

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica, Materiais e de Minas

Stella Maris Resende de Barcelos

SOLDABILIDADE DE AÇO MULTIFÁSICO DA CLASSE DE RESISTÊNCIA
1200 MPa PELO PROCESSO *RESISTANCE MASH SEAM WELDING*

Belo Horizonte

2025

Stella Maris Resende de Barcelos

**SOLDABILIDADE DE AÇO MULTIFÁSICO DA CLASSE DE RESISTÊNCIA
1200 MPa PELO PROCESSO *RESISTANCE MASH SEAM WELDING***

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito para obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Orientador: Prof. Dr. Witor Wolf

Coorientador: Dr. Tadeu Messias
Donizete Borba

Belo Horizonte

2025

B242s	<p>Barcelos, Stella Maris Resende de. Soldabilidade de aço multifásico da classe de resistência 1200 MPa pelo processo <i>resistance mash seam welding</i> [recurso eletrônico] / Stella Maris Resende de Barcelos. – 2025. 1 recurso online (156 f. : il., color.) : pdf.</p> <p>Orientador: Witor Wolf. Coorientador: Tadeu Messias Donizete Borba.</p> <p>Dissertação (mestrado) – Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Inclui bibliografia.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica – Teses. 2. Metalurgia física – Teses. 3. Solda e soldagem – Teses. 4. Metais – Soldabilidade – Teses. 5. Aço – Soldagem – Teses. I. Wolf, Witor. II. Borba, Tadeu Messias Donizete. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.</p>
	CDU: 669(043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ENGENHARIA - COLEGIADO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA MATERIAIS E
DE MINAS - SECRETARIA

ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO/TESE

Às 14h do dia 29 (vinte e nove) de outubro de 2025 realizou-se a sessão pública, por vídeo conferência de forma remota, a defesa da Dissertação da aluna **Stella Maris Resende de Barcelos**, para a obtenção do grau de Mestra em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas, na área de concentração de Metalurgia Física e de Transformação. O presidente da sessão, Prof. Witor Wolf, orientador da aluna, apresentou a comissão examinadora, composta pelo Eng^o. Tadeu Messias Donizete Borba (coorientador) - Dr. (Usiminas), Prof. Pedro Henrique Rodrigues Pereira - Dr. (UFMG) e Fernando de Souza Costa - Dr. (USIMINAS). Na sequência, a candidata realizou a apresentação de sua Dissertação de Mestrado, intitulada "**Soldabilidade de Aço Multifásico da Classe de Resistência 1200mpa pelo Processo Resistance Mash Seam Welding**". Após a apresentação, os examinadores procederam à arguição da candidata. Concluída essa etapa, a comissão reuniu-se em caráter reservado, sem a presença da candidata e do público, e decidiu por APROVAR a Dissertação de Mestrado. O resultado final foi comunicado publicamente à candidata pelo presidente da sessão. Não havendo mais nada a tratar, o presidente encerrou a sessão e lavrou a presente ata, que, após lida, foi assinada pelos membros da comissão examinadora e pelo coordenador do Programa.

Belo Horizonte, 29 de outubro de 2025.

Assinatura dos membros da banca examinadora:



Documento assinado eletronicamente por **Tadeu Messias Donizete Borba, Usuário Externo**, em 31/10/2025, às 10:30, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Witor Wolf, Usuário Externo**, em 31/10/2025, às 11:10, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Pedro Henrique Rodrigues Pereira, Professor do Magistério Superior**, em 02/11/2025, às 11:05, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Fernando de Souza Costa, Usuário Externo**, em 04/11/2025, às 08:33, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).

Documento assinado eletronicamente por **Eduardo Henrique Martins Nunes, Coordenador(a) de curso de pós-graduação**, em 17/11/2025, às 12:41, conforme horário



oficial de Brasília, com fundamento no art. 5º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufmg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **4684011** e o código CRC **1DBC3444**.

Referência: Processo nº 23072.265979/2025-88

SEI nº 4684011

Dedicado à memória de José Jaques de Barcelos, e seu contínuo exemplo de trabalho com dedicação e perseverança.

AGRADECIMENTOS

Em primeiro lugar agradeço a Deus pelo dom da vida, pela saúde, por me permitir acreditar neste percurso e pelas bênçãos alcançadas;

Aos meus pais, meus grandes exemplos de amor, trabalho e humildade. Eles que sempre se fizeram presentes, ainda que no coração, que acreditaram na concretização dos meus objetivos, incentivaram e contribuíram com muita compreensão, confiança e amor. Sem a educação e o apoio que vocês me proporcionaram isto não seria possível;

Ao Dimas, pela imensa paciência, pelo apoio, encorajamento e incentivo, por acreditar que seria possível e não medir esforços para sustentar esta conquista. Você é minha fonte de inspiração e minha força motriz para seguir nesta constante caminhada.

Ao professor Witor Wolf e ao coorientador Tadeu M. D. Borda pela disposição em compartilhar seus conhecimentos, pela atenção, paciência e, especialmente, pela confiança;

Aos professores do Programa de Pós-graduação da UFMG por todo conhecimento repassado e à Universidade Federal de Minas Gerais pela formação profissional e ética;

À Usiminas por proporcionar mais esta oportunidade de crescimento profissional e apoiar na execução deste trabalho, especialmente a Gerência Geral de Laminação à Frio e a Gerência Geral de Pesquisa e Desenvolvimento, e por toda infraestrutura.

A todos os colegas da Laminação a Frio Usiminas por todo compartilhamento de conhecimentos, pelo acolhimento e pela amizade, especialmente ao Geraldo Arruda Maia, Giuliano Cesar de Aguiar Costa, Silvio Dias Araújo, Natalia Barros Barony, Lucio Athayde Carvalho e Edson Jose Fagundes.

Aos amigos que fizeram desta caminhada mais agradável.

RESUMO

O desenvolvimento de aços avançados de alta resistência (*Advanced High-Strength Steels, AHSS*) é motivado pelas crescentes demandas do setor automobilístico por aços de maior resistência com boa conformabilidade, visando atender as exigências de aumento de performance e segurança com redução de consumo. Como consequência deste desenvolvimento, o processo produtivo destes aços precisa se adaptar de forma a garantir a produtividade e segurança das linhas. O presente trabalho tem como objetivo a avaliação do processo de soldagem à resistência por costura (*Resistance Mash Seam Welding - RMSW*) a partir de uma abordagem que integra os efeitos simultâneos das características metalúrgicas do aço *Dual-Phase* de classe 1200 MPa, da geometria das juntas e dos parâmetros aplicados de corrente, velocidade linear de avanço do eletrodo e força de contato. Os resultados indicaram o relevante impacto da corrente no aporte térmico, influenciando diretamente a área da ZF e a resistência mecânica. A força dos eletrodos afeta a coalescência e a estabilidade do processo, enquanto a velocidade controla a extensão da ZAC, sendo, a geometria da solda e a presença de trincas intergranulares fatores críticos. Ensaio dilatométricos sob diferentes taxas de resfriamento simuladas permitiram estabelecer correlações com as regiões formadas na solda, especialmente a zona fundida (ZF) e a zona afetada pelo calor (ZAC), validando a formação de microestruturas martensíticas por meio da curva de transformação por resfriamento contínuo (TRC). Este estudo busca aprofundar a compreensão dos fenômenos metalúrgicos que se desenvolvem durante a fabricação de juntas soldadas pelo processo *RMSW*, por meio de avaliações microestruturais e mecânicas, buscando contribuir para o avanço tecnológico associado a esse processo de união de aços e para o desenvolvimento de melhorias no desempenho das juntas durante sua aplicação.

Palavras-chave: solda resistência por costura e amassamento - *RMSW*; aço *Dual-Phase*; aporte térmico; dilatométrica; curva TRC; microestrutura.

