H. Advanced metals for aerospace and automotive use. **Materials Science and Engineering A**, v. 184, n. 2, p. 119–133, 1994.

GHATEI KALASHAMI, A. *et al.* The effect of silicon content on liquid-metal-embrittlement susceptibility in resistance spot welding of galvanized dual-phase steel. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 57, n. June, p. 370–379, 2020.

GHATEI-KALASHAMI, A. *et al.* Occurrence of liquid-metal-embrittlement in a fully ferritic microstructure. **Materialia**, v. 15, n. February, p. 101036, 2021.

GHATEI-KALASHAMI, A. *et al.* Investigating zinc-assisted liquid metal embrittlement in ferritic and austenitic steels: Correlation between crack susceptibility and failure mechanism. **Materials Characterization**, v. 195, 1 jan. 2023.

GIORGI, M.-L.; GUILLOT, J.-B.; NICOLLE, R. Theoretical model of the interfacial reactions between solid iron and liquid zinc-aluminium alloy. **Journal of Materials Science**, v. 40, p. 2263–2268, 2005.

GLICKMAN, E. E. Grain Boundary Grooving Accelerated by Local Plasticity as a Possible Mechanism of Liquid Metal Embrittlement. **INTERFACE SCIENCE**, v. 11, p. 451–459, 2003.

GLICKMAN, E. E. **Dissolution condensation mechanism of stress corrosion cracking in liquid metals: Driving force and crack kinetics.** Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. **Anais...** fev. 2011.

GONG, X. *et al.* Liquid metal embrittlement of a dual-phase Al_{0.7}CoCrFeNi high-entropy alloy exposed to oxygen-saturated lead-bismuth eutectic. **Scripta Materialia**, v. 194, p. 113652, 2021.

GORDON, P.; AN, H. H. The Mechanisms of Crack Initiation and Crack Propagation in Metal-Induced Embrittlement of Metals. **Metallurgical Transactions A**, v. 13A, p. 457–472, mar. 1982.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. **Corte & Conformação de Metais**, n. 12, p. 26–56, 2008.

GUZONAS, D. *et al.* Environmentally assisted cracking. **Materials and Water Chemistry for Supercritical Water-cooled Reactors**, p. 219–256, 2018.

HALL, J. N.; FEKETE, J. R. **Steels for auto bodies: A general overview**. Elsevier Ltd, 2017.

HAN, S. W. *et al.* GMA process development for pore-free zinc-coated steel sheet welding in automotive industry. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, 2023.

HANCOCK, P. C.; IVES, M. B. The role of plastic deformation liquid metal embrittlement. **Canadian Metallurgical Quarterly**, v. 10, n. 3, p. 207–211, 1 jan. 1971.

HE, L. *et al.* Suppression of liquid metal embrittlement in resistance spot welding of TRIP steel. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 24, n. 6, p. 579–586, 2019.

HOBART INSTITUTE OF WELDING TECHNOLOGY. **Pocket welding guide: a guide to better welding**. 30th Edition Revised ed. Troy: Hobart Institute of Welding Technology, 2010.

HORVATH, C. D. **Advanced steels for lightweight automotive structures**. LTD, 2021.

HRON, J.; MACÁK, T. Application of design of experiments to welding process of food packaging. **Acta Universitatis Agriculturae et Silviculturae Mendelianae Brunensis**, v. 61, n. 4, p. 909–915, 2013.

HU, B. *et al.* Recent progress in medium-Mn steels made with new designing strategies, a review. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 33, n. 12, p. 1457–1464, 2017.

HUANG, C.; KOU, S. Liquation Cracking in Full-Penetration Al-Cu Welds. **Welding Research**, p. 50–58, fev. 2004.

HUGHES, S. E. Welding Processes. Em: **A Quick Guide to Welding and Weld Inspection**. Oxford: Woodhead Publishing Limited, 2009. p. 49–66.

ISENSTADT, A.; GERMAN, J. Lightweighting technology development and trends in U.S. passenger vehicles. **Icct - The International Council on Clean Transportation**, v. 2015-April, 2016.

IVANISKI, T. M. **Caracterização de Chapas de Alta Resistência em Aço DP600 e Hardox450® Visando a Aplicação Como Máscaras Utilizadas em Matrizes De Forjamento a Quente**. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, p. 100. 2017.

JANKOVIC, A.; CHAUDHARY, G.; GOIA, F. Designing the design of experiments (DOE) – An investigation on the influence of different factorial designs on the characterization of complex systems. **Energy and Buildings**, v. 250, 1 nov. 2021.

JOAQUIN, A. *et al.* Gas metal arc welding of coated advanced high strength steel (AHSS) - Developments for improved weld quality. **SAE Technical Papers**, v. 2007, n. 724, 2007.

JOHN, M. *et al.* **A study on HAZ behaviour in 800 MPa cold rolled and hot rolled steel weld**. Materials Today: Proceedings. **Anais...Elsevier Ltd**, 2021.

JOSEPH, B.; PICAT, M.; BARBIER, F. Liquid metal embrittlement: A state-of-the-art appraisal. **EPJ Applied Physics**, v. 5, n. 1, p. 19–31, 1999.

KAH, P. Gas metal arc welding. **Advancements in Intelligent Gas Metal Arc Welding Systems**, p. 1–103, 1 jan. 2021.

KAM, D. H. *et al.* Weld quality improvement and porosity reduction mechanism of zinc coated steel using tandem gas metal arc welding (GMAW). **Journal of Materials Processing Technology**, v. 294, n. June 2020, p. 117127, 2021.

KAPUSTKA, N. *et al.* Effect of GMAW process and material conditions on DP 780 and TRIP 780 welds. **Welding Journal (Miami, Fla)**, v. 87, n. 6, p. 135–148, 2008.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J. **Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 6.0**.