ABSTRACT

Driven by increasing of automotive industry demands for higher performance and safety aligned with better fuel consumption, the development of Advanced High-Strength Steels (AHSS) aim higher-strength steels with good formability. Therefore, the production process needs to adapt to guarantee the productivity and safety of production lines. The influence of process parameters in Resistance Mesh Seam Welding process (RMSW) was evaluated for a 1200 MPa Dual Phase steel, adopting an integrated approach that considers the simultaneous effects of metallurgical characteristics, joint geometry, and key process parameters: welding current, linear electrode advancement speed, and contact force. The findings highlight the significant influence of welding current on heat input, which directly affects the fusion zone (FZ) area and the mechanical strength of the joint. Electrode force plays a critical role in promoting coalescence and ensuring process stability, while welding speed governs the extent of the heat-affected zone (HAZ). Additionally, weld geometry and the occurrence of intergranular cracking were identified as key factors impacting joint integrity. Dilatometric tests conducted under controlled cooling rates enabled the correlation of thermal cycles with the microstructural evolution in the welded regions, particularly the FZ and HAZ. These results were validated through simulation of the Continuous Cooling Transformation (CCT) curve, confirming the formation of martensitic microstructures under rapid cooling conditions. This study aims to provide a better metallurgy phenomena understanding of RMSW welded joints using, and the effect of variables in the welding process to microstructural and mechanical assessments, contributing to technological advancement for this steel joining process and to develop improvements in weld joints application performance.

Keywords: Resistance Mash Seam Welding - RMSW; Dual-Phase steel; heat input; dilatometry; CCT curve; microstructure.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Diagrama representativo em esquema dos dois principais tipos de soldagem por resistência (a) solda a ponto e (b) solda por costura.	28
Figura 2 - Ilustração de esquema do processo de soldagem por costura (RSEW). ...	29
Figura 3 - Variação da aplicação de soldagem a resistência por costura. (a) Solda por Costura Sobreposta; (b) Solda por Costura e Amassamento e (c) Solda por Costura com Acabamento Metálico.	31
Figura 4 - Ilustração de esquema do processo de soldagem por costura com amassamento e seção transversal de lente de solda à resistência por costura.	31
Figura 5 - Ilustração das resistências do sistema formado.	35
Figura 6 - Ilustração das resistências do sistema formado e relação entre a resistências e temperatura.	36
Figura 7 – Efeito do ciclo de resfriamento na profundidade da lente de solda e na sobreposição entre pontos de soldas por costura	42
Figura 8 - Técnicas para melhorar o equilíbrio térmico em sistemas de soldagem a resistência por pontos de metais com diferentes condutividades elétricas	45
Figura 9 - Esquema de processo de deformação em solda em seção transversal ...	46
Figura 10 – Correlação entre a taxa de união das soldas e a taxa de mudança de forma da junta obtida para diferentes referências de sobreposição.	47
Figura 11 – Seção transversal de (a) macroestrutura de solda obtida pelo método de resistência por costura e amassamento em tira de espessura 2 mm e (b) diagrama das principais regiões obtidas para junta soldada.	51
Figura 12 – Macroestrutura típica de solda por resistência a ponto entre materiais Dual Phase.	52
Figura 13 - Alterações microestruturais do metal base para a lente de solda por resistência a ponto em aço DP600, (a) micrografia com vista geral em região da amostra atacada, (b) ZTA intercrítica, (c) ZTA de grãos refinados, (d) ZTA de grãos grosseiros e (e) zona de fusão.	53
Figura 14 – Microscopia eletrônica de varredura de diferentes regiões da solda incluindo a zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor intercrítica (ICZAC) e zona afetada pelo calor subcrítica (SCZAC) para aço DP980.	54

Figura 15 – Perfil de dureza obtido em solda a ponto para aços alta resistência nas regiões de zona fundida (ZF), nas zonas afetadas pelo calor: zona de grãos grosseiros e refinados (UCZAC), zona intercrítica (ICZAC) e subcrítica (SCZAC), e metal base (MB).	55
Figura 16 – Micrografia ótica apresentando microestrutura: (a) metal base DP980 (b) zona fundida em solda por resistência a ponto em aço DP980 com 1,5 mm de espessura.	57
Figura 17 – Curva de resfriamento projetada em vermelho em diagrama CCT, usando software JMatPro para aço DP980.	57
Figura 18 - Efeito do tamanho da lente de solda e da espessura da folha Resistência ao cisalhamento à tração, falha ocorrida por rasgo do metal base.	59
Figura 19 – Perfil de temperatura ao longo da espessura da tira em solda por resistência a ponto após interrupção da corrente.	63
Figura 20 – (a) Variação de temperatura simulada na zona fundida obtida para diferentes espessuras. (b) Variação de temperatura simulada na zona fundida em tira de 1,5mm de espessura para amostras de diferentes condutividades térmica. ...	64
Figura 21 - Equipamento utilizado nesse trabalho para a soldagem por costura.	67
Figura 22 - Figura esquemática do equipamento de soldagem por costura.	68
Figura 23- Parâmetro de avaliação geométrica da seção transversal da junta soldada.	70
Figura 24- Esquema com as posições de retirada dos CPs para realização de ensaio de tração.	72
Figura 25 – Aspecto das inclusões observadas em amostra polida.	76
Figura 26 - Microestrutura via microscopia ótica em diferentes ampliações após ataque com Nital: 4%.	77
Figura 27 – Parâmetros geométricos da solda da amostra 9. Seção transversal. Ataque: superpicral	84
Figura 28 – Variação da área da zona fundida (A_{ZF}) em função da quantidade de calor por resistividade para dois níveis de força dos eletrodos.	85
Figura 29 – Relação entre resistência elétrica de contato e força do eletrodo	86
Figura 30 – Variação da largura total da junta em função do aporte térmico para dois níveis de força dos eletrodos.	87

Figura 31 – Curva carga <i>versus</i> deslocamento para os corpos de prova sob diferentes parâmetros de soldagem.	88
Figura 32 – Relação entre a força máxima na curva de tensão deformação e área da zona fundida.....	90
Figura 33 – Seção de fratura em teste de cisalhamento para a amostra 11.....	91
Figura 34 – Seção de fratura em teste de cisalhamento para a amostra 4.....	91
Figura 35 – Relação entre a força máxima na curva de tensão deformação em função da quantidade de calor calculada para dois níveis de força.	94
Figura 36 – Relação entre a energia absorvida nas amostras ensaiadas sob teste de tração por cisalhamento em função do aporte térmico realizado e da área da zona fundida, para diferentes níveis de força.	95
Figura 37 – Variação da dureza da ZF em função do aporte térmico para dois níveis de força dos eletrodos.....	97
Figura 38 – Aspecto da microestrutura via microscopia óptica na superfície da junta em seção transversal da amostra 4. Nital 4%.	101
Figura 39 – Aspecto geral da microestrutura ao longo da região soldada em microscopia óptica nas transições entre (a) Metal Base e região Subcrítica, (b) regiões Subcrítica e Intercrítica, (c) regiões Intercrítica e Grãos Refinados, (d) Grãos Grosseiros e Zona Fundida. Ampliação: 200x. Ataque: Nital 4%.	102
Figura 40 – Aspecto da microestrutura via microscopia óptica nas regiões (a) Metal Base - MB, (b) ZAC Subcrítica - SCZAC, (c) ZAC Intercrítica - ICZAC, (d) ZAC Grãos Refinados - GRZAC, (e) ZAC Grãos Grosseiros - GGZAC e (f) Zona Fundida - ZF. Ampliação: 500x. Ataque: Nital 4%.	103
Figura 41 – Curva de resfriamento projetada em diagrama CCT, usando software JMatPro para aço DP1200.	106
Figura 42 – Aspecto da microestrutura final para diferentes taxas de resfriamento aplicadas em ensaio de dilatométrica. Ampliação: 200x. Ataque: Nital 4%.	107
Figura 43 – Curvas dilatométricas em função da temperatura para aço DP1200 sob diferentes taxas de resfriamento, com indicação dos principais produtos formados em avaliações metalográficas. FP: ferrita proeutetóide; P: perlita; B: bainita; yr: austenita retida; M: martensita.	108
Figura 44 – Resultados de dureza em corpos de prova submetidos à diferentes taxas de resfriamento.	109

Figura 45- Aspecto de abertura de solda para amostra 8 submetida ao ensaio de embutimento.....	112
Figura 46 – Resultados de carga obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.....	113
Figura 47 – Resultados de deslocamento obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.	113
Figura 48 – Resultados de carga obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.....	113
Figura 49 - Macrografia de seção transversal da amostra 4 com indicação da área da lente, largura da solda (L_t), largura da ZAC e ângulos de deformação.	122
Figura 50 – Resultados de carga obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V4, V5 e V6.....	125
Figura 51 – Resultados de deslocamento obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V4, V5 e V6.	125
Figura 52 – Resultados de energia obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V4, V5 e V6.....	125
Figura 53 – Resultados de carga obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V7 e V8.	137
Figura 54 – Resultados de deslocamento obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V7 e V8..	137
Figura 55 – Resultados de energia obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V7 e V8.	138