KHAN, M. I.; KUNTZ, M. L.; ZHOU, Y. Effects of weld microstructure on static and impact performance of resistance spot welded joints in advanced high strength steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 13, n. 3, p. 294–304, maio 2008.

KHONDKER, R.; MERTENS, A.; MCDERMID, J. R. Effect of annealing atmosphere on the galvanizing behavior of a dual-phase steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 463, n. 1–2, p. 157–165, 15 ago. 2007.

KIM, M. S. *et al.* Galvanizability of advanced high-strength steels 1180TRIP and 1180CP. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 40, n. 8, p. 1903–1910, 2009.

KIRALJ, R.; FERREIRA, M. M. C. Basic Validation Procedures for Regression Models in QSAR and QSPR Studies: Theory and Application. **J. Braz. Chem. Soc**, v. 20, n. 4, p. 770–787, 2009.

KOU, S. Solidification and liquation cracking issues in welding. **JOM**, v. 55, n. 6, p. 37–42, 2003.

KRIZAN, D.; STEINER, K.; STAHL, V. Development of Third Generation Advanced High Strength Steels. **19th International Scientific Conference Transfer 2018**, n. December, p. 15, 2018.

KUMAR, A. *et al.* **Product performance optimization in an automotive manufacturing plant using shainin DOE tools: A case study**. Materials Today: Proceedings. **Anais...**Elsevier Ltd, 2021.

LARKIN, N. *et al.* Automated Programming for Robotic Welding. Em: **Transactions on Intelligent Welding Manufacturing**. Springer, 2018. p. 48–59.

LEE, H. *et al.* Novel medium-Mn (austenite + martensite) duplex hot-rolled steel achieving 1.6 GPa strength with 20 % ductility by Mn-segregation-induced TRIP mechanism. **Acta Materialia**, v. 147, p. 247–260, 2018.

LIMA, D. E.; GUESSER, G.; MASIERO, W. L.; Influência do bismuto, níquel, estanho e alumínio na espessura da camada dos revestimentos galvanizados. **Revista Matéria**, v. 12, n. 4, p. 549–567, 2007.

LING, Z. *et al.* Liquid Metal Embrittlement Cracking During Resistance Spot Welding of Galvanized Q&P980 Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 50, n. 11, p. 5128–5142, 2019.

LING, Z.; WANG, M.; KONG, L. Liquid Metal Embrittlement of Galvanized Steels During Industrial Processing: A Review. Em: **Transactions on Intelligent Welding Manufacturing**. v. 1p. 25–42.

LIPIÄINEN, K. *et al.* Fatigue strength of hot-dip galvanized S960 cut edges and longitudinal welds. **Journal of Constructional Steel Research**, v. 189, n. December 2021, 2022.

LIPPOLD, J. C. **Welding Metallurgy and Weldability**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2015.

LIU, H. *et al.* Characterization of hot-dip galvanized coating on dual phase steels. **Surface and Coatings Technology**, v. 205, n. 11, p. 3535–3539, 2011.

LIU, H.; HE, Y.; LI, L. Application of thermodynamics and Wagner model on two problems in continuous hot-dip galvanizing. **Applied Surface Science**, v. 256, n. 5, p. 1399–1403, 15 dez. 2009.

LIU, W. *et al.* Virtual laboratory enabled constitutive modelling of dual phase steels. **International Journal of Plasticity**, v. 175, 1 abr. 2024.

LYNCH, S. P. Environmentally assisted cracking: Overview of evidence for an adsorption-induced localised-slip process. **Acta Metallurgica**, v. 36, n. 10, p. 2639–2661, 1988.

MANDAL, G. K.; BALASUBRAMANIAM, R.; MEHROTRA, S. P. Theoretical investigation of the interfacial reactions during hot-dip galvanizing of steel. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 40, n. 3, p. 637–645, 2009.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem Fundamentos e Tecnologia**. 3ª edição ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2011.

MATHEWS, P. G. **Design of Experiments with MINITAB**. Milwaukee, Wisconsin: Quality Press, 2004.

MATSUSHITA, M.; TANIGUCHI, K.; OI, K. Development of next generation resistance spot welding technologies contributing to auto body weight reduction. **JFE Technical Report**, v. 18, n. 18, p. 111–117, 2013.

MEYERDIERKS, M. *et al.* Determination of LME sensitivity of zinc-coated steels based on the programmable deformation cracking test. **Welding in the World**, v. 65, n. 12, p. 2295–2308, 2021.

MIDAWI, A. R. H.; KISTAMPALLY, S.; BIRO, E. Effect of Coating and Welding Wire Composition on AHSS GMA Welds. **Welding Journal**, v. 100, n. 12, p. 396S-409S, 2021.

MIDAWI, A. R. H.; SANTOS, E. B. F. DOS. Cold Wire GMAW for Automotive Applications. n. August 2018, 2017.

MONTGOMERY, D. C. **Design and analysis of experiments**. Eighth edition ed. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc., 2013.

MOS, Y. M. *et al.* X-Ray Diffraction of Iron Containing Samples: The Importance of a Suitable Configuration. **Geomicrobiology Journal**, v. 35, n. 6, p. 511–517, 3 jul. 2018.

MURUGAN, S. P. *et al.* Role of liquid Zn and α -Fe(Zn) on liquid metal embrittlement of medium Mn steel: An ex-situ microstructural analysis of galvanized coating during high temperature tensile test. **Surface and Coatings Technology**, v. 398, n. May, p. 126069, 2020.

NAIDU, D. S.; OZCELIK, S.; MOORE, K. L. Gas Metal Arc Modeling: Welding. Em: **Modeling, Sensing and Control of Gas Metal Arc Welding**. Amsterdã: Elsevier, 2003. p. 9–93.

NARAYANAN, B. K. *et al.* Solutions for Welding Zinc Coated Steels. **Lincoln Global, Inc.**, 2016.

NAYAK, S. S.; BALTAZAR HERNANDEZ, V. H.; ZHOU, Y. **Effect of chemistry on nonisothermal tempering and softening of dual-phase steels**. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. **Anais...**nov. 2011.

NELSON, T. W. *et al.* Evaluation of the circular patch test for assessing weld solidification Cracking, part I - Development of a test method. **Welding Journal**, p. 110–119, mar. 1997.

NICHOLAS, M. G.; OLD, C. F. Liquid metal embrittlement. **Journal of Materials Science**, v. 14, n. 1, p. 1–18, 1979.

PALANI, P. K.; MURUGAN, N. Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 172, n. 1, p. 1–10, 20 fev. 2006.

PAŃCIKIEWICZ, K.; TUZ, L.; ZIELIŃSKA-LIPIEC, A. Zinc contamination cracking in stainless steel after welding. **Engineering Failure Analysis**, v. 39, p. 149–154, 2014.

PANDRE, S. *et al.* Flow Stress Behavior, Constitutive Modeling, and Microstructural Characteristics of DP 590 Steel at Elevated Temperatures. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 28, n. 12, p. 7565–7581, 1 dez. 2019.

PANT, P. *et al.* Liquid metal embrittlement susceptibility of zinc-coated martensitic sheet steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 863, 26 jan. 2023.

PERANIO, N.; ROTERS, F.; RAABE, D. **Microstructure evolution during recrystallization in dual-phase steels**. Materials Science Forum. **Anais...Trans Tech Publications Ltd**, 2012.

PEREIRA, A. S.; A BUSCHINELLI, A. J.; KEJELIN, N. Z. Avaliação da Perfuração na Soldagem em Operação pelo Processo MIG/MAG de Dutos de Alta Resistência e Baixa Espessura. **Soldagem & Inspeção**, v. 18, n. 03, p. 235–244, 2013.

PERKA, A. K. *et al.* Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications: Arc and Laser Welding Process, Properties, and Challenges. **Metals**, v. 12, n. 6, 2022.

POPOVICH, V. V. Mechanisms of liquid-metal embrittlement. **Khimicheskaya Mekhanika Matertalov**, v. 15, n. 5, p. 438–445, 1980.

PRASAD, K. S.; RAO, CH. S.; RAO, D. N. Application of Design of Experiments to Plasma Arc Welding Process: A Review. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. XXXIV, p. 75–81, 2012.

RAABE, D. *et al.* Current Challenges and Opportunities in Microstructure-Related Properties of Advanced High-Strength Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 51, n. 11, p. 5517–5586, 2020.

RAMAZANI, A. *et al.* Micro-macro-characterisation and modelling of mechanical properties of gas metal arc welded (GMAW) DP600 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 589, p. 1–14, 2014.

RANA, R.; SINGH, S. B. **Automotive steels - Design, Metallurgy, Processing and Applications**. Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2017.

RANGA, S. *et al.* A Review on Design OF Experiments (DOE). **International Journal of Pharmaceutical and Chemical Sciences**, v. 3, n. 1, p. 216–224, 2014.

RAZMPOOSH, M. H. *et al.* Liquid metal embrittlement in laser lap joining of TWIP and medium-manganese TRIP steel: The role of stress and grain boundaries. **Materials Characterization**, v. 145, n. June, p. 627–633, 2018.

RAZMPOOSH, M. H. *et al.* **Pathway to understand liquid metal embrittlement (LME) in Fe-Zn couple: From fundamentals toward application**. **Progress in Materials Science**. Elsevier Ltd, 1 ago. 2021.

ROSTOKER, W.; MCCAUGHEY, J. M.; MARKUS, H. **Embrittlement by liquid metals**. Nova Iorque: Reinhold Publishing Corporation, 1960.

RUSSO SPENA, P.; ANGELASTRO, A.; CASALINO, G. Hybrid laser arc welding of dissimilar TWIP and DP high strength steel weld. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 39, n. November 2018, p. 233–240, 2019.

SCHEIBER, D. *et al.* The influence of alloying on Zn liquid metal embrittlement in steels. **Acta Materialia**, v. 195, p. 750–760, 2020.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. 2ª edição ed. São Paulo: Artliber Editora, 2014.

SHOME, M.; TUMULURU, M. **Welding and Joining of Advanced High Strength Steels (AHSS)**. Sawston, Cambridge: Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies, 2015.

SHREYAS, P.; PANDA, B.; VISHWANATHA, A. D. Characteristics of stainless steel-galvanized steel joint: Effect of stainless steel composition and welding parameters. **Materials Today: Proceedings**, v. 19, n. xxxx, p. 468–473, 2019.

SINGH, R. Welding and Joining Processes. Em: **Applied Welding Engineering**. Third Edition ed. Oxford: Butterworth-Heinemann Elsevier, 2020. p. 157–186.

SO, W. J.; KANG, M. J.; KIM, D. C. Weldability of pulse GMAW joints of 780 MPa dual-phase steel. **Archives of Materials Science and Engineering**, v. 41, n. 1, p. 53–60, 2010.

STOLOFF, N. S.; JOHNSTON, T. L. Crack propagation in a liquid metal environment. **Acta Metallurgica**, v. 11, p. 251–256, 1963.

STREET, J. A. How Pulsing is of Benefit. Em: STREET, J. A. (Ed.). **Pulsed Arc Welding**. Woodhead Publishing, 1990. p. 10–45.