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Comparação entre o tamanho do <i>nugget</i> para diferentes correntes de soldagem em avaliação experimental e numérica em aço <i>Dual-Phase</i> da classe de resistência 600 MPa.....	39
Tabela 2 – Níveis de corrente, velocidade e força aplicados nos corpos de prova obtidos.....	68
Tabela 3 – Parâmetros de soldagem utilizados na obtenção das juntas soldadas. ..	69
Tabela 4 - Composição química do aço DP1200 (% massa).	75
Tabela 5 – Propriedades mecânicas obtidas em ensaio de tração de CPs <i>sheet type</i> segundo a ASTM A370 ⁽³⁹⁾ e dureza Vickers ao longo da espessura do metal base. ..	77
Tabela 6 – Parâmetros de soldagem utilizados para as amostras avaliadas e quantidade de calor calculada em função da resistividade para dois níveis de força testados.....	79
Tabela 7 – Seção atacada em junta soldada RMSW sob diferentes parâmetros de soldagem. Ampliação original: 25x. Ataque: Superpicral.	79
Tabela 8 – Macrografias de seções transversais em junta soldada RMSW sob diferentes parâmetros de soldagem após mapeamento de microdureza. Ampliação original: 25x. Ataque: Nital 4%	81
Tabela 9 – Imagem de figura polo inversa por análise via EBSD ao longo da seção transversal da região soldada das amostras 4, 9 e 7	83
Tabela 10 – Resultados geométricos da seção transversal das juntas em análise de seção transversal no centro junta obtida.....	84
Tabela 11 – Resultados médios e desvio padrão de energia, força, deslocamento no ponto máximo das curvas de carga <i>versus</i> deslocamento em ensaio de cisalhamento.	89
Tabela 12 – Resultados de taxa de união (β) e taxa de mudança de forma (C_t).....	92
Tabela 13 – Resultados médios e desvio padrão de energia, força, deslocamento no ponto máximo das curvas de carga <i>versus</i> deslocamento em ensaio de embutimento Erichsen e dureza na zona fundida.	96
Tabela 14 – Resultados de dureza média na zona fundida.	96

Tabela 15 – Mapa de microdureza Vickers (HV) realizado em seção transversal de junta soldada a resistência por costura e amassamento.....	99
Tabela 16 - Parâmetros de soldagem utilizados no processamento das amostras selecionadas para as avaliações comparativas V1, V2 e V3.	110
Tabela 17 – Resultados obtidos em ensaio de Embutimento Erichsen modificado para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.....	111
Tabela 18 – Resultados em p-valor das análises comparativas por meio do teste-t para duas amostras referente aos resultados de carga, deslocamento e tenacidade obtidos em ensaio de tração por cisalhamento.	114
Tabela 19 – Perfil de microdureza Vickers (HV) médio obtido em seção transversal de solda a resistência por costura e amassamento nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.	115
Tabela 20 – Resultados de dureza média na zona fundida para amostras avaliadas em V1, V2 e V3.	116
Tabela 21 – Mapa de microdureza Vickers (HV) realizado em seção transversal de junta soldada a resistência por costura e amassamento nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.	118
Tabela 22 – Macrografias das seções transversais das juntas soldadas após o mapeamento de microdureza nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.....	120
Tabela 23 – Tamanho da lente de solda, largura e ângulo de deformação para as amostras produzidas sob diferentes velocidades.....	122
Tabela 24 - Parâmetros de soldagem utilizados no processamento das amostras selecionadas para as avaliações comparativas V4, V5 e V6, com variação da corrente.	123
Tabela 25 – Resultados obtidos em ensaio de Embutimento Erichsen modificado para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V4, V5 e V6.....	123
Tabela 26 – Resultados em p-valor das análises comparativas por meio do teste-t para duas amostras referente aos resultados de carga, deslocamento e tenacidade obtidos em ensaio de tração por cisalhamento.	126
Tabela 27 – Perfil de microdureza Vickers (HV) médio obtido em seção transversal de solda a resistência por costura e amassamento entre amostras nas avaliações V4, V5 e V6.	127
Tabela 28 – Resultados de dureza média na zona fundida para amostras avaliadas em V4, V5 e V6.	129

Tabela 29 – Mapa de microdureza Vickers (HV) realizado em seção transversal de junta soldada a resistência por costura e amassamento entre as amostras avaliadas nas análises comparativas V4, V5 e V6.	131
Tabela 30 – Macrografias das seções transversais as regiões soldadas após o mapeamento de dureza entre as amostras aplicadas nas análises comparativas V4, V5 e V6.	132
Tabela 31 – Tamanho da lente de solda, largura e ângulo de deformação para juntas produzidas sob diferentes velocidades.	134
Tabela 32 - Parâmetros de soldagem utilizados no processamento das amostras selecionadas para as avaliações V7 e V8, com variação da força.....	135
Tabela 33 – Resultados obtidos em ensaio de Embutimento Erichsen modificado para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V7 e V8.	136
Tabela 34 – Resultados em p-valor das análises comparativas por meio do teste T para duas amostras referente aos resultados de carga, deslocamento e tenacidade obtidos em ensaio de tração por cisalhamento.	138
Tabela 35 – Perfil de microdureza Vickers (HV) médio obtido em seção transversal de solda a resistência por costura e amassamento entre amostras nas avaliações V7 e V8.	140
Tabela 36 – Resultados de dureza média na zona fundida para amostras avaliadas em V7 e V8.....	141
Tabela 37 – Mapa de microdureza Vickers (HV) realizado em seção transversal de junta soldada a resistência por costura e amassamento entre as amostras avaliadas nas análises comparativas V7 e V8.	143
Tabela 38 – Macrografias das seções transversais as regiões soldadas após o mapeamento de dureza entre as amostras comparadas na avaliação V7 e V8.....	144
Tabela 39 – Tamanho da lente de solda, largura e ângulo de deformação para juntas produzidas sob diferentes velocidades.	145

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A	Área
AHSS	Advanced High-Strength Steels
ANOVA	Análise de Variância
AWS	American Welding Society
AZF	Área da Zona Fundida
BH	Baking hardenability
CAPL	Continuos Annealling Process Line
CCT	Continuous Cooling Transformation
C_{eq}	Carbono Equivalente
CE_{SP}	Carbono Equivalente Solda a Ponto
CFB	Bainíticos Livre de Carbonetos
CP	Complex Phase
CP	Corpo de Prova
C_t	Taxa de mudança de forma
D_{max}	Diâmetro na carga máxima
DP	Dual Phase
DZF	Diâmetro da Zona Fundida
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDS	Espectroscopia de Energia Dispersiva de raios-X
E_{MAX}	Energia/Tenacidade
F	Ferrita
F_{eq}	Fator de Trincamento na Interface
f_M	fração de martensita
F_{MAX}	Força na carga máxima
GGZAC	Zona Afetada pelo Calor de Grãos Grosseiros
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GRZAC	Zona Afetada pelo Calor de Graões Refinados
H_{FZ}	Dureza Zona Fundida
H_{PFL}	Dureza Zona de Desprendimento
i	Corrente

ICZAC	Zona Afetada pelo Calor Intercrítica
IIW	International Institute of Welding
LBW	Laser Beam Welding
L-IP	Lightweight with Induced Plasticity
L_n	Largura total da área de interface unida
L_t	Largura total da solda
L_w	Largura da Interface da Área de União de Fase de Sólida
MA	Martensita-Austenita
MART	Aços Matensíticos
MB	Metal Base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Mf	Martensite Finish Temperature
MO	Microscopia Óptica
m/min	Metros por Minuto
Ms	Martensite Start Temperature
Pa	Pascal
PHS	Press Hardening Steel
P_{IF}	Carga de Pico
Q	Calor
Q&P	Têmpera e Partição
Q_e	Taxa Resfriamento Axial
Q_s	Taxa Resfriamento Radial
R	Resistência
RMSW	Resistance Mash Seam Welding
RSW	Resistance Spot Welding
RW	Resistance Welding
SCZAC	Zona Afetada pelo Calor Sub-crítica
S_{fmax}	Deslocamento na carga máxima
t	tempo
T_e	Temperatura na Interface Eletrodo/Tira
t_e	Espessura da Parede do Eletrodo
T_p	Temperatura de Pico na Zona Fundida
TRIP	Transformation-Induced Plasticity

t_0	Espessura do metal base
t_n	Espessura do nugget
t_s	Espessura da Tira
t_w	Espessura da junta na região do nugget
T_w	Temperatura da Água de Resfriamento do Eletrodo
TWIP	Twinning-induced plasticity
V	Tensão
W_{fmax}	Energia na carga máxima
YS	Yield Strenght
ZAC	Zonas Afetadas pelo Calor
ZF	Zona de Fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada
β	Taxa de União
ρ	Resistividade
σ_y	Limite de Escoamento
Ω	Resistividade