SVOBODA, H.; LORUSSO, H. N.; BURGUEÑO, A. Soldadura de aceros dual phase en chapa fina: GMAW, PAW y RSW. **Soldagem e Inspecao**, v. 16, n. 2, p. 165–176, 2011.

TAMARELLI, C. M. AHSS 101: the evolving use of advanced high-strength steel for automotive applications. **Steel Market Development Institute**, p. 42, 2011.

TASAN, C. C. *et al.* An Overview of Dual-Phase Steels: Advances in Microstructure-Oriented Processing and Micromechanically Guided Design. **Annual Review of Materials Research**, v. 45, p. 391–431, 2015.

TEWARI, S. P.; GUPTA, A.; PRAKASH, J. Effect of Welding Parameters on the Weldability of Material. / **International Journal of Engineering Science and Technology**, v. 2, n. 4, p. 512–516, 2010.

VOURLIAS, G. Application of X-rays diffraction for identifying thin oxide surface layers on zinc coatings. **Coatings**, v. 10, n. 10, p. 1–14, 1 out. 2020.

WALUNJ, M. G. *et al.* Role of dew points and Fe pre-coats on the galvanizing and galvannealing of dual phase steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 422, 25 set. 2021.

WELDCLASS ACADEMY. **What is a Pulse MIG? A how & why guide to Pulse MIG welding**. Disponível em: <<https://www.weldclass.com.au/blog/94-what-is-a-pulse-mig-a-how-why-guide-to-pulse-mig-welding>>. Acesso em: 31 ago. 2023.

WESTWOOD, A. R. C.; KAMDAR, M. H. Concerning liquid metal embrittlement, particularly of zinc monocrystals by mercury. **Philosophical Magazine**, v. 8, n. 89, p. 787–804, 1963.

WORLDAUTOSTEEL. **Advanced High-Strength Steel (AHSS) Definitions**. Disponível em: <<https://www.worldautosteel.org/steel-basics/automotive-advanced-high-strength-steel-ahss-definitions/>>. Acesso em: 15 fev. 2023a.

WORLDAUTOSTEEL. **A New Global Formability Diagram - AHSS Guidelines**. Disponível em: <<https://ahssinsights.org/blog/a-new-global-formability-diagram/>>. Acesso em: 15 fev. 2023b.

XIONG, Z. P. *et al.* Microstructures and mechanical properties of dual phase steel produced by laboratory simulated strip casting. **Materials and Design**, v. 88, p. 537–549, 25 dez. 2015.

YUAN, T.; CHAI, X.; KOU, S. **Effect of filler wires on cracking along edges of magnesium welds**. Magnesium Technology. **Anais...Minerals, Metals and Materials Society**, 2016.

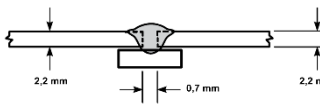
ZHANG, J. *et al.* Achieving heterogeneous TWIP/TRIP steel with 1GPa strength and 72% ductility by introducing austenite + martensite lamella structure. **Materials Characterization**, v. 197, n. January, p. 112709, 2023a.

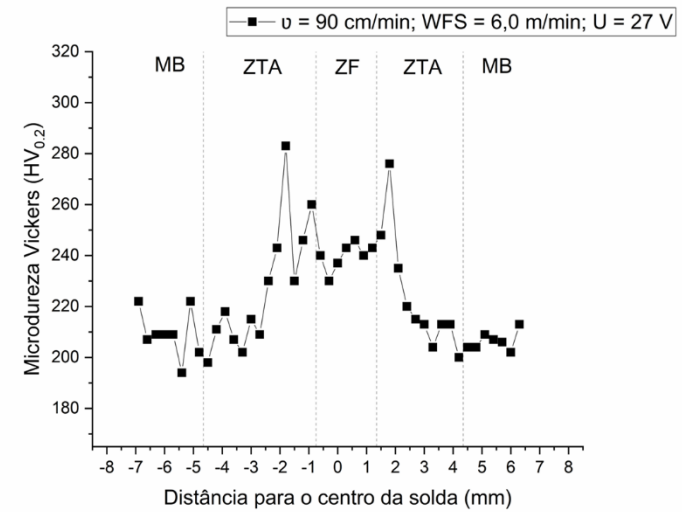
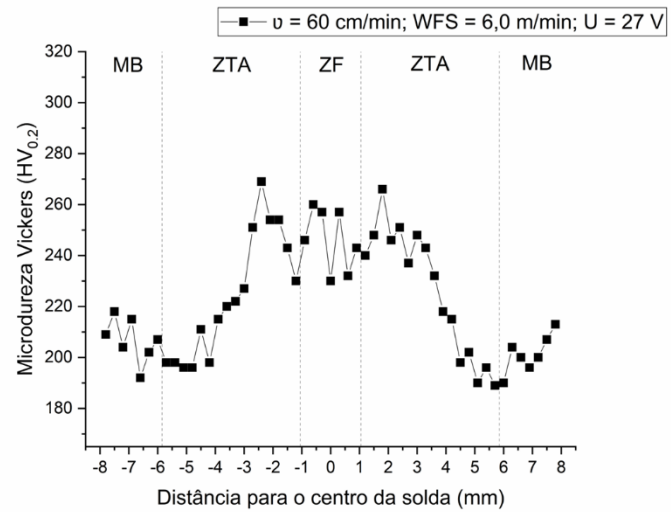
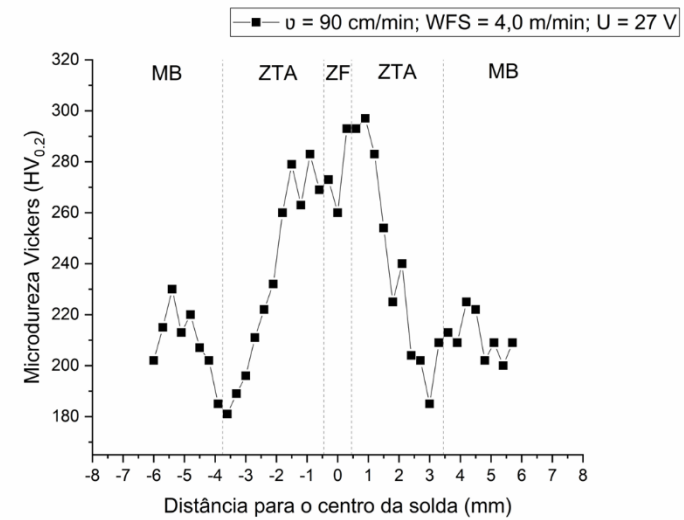
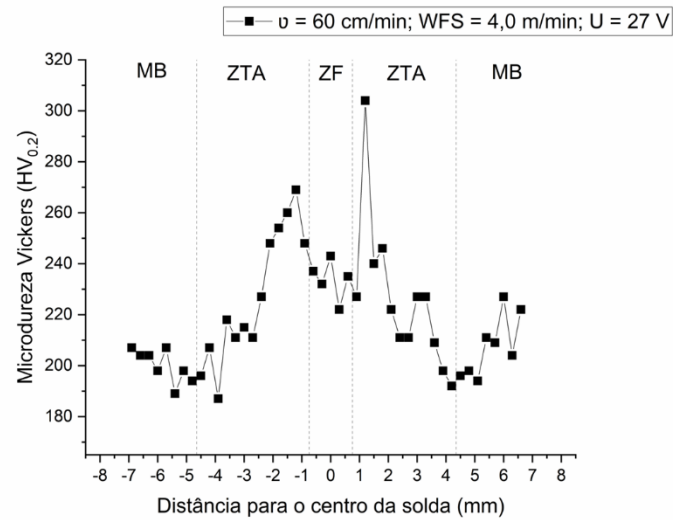
ZHANG, S. *et al.* Diffusion and reaction mechanism in initial stage of Zn–Al–Mg hot-dip coating: molecular dynamics simulation. **Journal of Materials Science**, 30 jan. 2023b.

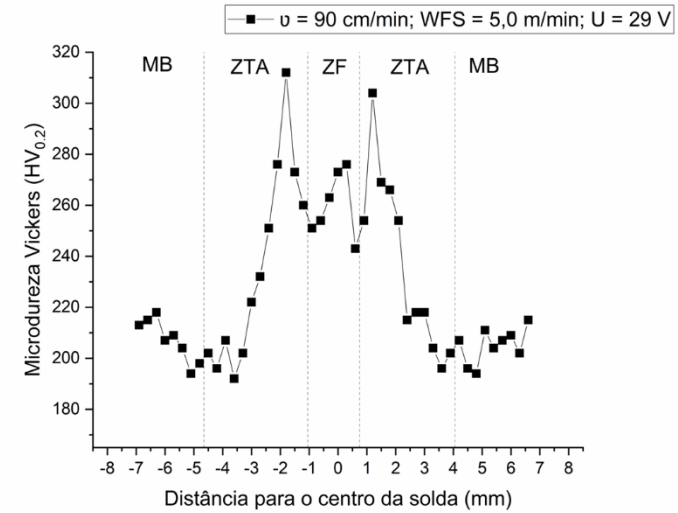
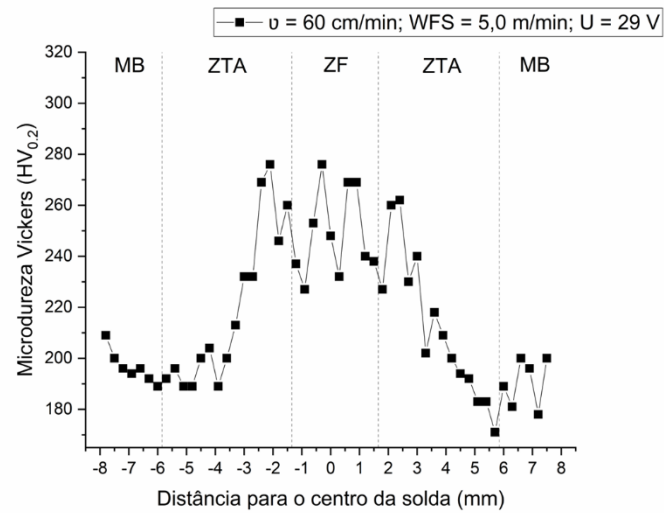
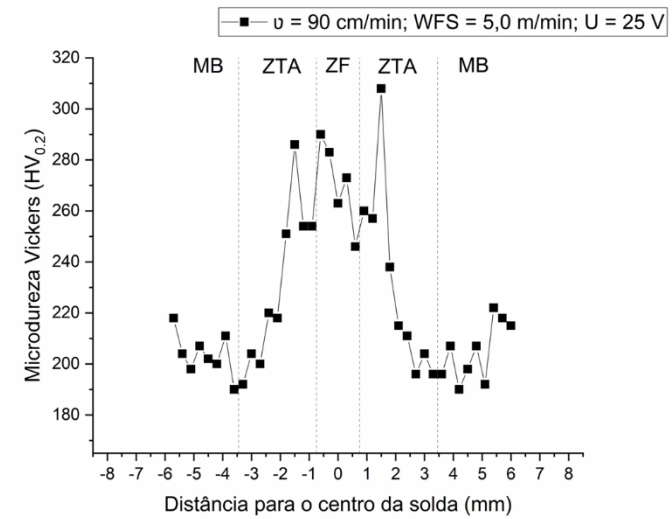
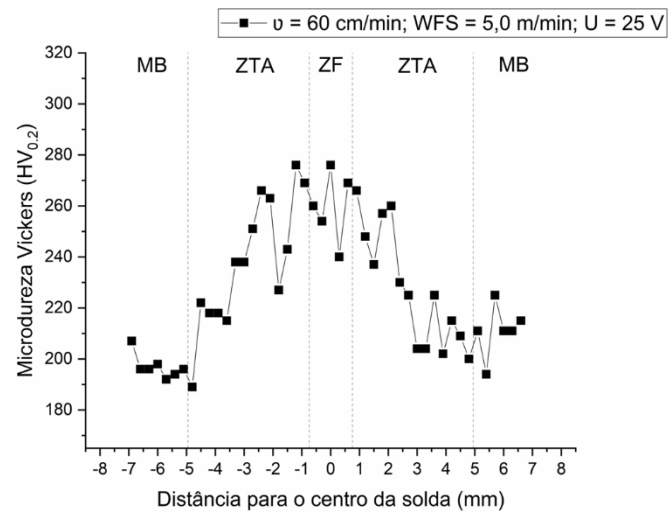
ZHANG, Y. *et al.* Effect of welding peak temperature on microstructure and impact toughness of heat-affected zone of q690 high strength bridge steel. **Materials**, v. 14, n. 11, 1 jun. 2021.