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	21
2.	OBJETIVOS	23
2.1.	Objetivo Geral.....	23
2.2.	Objetivos Específicos	23
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	24
3.1.	Aço DP1200	24
3.2.	Solda por Resistência.....	27
3.2.1.	Utilização da soldagem por resistência e classificações	27
3.2.2.	Tipos de Soldagem à Resistência por Costura.....	29
3.2.3.	Aplicações, vantagens e limitações.....	32
3.2.4.	Descrição do processo de Soldagem por Resistência.....	33
3.2.5.	Influência dos parâmetros de soldagem da junta	34
3.2.5.1.	Resistência	34
3.2.5.2.	Corrente.....	38
3.2.5.3.	Tempo.....	40
3.2.5.4.	Pressão.....	42
3.2.6.	Balanço térmico no processo de Soldagem por Resistência.....	44
3.2.7.	Características geométricas das Soldas por Costura e Amassamento.....	46
3.2.8.	Influência do material nos parâmetros de soldagem	48
3.2.9.	Caracterização de soldas por resistência em aços AHSS.....	50
3.2.10.	Caracterização de soldas por resistência em aços AHSS: ensaios mecânicos.....	58
3.2.11.	Resfriamento da solda.....	62
4.	METODOLOGIA.....	65
4.1.	Metal de Base	65
4.1.1.	Análise Química.....	65
4.1.2.	Análises Metalográficas.....	66
4.1.3.	Avaliação por Ensaios Mecânicos	66
4.2.	Preparação das juntas soldadas	66
4.2.1.	Soldagem das amostras	68

4.3	Caracterização das juntas soldadas	69
4.3.1	Avaliação Metalográfica.....	69
4.3.1.1	Análise macrográfica	70
4.3.1.2	Análise micrográfica	71
4.3.1.3	Análise cristalográfica.....	71
4.3.2	Ensaio Mecânicos.....	72
4.3.3	Ensaio de Dilatometria.....	73
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	75
5.1.	Caracterização do metal base	75
5.2.	Influência do aporte térmico nas características mecânicas e metalográficas das juntas soldadas	77
5.2.1.	Características macroestruturais das juntas soldadas.....	79
5.2.2.	Influência da quantidade de calor nos parâmetros geométricos das juntas soldadas.....	84
5.2.3.	Características mecânicas das juntas soldadas	87
5.2.4.	Características microestruturais das juntas soldadas.....	101
5.3.	Influência dos principais parâmetros de soldagem na formação da lente de solda 110	
5.3.1.	Influência dos Parâmetros De Velocidade.....	110
5.3.1.1.	Características Mecânicas	111
5.3.1.2.	Características Macroestruturais	120
5.3.2.	Influência dos Parâmetros de Corrente	122
5.3.2.1.	Ensaio Mecânicos.....	123
5.3.2.2.	Características Macroestruturais	132
5.3.3.	Influência dos Parâmetros de Força.....	135
5.3.3.1.	Características Mecânicas.....	136
5.3.3.2.	Características Macroestruturais	143
6.	CONCLUSÕES	147
	REFERÊNCIAS.....	153

1. INTRODUÇÃO

A literatura atual relativa aos processos de soldagem na união de aços na indústria automobilística dispõe principalmente de estudos referentes ao processo de soldagem por resistência a ponto. Por outro lado, os efeitos dos parâmetros de processo de métodos de soldagem por resistência, na microestrutura e nas propriedades dos Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels* – AHSS), ainda é pouco descrito na literatura.

Diante dos recentes desenvolvimentos de aços avançados de alta resistência, o processo produtivo destes mantém a necessidade de adequações de forma a garantir a produtividade e segurança das linhas de produção. Este desenvolvimento tem motivado estudos do processo de soldagem por resistência por costura e amassamento (*Resistance Mash Seam Welding* – RMSW), utilizada para união de metais em processos produtivos contínuos. Com uma abordagem que integra os efeitos simultâneos dos parâmetros de processo, das características metalúrgicas do aço avaliado e da geometria das juntas, este estudo tem por objetivo possibilitar um direcionamento dos parâmetros operacionais de forma a contribuir para a melhoria do desempenho das juntas durante sua aplicação.

O aço *Dual-Phase*, classe 1200 MPa (DP1200), apresenta, após o processo de recozimento, elevada fração de martensita e bainita. A microestrutura complexa aliada ao maior teor de elementos de liga leva a uma maior resistividade do material. Isso tem como consequência um aumento da resistência formada entre eletrodo/aço a ser soldado, afetando a resistência da interface e dificultando a formação da lente de solda nesta região. Outra consideração que deve se ter na soldagem destes materiais é associada à elevada temperabilidade destes e às elevadas taxas de aquecimento e resfriamento dos processos de soldagem por resistência, *RW* (*Resistance Welding*), que propicia a formação de microestruturas complexas com microconstituintes frágeis que, aliados a formação de trincas na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e a geometria da solda formada, podem levar a falhas repentinas nas juntas produzidas.

O presente estudo buscará uma melhor compreensão dos fenômenos metalúrgicos que se desenvolvem durante a fabricação de juntas soldadas em um aço da classe AHSS pelo processo RMSW, o que permitirá a avaliação do efeito das

variáveis do processo de soldagem nas características microestruturais e mecânicas, e contribuir para o avanço tecnológico associado a esse processo de união de aços e para melhoria do desempenho das juntas durante sua aplicação.

2. OBJETIVOS

2.1. Objetivo Geral

Avaliar a soldabilidade e verificar a influência de parâmetros de soldagem nas características estruturais e mecânicas de juntas soldadas à resistência por costura e amassamento (*RMSW*) em aço de nome comercial *Dual-Phase* da classe de 1200 MPa de limite de resistência.

2.2. Objetivos Específicos

- Investigar a influência dos parâmetros de velocidade, corrente e força durante a soldagem na microestrutura e nas propriedades mecânicas das juntas soldadas produzidas em materiais de alta de resistência.
- Correlacionar características metalúrgicas das juntas soldadas obtidas aos parâmetros de soldagem críticos.
- Avaliar as transformações microestruturais ocorridas na região de grãos grosseiros da ZAC formada pela aplicação de diferentes parâmetros de soldagem.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aço DP1200

O mercado automobilístico nas últimas décadas tem elevado as exigências quanto ao aumento da performance, a redução do consumo energético dos veículos, ao impacto na poluição atmosférica e ao aumento dos requisitos para garantir a segurança dos passageiros. Em resposta ao aumento desta demanda, a indústria do aço tem desenvolvido os aços avançados de alta resistência, em inglês *Advanced High Strength Steels* (AHSS)^(1,2). Os AHSS satisfazem de maneira única os requisitos de custo, durabilidade, segurança, eficiência, emissões e capacidade de fabricação exigidas pelos veículos modernos⁽³⁾. Ademais, a produção dos aços AHSS possui menor emissão de gases de efeito estufa quando comparado com materiais de baixa densidade como alumínio, magnésio e fibra de carbono. Em muitos casos, a emissão dos gases de efeito estufa na produção destes materiais pode ser superior à redução da emissão associada ao benefício de redução de massa na fase de uso, tornando a seleção dos AHSS vantajosa do ponto de vista de emissões⁽³⁾.

Estima-se que a utilização de AHSS de diferentes graus nos componentes estruturais dos veículos produzidos nas indústrias de automóveis norte americanas tenha atingido 60% da massa⁽⁴⁾ e levaram a redução de 39% do peso dos veículos⁽³⁾. Os AHSS podem ser categorizados em três grupos: primeira geração que incluem os aços *Dual-Phase* (DP), aços *Complex Phase* (CP), aços *Transformation-Induced Plasticity* (TRIP) e aços martensíticos (MART); a segunda geração composta pelos aços inoxidáveis austeníticos, aços *Twinning-induced plasticity* (TWIP) e aços *Lightweight with Induced Plasticity* (L-IP); e a terceira geração com os aços TRIP de médio Manganês, aços Q&P (têmpera e partição) e aços Bainíticos Livre de Carbonetos (CFB)^(2,4,5). Os aços *Dual-Phase*, seguido dos aços TRIP, tornaram-se os grupos de materiais mais amplamente utilizados na indústria automobilística nas últimas décadas. Esta ampla utilização se deve a restrição na aplicação dos aços martensíticos devido à baixa ductilidade e aos desafios ainda encontrados para a produção dos aços TWIP que restringem sua disponibilidade comercial⁽⁶⁾.

A combinação de propriedades dos aços AHSS como elevada resistência à tração aliada a uma elevada ductilidade promove aumento da resistência à fadiga, redução dos danos gerados pelo impacto provocado por colisões e maior conformabilidade das peças no processo de fabricação. Estas características, aliada a boa soldabilidade obtida devido aos baixos teores de elementos de liga permitiram a redução de sua espessura e conseqüentemente do peso dos veículos, levando à redução do consumo de combustíveis e mantendo a integridade estrutural em casos de colisões, sob baixa influência no custo de produção do aço⁽⁷⁾.

A escolha do tipo de material aplicado nos carros modernos tem uma relação direta com a área onde será aplicado. Nas zonas de deformação são necessários materiais com alta absorção de energia em caso de colisão, isso se traduz em materiais com alta capacidade de encruamento, resistência mecânica e ductilidade. Para essas zonas os aços DP, CP e TRIP são potenciais escolhas. Para a cabine do veículo é requerido que não haja deformação ou intrusão durante colisões, sendo aplicados materiais com elevado limite de escoamento. A seleção de materiais nesta zona passaria por aços laminados à quente e aços DP (> 980 MPa)^(3,8).

Os aços DP foram a primeira família de aços automotivos de alta resistência cujo processo produtivo envolve transformações de fase específicas. Sua vantagem resulta da grande capacidade de endurecimento por deformação (encruamento) e o alto ganho adicional do limite de escoamento (*Yield Strength* - YS) durante a cura da pintura das peças acabadas (*baking hardenability*, - BH)⁽⁹⁾. A microestrutura dos aços DP laminados à frio é obtida por um recozimento de aço baixo carbono dentro de suas regiões de temperatura intercríticas, ou seja, entre as temperaturas Ac1 e Ac3, e subsequente têmpera a uma temperatura abaixo da temperatura final de formação da martensita (M_f)⁽¹⁰⁾.

Estes apresentam uma microestrutura composta por uma fina matriz ferrítica contínua, que confere uma boa ductilidade, acrescida de partículas dispersas de segunda fase dura, geralmente martensítica, que elevam sua resistência mecânica. Esta microestrutura é alcançada através do controle da composição química, tipicamente com baixos teores de carbono, e processos térmicos aplicados incluindo controle de taxas de resfriamento, recozimento, têmpera e revenimento⁽⁴⁾. A combinação de alta resistência e conformabilidade, que inclui alta capacidade de encruamento, alto alongamento uniforme e baixa relação escoamento/resistência são controladas por diferentes proporções das fases principais⁽⁹⁾.

A microestrutura dos aços DP além de conferir uma boa ductilidade, aliada a uma elevada resistência mecânica obtida por mecanismos de endurecimento, permite uma boa soldabilidade. A soldabilidade é fator relevante para a indústria automobilística dada a necessidade de produção de juntas formadas por peças de segurança de diferentes espessuras com diferentes graus de aço. Os principais processos de soldagem aplicados a estes aços diferem no tipo de aporte térmico e consequente controle da microestrutura gerada na região soldada⁽⁴⁾. Os três principais processos de soldagem atualmente aplicados são: soldagem por resistência a ponto (*Resistance Spot Welding* - RSW), soldagem à Laser (*Laser Beam Welding* - LBW), e soldagem a arco a gás (*Gas Metal Arc Welding* - GMAW). A soldagem tipo RSW é atualmente a mais empregada⁽⁶⁾.

A ampliação do uso dos aços DP se iniciou na década de 90 nos Estados Unidos da América, Europa e Japão dada sua proposta na aplicação com uma combinação de elevada de resistência à tração e alongamento, alta deformação e a capacidade de ganho adicional de resistência ao escoamento durante a cura da pintura, bem como maior resistência à fadiga. Além disso, os aços DP permitem uma ampla faixa de limite de resistência, que favoreceu a diversidade de sua aplicação^(8,11). À medida que o conhecimento e experiência sobre estampagem e processamento destes aços se acumularam, aumentou-se a demanda por classes ainda mais resistentes. O DP 590/600 foi aprimorado e seguido pelos DP780 e DP980. Já na primeira década do século 21, foram desenvolvidos os primeiros aços com resistência superior a 1000 MPa, como o DP1180^(8,11,12,13).

A aplicação do aço DP1200 é destinada principalmente para lâminas, travessas e barras de proteção conformadas por *Roll Forming*, podendo também ser aplicado em componentes do chassi e reforços estruturais, estampados a frio⁽³⁾. Para atingir esses níveis de resistência, limite de escoamento superiores a 950 MPa e alongamentos típicos de 15%, que permitam a estampagem a frio, é necessário conhecer a estrutura desses aços e seus efeitos da resistência do material, o efeito dos elementos de liga e os aspectos de processamento dos aços *Dual-Phase*.

3.2. Solda por Resistência

3.2.1. Utilização da soldagem por resistência e classificações

As soldas por resistência são amplamente utilizadas na indústria automotiva e em manufaturas que envolvem processo de união entre materiais similares com espessuras próximas. Soldas por resistência são definidas como processo que promove a fusão e união de superfícies sobrepostas por meio da geração de calor diante da resistência à passagem de corrente elétrica através de cada peça a ser soldada e mediante a aplicação de pressão. Uma força é aplicada por um eletrodo que conduz a corrente elétrica, sendo esta força responsável por manter o contato entre as superfícies a serem unidas bem como conter o metal fundido entre as superfícies. O metal fundido é resfriado e mantido sob pressão até adquirir a resistência adequada para a formação da lente de solda, consolidando a união entre as peças⁽¹⁴⁾.

A solda por resistência a ponto (*Resistance Spot Weld - RSW*) é um tipo de solda realizada pela aplicação pontual de corrente para a geração de calor em amostras sobrepostas que promoverá coalescência e fusão do material na seção de contato entre o eletrodo e as peças a serem unidas. Este ponto de solda pode ser realizado de forma isolada ou com a aplicação de pontos simultâneos através de um conjunto de eletrodos acionados. A soldagem por resistência a ponto é utilizada peças com até 3,2 mm de espessura em que o projeto permita a sobreposição das chapas e sem requisitos de estanqueidade das peças. É um processo amplamente utilizado na união de aços de baixo carbono aplicados na indústria automotiva, móveis, armários e produtos similares⁽¹⁴⁾.

A segunda categoria, denominada soldagem à resistência por costura (*Resistance Seam Weld - RSEW*) é um sistema contínuo de soldagem por resistência que pode ser realizado entre superfícies sobrepostas ou pela pequena sobreposição das bordas das peças. A soldagem por costura pode ser obtida por um processo contínuo de solda ou por uma série de soldas a ponto, de forma obter uma solda contínua^(14,15). Neste processo os eletrodos são geralmente em forma de discos planos de cobre que percorrem a amostra ao serem rotacionados ao longo

das peças a serem unidas. Estes eletrodos transladam com o apoio de um mandril estacionário utilizado para garantir a corrente e pressão para realização da solda. A solda por costura pode ainda ser obtida por uma série de sobreposições de soldas a ponto, entretanto, este processo pode demandar um tempo elevado. O diagrama ilustrativo destas duas categorias do processo de soldagem por resistência é apresentado na Figura 1⁽¹⁴⁾.