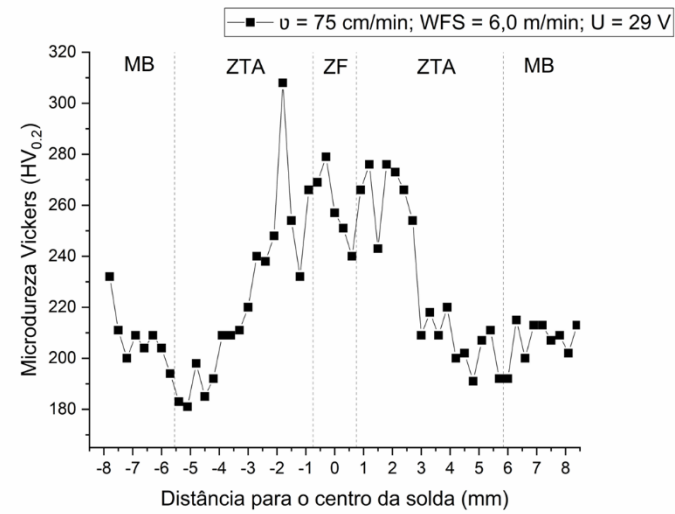
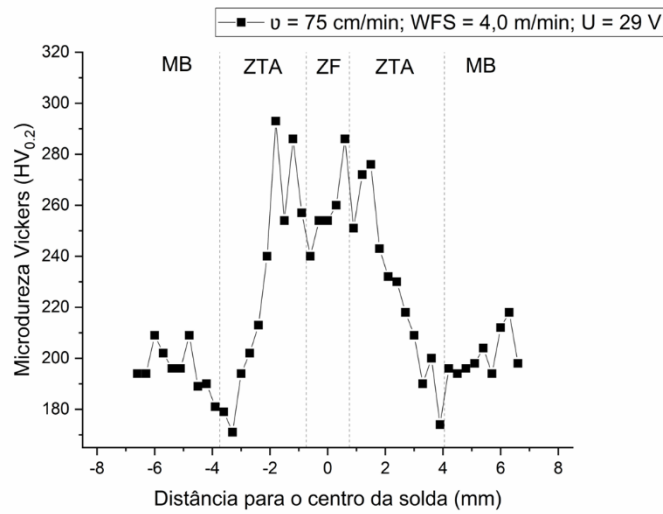
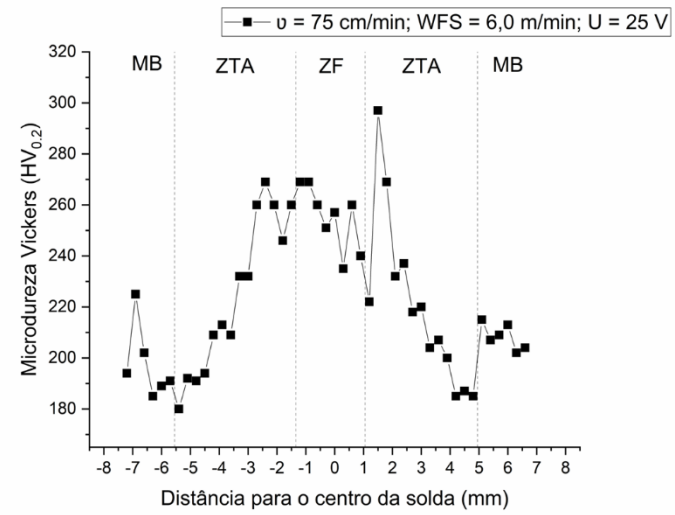
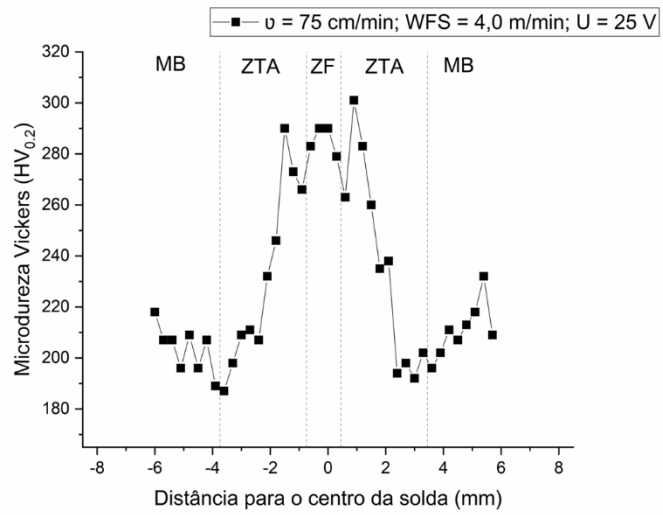
ZHU, Y. *et al.* Formation mechanism of liquid metal embrittlement in laser lap welding of zinc-coated GEN3 steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 800, n. August 2020, p. 140229, 2021.

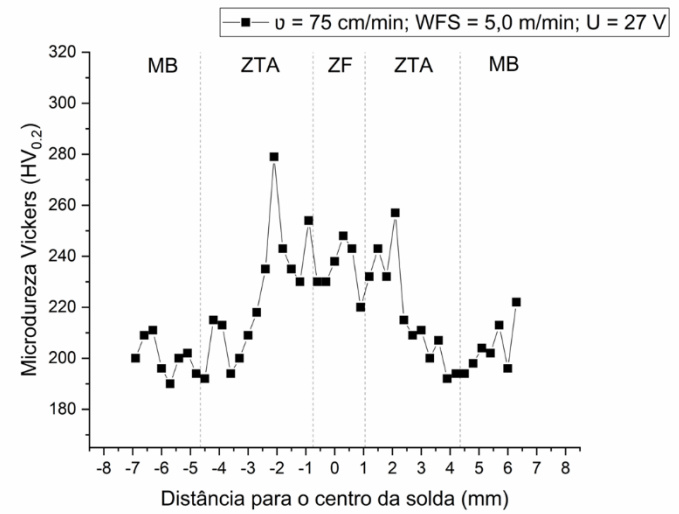
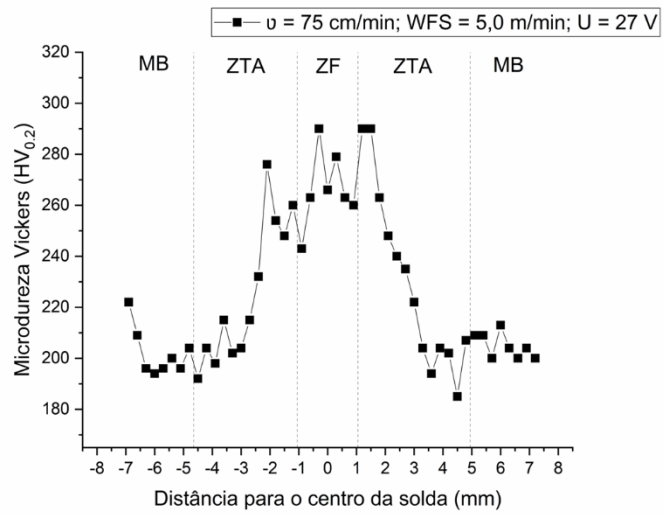
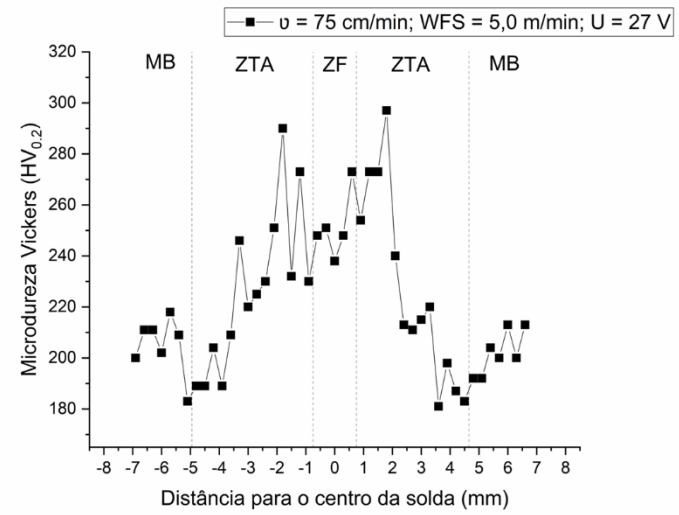
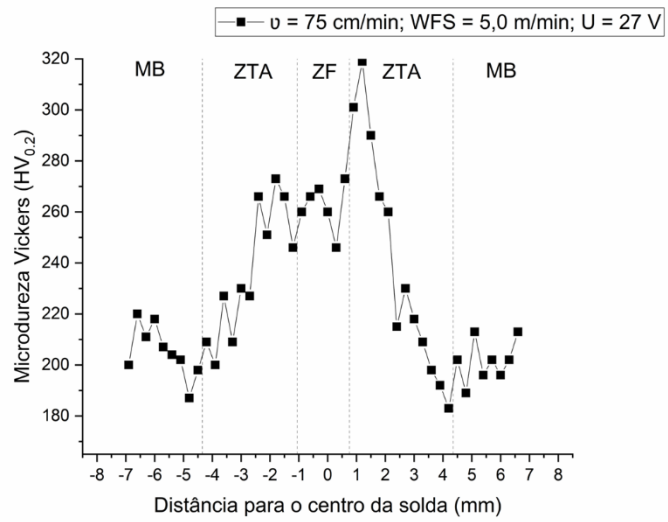
APÊNDICE A – ESPECIFICAÇÃO DOS PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM