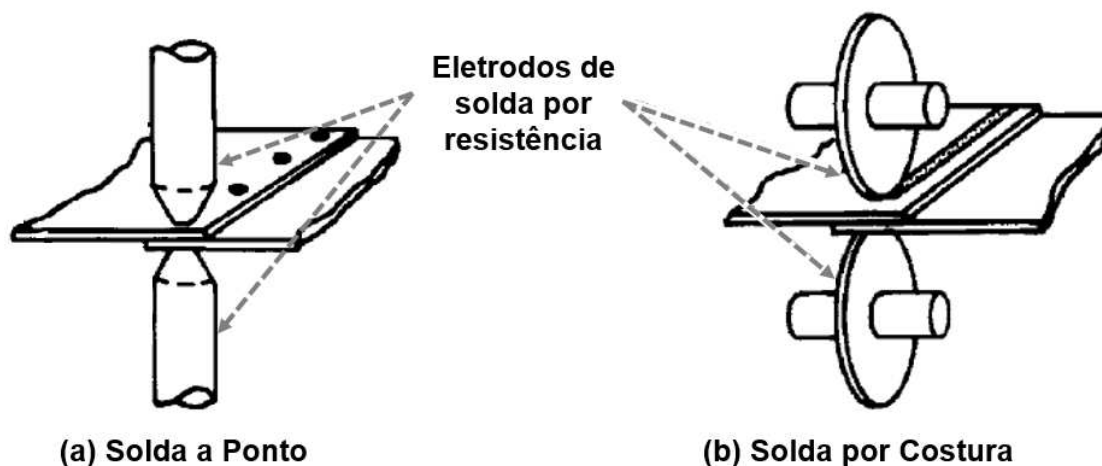


Figura 1 - Diagrama representativo em esquema dos dois principais tipos de soldagem por resistência (a) solda a ponto e (b) solda por costura.

Fonte: Adaptado de (14)

De forma semelhante, pode-se obter soldas a ponto através da interrupção da corrente aplicada nos eletrodos circulares durante o ciclo de soldagem, sendo o espaçamento entre as soldas a ponto ajustado pela velocidade de rotação do eletrodo. Nesta condição o tempo de soldagem é menor que a solda a ponto, entretanto exige aplicação de maior corrente de soldagem e maior pressão⁽¹⁴⁾.

A soldagem por costura pode ainda ser realizada de forma múltipla e simultânea com aplicação de dois cabeçotes dispostos lado a lado, em sequência, com o objetivo principal de reduzir o tempo de soldagem em até 50%. Este tipo de solda é denominado soldagem por costura dupla, ou no inglês *Taden Seam Welding*⁽¹⁴⁾.

3.2.2. Tipos de Soldagem à Resistência por Costura

Na solda à resistência por costura (RSEW) forma-se uma lente de solda contínua, ou *nuggets* contínuos. As peças são sobrepostas e em seguida dois eletrodos em forma de discos percorrem a seção, como detalhado na Figura 2. Este tipo de soldagem requer um frequente processo de dressagem ou retificação do eletrodo, para manutenção da superfície de contato. A variação da superfície de contato está associada a ampla faixa de corrente requerida e a variação da área de contato do eletrodo durante a soldagem, resultante do processo de aquecimento e deformação dos eletrodos à medida em que a soldagem é continuamente realizada⁽¹⁴⁾. O dressador de retificação também é ilustrado na Figura 2.

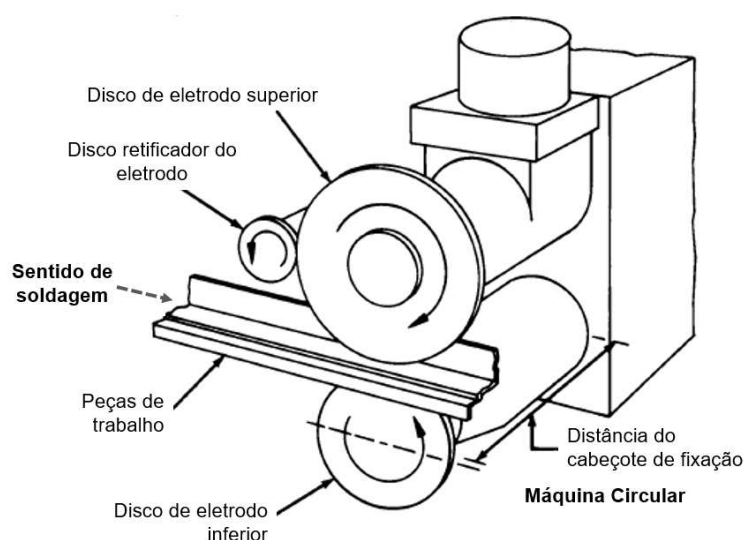


Figura 2 - Ilustração de esquema do processo de soldagem por costura (RSEW).
Fonte: Adaptado de (14)

As soldas à resistência por costura podem ser classificadas pelas variações detalhadas na Figura 3. O primeiro tipo indicado na Figura 3(a) é a Solda por Costura Sobreposta em que as peças unidas são sobrepostas de forma que as bordas das peças não façam parte da junta soldada⁽¹⁴⁾.

Na Solda por Costura e Amassamento, do inglês *Resistance Mash Seam Welding* (RMSW), cujo processo é objeto deste estudo, ocorre deformação plástica à elevada temperatura na região de sobreposição das peças e difusão na região de fusão dos materiais, de forma que a espessura final é inferior a espessura inicial do circuito e a ilustração do resultado de seu processo é apresentada na Figura 3(b). O

processo de amassamento pode levar a redução da espessura da peça entre 5 e 25%. O aspecto superficial da solda e espessura obtida podem ser otimizados com a utilização de discos espremedores que promovem a deformação a frio da solda após a passagem do eletrodo, conforme esquema apresentado na Figura 4, sendo empregados em aplicações que requerem um melhor acabamento superficial, com revestimentos ou pinturas. Esta deformação, no entanto, pode promover um encruamento da região levando à necessidade de posterior tratamento térmico da seção soldada⁽¹⁴⁾. Uma imagem da seção transversal de uma lente de solda obtida por este processo em materiais dissimilares também é apresentada na Figura 4.

O processo RMSW requer elevada força aplicada sobre o eletrodo e um controle preciso de sua aplicação, corrente contínua ou alternada, controle da velocidade de soldagem, controle das espessuras das peças soldadas, além de precisão na sobreposição aplicada, normalmente utilizando referências entre uma à duas vezes a espessura da menor peça. Exceções quanto à sobreposição podem ser utilizadas no processo de soldagem de materiais finos, em que é aplicado duas à quatro vezes a espessura das peças. É necessário para estas soldas a presença sobreposição suficiente para que a corrente seja confinada na área de soldagem devido à utilização de eletrodo de face plana mais largo que a espessura da solda⁽¹⁴⁾.

O terceiro tipo é a Solda à Resistência por Costura com Acabamento Metálico obtida pela alteração da geometria do eletrodo com utilização de um chanfro de 7 a 10° partindo do ponto médio da espessura do eletrodo levando a uma menor deformação aplicada em apenas uma face da junta, conforme apresentado na Figura 3(c). Esta geometria, no entanto, requer aumento da corrente e força do eletrodo devido à distância da sobreposição⁽¹⁴⁾.

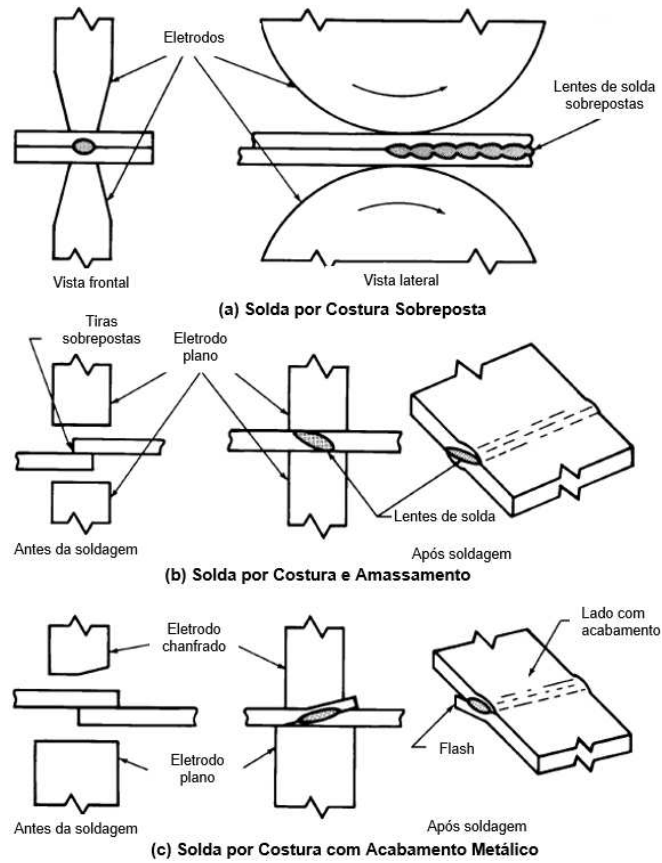


Figura 3 - Variação da aplicação de soldagem a resistência por costura. (a) Solda por Costura Sobreposta; (b) Solda por Costura e Amassamento e (c) Solda por Costura com Acabamento Metálico.

Fonte: adaptado de (14)

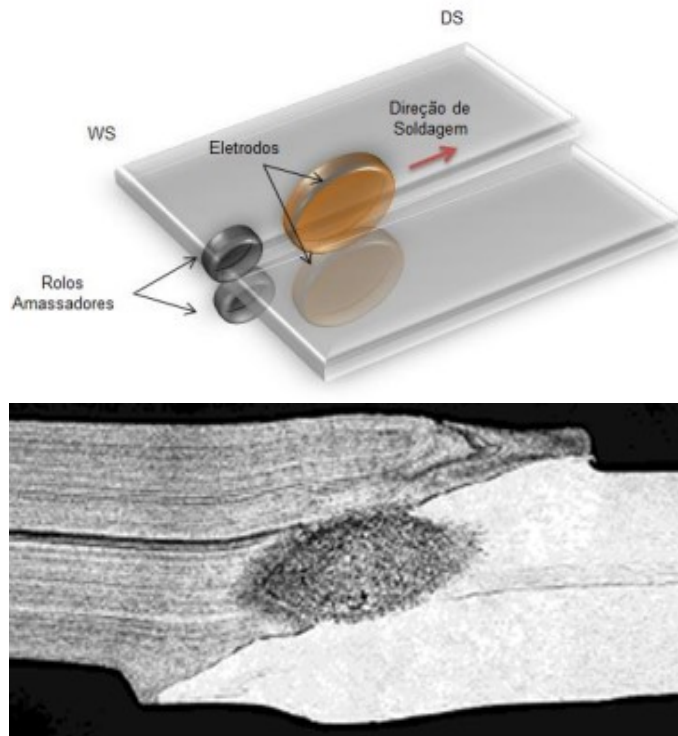


Figura 4 - Ilustração de esquema do processo de soldagem por costura com amassamento e seção transversal de lente de solda à resistência por costura.

Fonte: Centro de Pesquisas Usiminas

Uma quarta técnica disponível é a Soldagem por Costura por Fio de Eletrodo em que um fio de cobre é aplicado entre o eletrodo e a superfície da peça soldada. Este fio de formato de seção transversal circular, triangular ou plana, não é consumido durante a soldagem e possibilita a renovação da superfície evitando assim o depósito de material na superfície do eletrodo. São processos utilizados principalmente em materiais revestidos. Este processo de soldagem, no entanto, deve garantir que a superfície da solda não atinja temperaturas superiores a temperatura de fusão do metal base, levando a incidência de borras e picos de deformação na solda, e favorecendo mecanismos de corrosão da região de solda durante a aplicação⁽¹⁴⁾.

3.2.3. Aplicações, vantagens e limitações

A soldagem por resistência a ponto é amplamente utilizada na união das chapas de aço baixo carbono aplicadas na indústria automotiva, de móveis e armários e produtos similares em que não há requisito de estanqueidade das peças formadas. Trata-se de um processo usado preferencialmente à união mecânica, como rebitagem ou aparafusamento, quando a desmontagem para manutenção não é necessária, por se tratar de um processo mais rápido, com possibilidade de adaptação da automação e econômico devido a não exigência de insumos adicionais para a montagem⁽¹⁴⁾. Trata-se ainda de um processo mais rápido que o processo de soldagem a arco e brasagem e requer menos habilidade para sua execução. Estima-se a utilização entre 3.000 e 6.000 soldas à ponto na estrutura dos automóveis⁽¹⁶⁾.

As soldas por resistência à costura apresentam vantagens similares a solda a ponto, entretanto são capazes de produzir soldas estanques a gases ou líquidos. Em função desta característica este tipo de solda é amplamente utilizado na indústria automotiva para fabricação de tanques de combustíveis, convertedores catalíticos e silenciadores, ou ainda em outros processos de fabricação como trocadores de calor, tanques de água, fabricação de latas, tubulações, tambores, baldes. Outra aplicação relevante é nas plantas siderúrgicas para a união de tiras metálicas em processos contínuos⁽¹⁴⁾.

As desvantagens da soldagem por resistência a ponto estão relacionadas ao elevado custo do equipamento quando comparado a soldagem a arco, a dificuldade de manutenção e reparo, as elevadas demandas da linha de energia, ao aumento de peso devido a necessidade de sobreposição do material e as restrições para soldagem de materiais com diferentes espessuras. Já as soldas por costura acrescentam a restrição geométrica das peças, que devem ser retilíneas, embora pode-se optar pela criação de cantos realizados pela interrupção do processo e reposicionamento das peças ou cabeçote. Entretanto, estas alterações não podem ser abruptas, e limitam o *design* de soldagem. As soldas por costura e amassamento também apresentam pontos de atenção como o deslocamento das peças sobrepostas mediante aplicação da pressão, exigindo uma estrutura robusta de fixação das peças, além da presença de deformação lateral da junta gerada pelo processo de fixação⁽¹⁴⁾.

3.2.4. Descrição do processo de Soldagem por Resistência

O processo de soldagem por resistência envolve aplicação de um fluxo de corrente elétrica através de uma resistência elétrica formada pelo conjunto de metais a serem unidos, sob pressão adequada e tempo suficiente para a formação da lente de solda, ou do inglês *nugget*. A passagem de corrente provoca o aquecimento na área de contato entre as tiras por efeito Joule devido à elevada resistência elétrica nesta região⁽¹⁵⁾. A densidade de corrente e a pressão devem ser suficientemente elevadas para a geração de calor e formação da lente, entretanto, devem ser controladas pois o excesso de calor pode levar a expulsão do metal fundido da zona fundida⁽¹⁴⁾.

Geralmente este processo de soldagem envolve metais que apresentam baixa resistência elétrica, ponto de fusão elevado e elevada condutividade térmica que resulta em perda de calor por condução através das peças, portanto, faz-se necessário aplicação de corrente elevada para atingir a temperatura desejada sob a região a ser soldada. O aporte térmico pode ainda ser controlado pelo tempo de aplicação da corrente elétrica, dado que para um maior tempo de contato entre as

peças e o eletrodo, maior será a temperatura resultante, porém esta condição pode levar a uma menor vida útil do eletrodo⁽¹⁴⁾.

A quantidade de calor gerada em condutores elétricos é proporcional ao quadrado da corrente aplicada e diretamente proporcional à resistência elétrica do sistema e ao tempo de aplicação da corrente. A energia total despendida durante esse processo pode ser calculada através da Lei de Joule, apresentada na equação (1). Onde Q é o calor transformado, em Joules (J), I é a corrente elétrica, em Ampères (A), R é a resistência das peças em Ohms (Ω) e t é o tempo de duração da corrente em segundos (s). De acordo com a equação (1), a corrente elétrica necessária para a soldagem é inversamente proporcional à raiz quadrada do tempo, portanto, corrente requerida aumenta na medida em que o tempo de soldagem diminui⁽¹⁴⁾.

$$Q = I^2 R t \quad (1)$$

3.2.5. Influência dos parâmetros de soldagem da junta

3.2.5.1. Resistência

O circuito secundário do equipamento de soldagem por resistência e configuração das peças a serem soldadas constituem um sistema elétrico em série, onde a corrente será igual em cada parte do circuito e o calor gerado é proporcional à resistência do local. Os principais responsáveis pela distribuição de calor gerado ao longo da espessura da junta durante o processo de soldagem são as resistências formadas nos pontos de contato, as resistências dos materiais por onde tem-se o fluxo de corrente (eletrodos e peças) e o calor dissipado entre as peças e os eletrodos⁽¹⁴⁾.