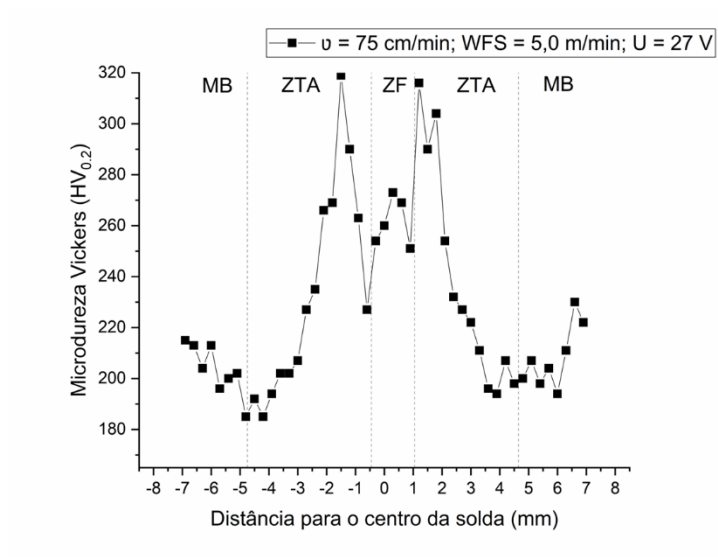
Código: AWS D1.3/D1.3M:2018 (2018)										 SOLDAMAT	
Processo de Soldagem: GMAW-P				Tipo da soldagem: Robotizada				Espessura da chapa: 2,2 mm			
JUNTAS				METAIS DE BASE				CRÓQUIS DA JUNTA			
Tipo da junta: Topo				Espec. Material: Dual-Phase x Dual-Phase Tipo ou Grau: 600 x 600							
Tipo de bisel: I											
Mata-Juntas: N/A											
Mat. Mata-Juntas: N/A											
METAL DE ADIÇÃO											
Composição Química (% em massa)			Diâmetro		Fabricante		Classificação AWS				
C	Mn	Si	1,0 mm		ESAB		SFA/AWS A5.18: ER70S-G				
0,07	1,4	0,8									
GASES				PRÉ AQUECIMENTO				TTPS			
Composição química		Especificação ISO		Vazão		Temp. Pré aq.: N/A		Temp.:		N/A	
Ar	CO2	ISO14175-M20-ArC		18		Temp. Entrep.: N/A		Tempo:		N/A	
92%	8%			L/min		Método Pré.aq.: N/A		Outros:		N/A	
POSIÇÃO: 1G				Plana de topo							
TÉCNICA											
Direção de soldagem (ascendente/descendente):				N/A		Corrente elétrica:		Pulsada			
Limpeza:				Escovamento		Polaridade da corrente		+			
Ferramentas:				Escova		Modo:		Sinérgico			
FAIXA DE VARIAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM											
Velocidade de soldagem (cm/min):			Velocidade de alimentação do arame (m/min):			Tensão (V)					
-	0	+	-	0	+	-	0	+			
60	75	90	4	5	6	25	27	29			
CORRENTE MÉDIA (A) OBSERVADA:						Mínima		95			
						Máxima		145			
ENERGIA DE SOLDAGEM (kJ/mm) OBSERVADA:						Mínima		0,15			
						Máxima		0,31			

APÊNDICE B – PERFIS DE MICRODUREZA VICKERS DAS JUNTAS SOLDADAS OBTIDAS VIA DOE









ANEXO A – FICHA TÉCNICA DO METAL DE ADIÇÃO

FIOS MIG/MAG (GMAW)

FIOS DE AÇO MACIO



OK Aristorod 38 Zn

O OK Aristorod 38 Zn sem revestimento de cobre é um fio sólido com liga de manganês e silício para soldadura por arco elétrico com gás de proteção (GMAW) de aços galvanizados com um desempenho extraordinário em termos de baixa porosidade, poucos salpicos e risco reduzido de perfuração. O eletrodo pode ser soldado com uma mistura de gases (M20/M21).

O OK Aristorod 38 Zn fornecido no Octogonal Marathon Pac exclusivo da ESAB é excelente para aplicações de soldadura mecanizada.

Classifications Wire Electrode	SFA/AWS A5.18 : ER70S-G EN ISO 14341-A : G Z 3Si1
Classificações	SFA/AWS A5.18 : ER70S-G EN ISO 14341-A : G 42 3 M20 Z 3Si1 EN ISO 14341-A : G 42 3 M21 Z 3Si1 EN ISO 14341-A : G Z 3Si1
Aprovações	CE EN 13479

As aprovações são baseadas na localização da fábrica. Entre em contato com a ESAB para obter mais informações

Tipo de liga	Carbon-manganese steel (Mn/Si-alloyed)
Gás de protecção	M20, M21 (EN ISO 14175)

Propriedades mecânicas típicas

Condição	Limite de Elasticidade	Resistência à Tração	Alongamento
AWS M20			
As Welded	450 MPa	550 MPa	30 %
AWS M21			
As Welded	440 MPa	540 MPa	29 %
EN ISO M20			
As Welded	440 MPa	550 MPa	30 %
M21 EN ISO			
As Welded	440 MPa	540 MPa	29 %

Typical Charpy V-Notch Properties

Condition	Testing Temperature	Impact Value
AWS M21		
As Welded	-30 °C	120 J
AWS M20		
As Welded	-30 °C	140 J
EN ISO M20		
As Welded	-30 °C	110 J
As Welded	-40 °C	110 J
M21 EN ISO		
As Welded	-30 °C	100 J
As Welded	-40 °C	100 J

Typical Weld Metal Analysis %

C	Mn	Si	S	P
0.07	1.1	0.6	0.01	0.01

Typical Wire Composition %

C	Mn	Si
0.07	1.4	0.8

Valores de depósito

Diâmetro	Amps	Volts	Velocidade de alimentação do fio	Taxa de Deposição
0.8 mm	50-150 A	15-21.5 V	3.2-11.7 m/min	0.72-2.66 kg/h
1.0 mm	100-300 A	16.5-34.5 V	4.0-14.6 m/min	1.37-5.15 kg/h
1.2 mm	100-300 A	15.5-28 V	2.5-9.6 m/min	1.2-4.8 kg/h