A *American Welding Society* (AWS) classifica sete resistências formadas em uma junta composta por duas peças conforme apresentado na Figura 5. Os pontos 1 e 7 constituem a resistência gerada pelo eletrodo, enquanto os pontos 3 e 5

representam as resistências dos materiais a serem soldados. Esta resistência é diretamente proporcional à resistividade do metal base e à espessura das peças, entretanto é inversamente proporcional à seção transversal de passagem de corrente. As resistências de contato estão representadas nos pontos 2 e 6 pela resistência formada entre o eletrodo e o metal base, e no ponto 4 pela resistência de interface entre os metais base, onde a lente de solda deverá ser formada⁽¹⁴⁾.

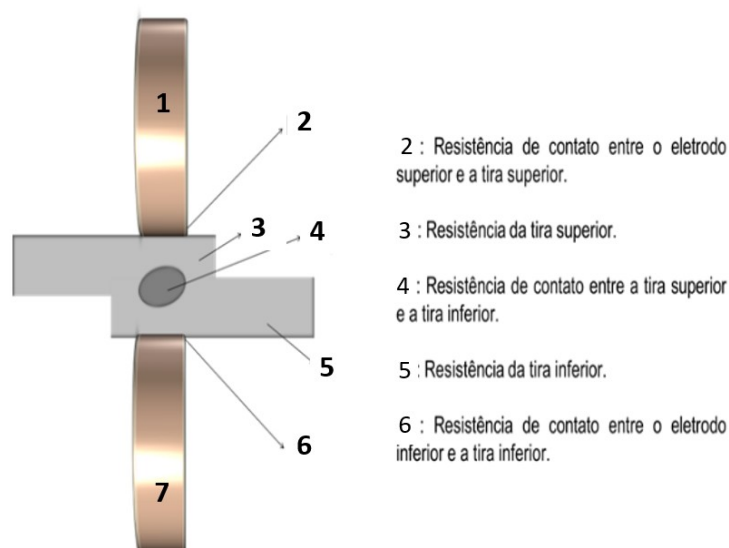


Figura 5 - Ilustração das resistências do sistema formado.

Fonte: Elaboração própria

A intensidade das resistências de contato depende da condição superficial das peças, da área de contato e da força aplicada. A resistência nos pontos 2 e 6 dependerá ainda da geometria do eletrodo que influencia a área de contato. Estes pontos, no entanto, não apresentam temperatura demasiadamente elevada a ponto de provocar fusão do eletrodo durante a passagem de corrente devido a elevada condutividade térmica dos materiais empregados nos eletrodos, usualmente cobre, e a um sistema de refrigeração dos eletrodos empregado nos equipamentos de soldagem que dissipa rapidamente o calor gerado na superfície por condução. O ponto 4 é o ponto de maior resistência do sistema, e, portanto, o local de maior geração de calor. O calor formado neste ponto não é imediatamente conduzido pelos eletrodos resfriados, contribuindo para a elevada temperatura nesta região e levando a formação do perfil de temperatura indicado na Figura 6. A taxa de aquecimento no ponto 4 aumenta à medida que a solda é realizada, visto que o calor gerado pela resistência do material (pontos 3 e 5) é dissipado para o material na região adjacente a solda levando ao aumento da temperatura da solda^(14,17).

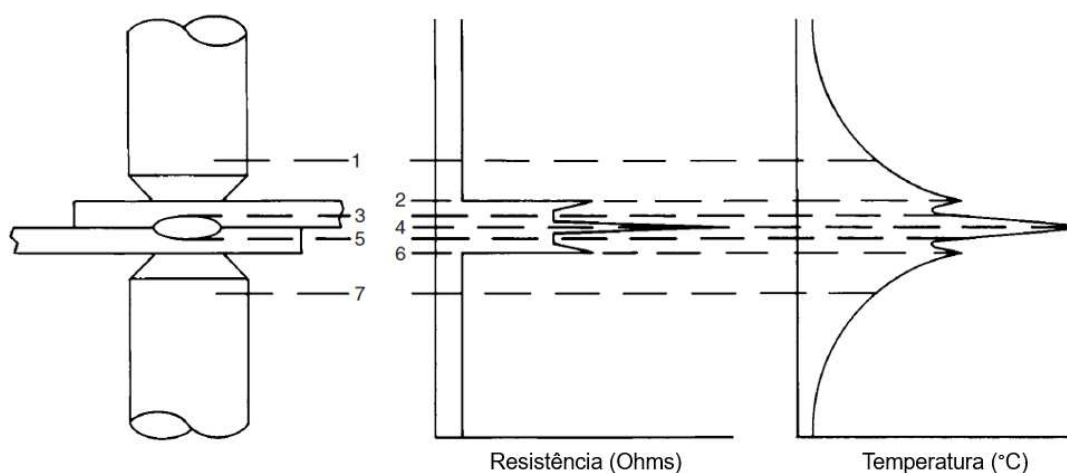


Figura 6 - Ilustração das resistências do sistema formado e relação entre a resistências e temperatura.
Fonte: (14)

A formação da lente de solda deve ocorrer na interface das tiras, por isso, é indispensável que esta região apresente maior resistência de contato (ponto 4) em relação às demais⁽¹⁷⁾. Para garantir a maior temperatura neste ponto, os demais pontos geradores de calor devem ser minimizados, pelo controle da superfície, forma dos eletrodos e sistema de resfriamento dos eletrodos. Pode ser utilizado um sistema de resfriamento dos componentes do circuito secundário da máquina de solda, ou ainda pode ser empregado sistemas de resfriamento por jato, nevoa ou imersão das soldas, com objetivo de garantir maior temperatura no ponto 4⁽¹⁴⁾.

Para a obtenção de soldas mais uniformes é importante garantir que as superfícies estejam limpas e isentas de óxidos, carepa, tintas, sujeira, óleo ou corpos estranhos que podem afetar a resistência de contato no ponto 4 e conseqüente variação na quantidade de calor nesta região. A presença massiva de sujidades nas superfícies das amostras pode levar também a incrustações nas faces ou pista dos eletrodos, causando sua rápida deterioração⁽¹⁴⁾.

Há métodos de preparação e proteção da superfície para a soldagem que podem variar de acordo com o material e processo de soldagem empregado. Para os aços carbono e aços baixa liga, que apresentam baixa resistência a corrosão atmosférica, frequentemente é empregada uma fina camada de óleo oriunda do processo de fabricação ou acrescentada para conter a corrosão do material durante o transporte ou armazenamento da matéria prima. Esta película de óleo não tem efeitos nocivos a solda, desde que as superfícies oleosas não estejam contaminadas com sujeira ou outros materiais dielétricos ou pouco condutores⁽¹⁴⁾. O método de

preparação da superfície do aço depende também de seu estado de fornecimento. Para aços fornecidos no estado laminado a quente, a superfície deve passar por processo de decapagem ou limpeza mecânica. Para aços laminados a quente decapados e oleados ou aços provenientes de um processo de laminação à frio com ou sem recozimento, o processo de soldagem pode ser realizado mediante a remoção mecânica ou química das sujidades superficiais. No caso dos aços de alta liga ou aços inoxidáveis, o processo requer uma limpeza superficial prévia à soldagem pois ao serem submetidos a elevadas temperaturas tendem a formar uma camada de óxido cuja espessura e comprimento dependem da temperatura e tempo de exposição. Este filme pode ser removido por decapagem ácida. Já a presença de graxa ou solventes pode ser removida por solventes ou desengraxantes⁽¹⁴⁾.

A quantidade de calor transferida para a região de união é influenciada pela resistividade elétrica do material a ser soldado, representada pelos pontos 3 e 5 da Figura 6. Além disso, as propriedades intrínsecas de cada material como o calor específico, a temperatura de fusão, o calor latente de fusão e a condutividade térmica afetam diretamente a quantidade de calor necessária para promover a fusão do metal durante a realização da solda. Em materiais com elevada condutividade, como o cobre ou prata é necessária elevada corrente para compensar o calor rapidamente dissipado, tornando o processo de soldagem por resistência nestes materiais mais difícil⁽¹⁴⁾.

Experimentalmente, a resistividade pode ser determinada mediante equação (2), onde ρ é a resistividade, V é a tensão aplicada, A é a área, i é a corrente em Ampères e L é o comprimento em metros⁽¹⁸⁾.

$$\rho = \frac{VA}{iL} \quad (2)$$

A resistividade do metal soldado influencia diretamente no tamanho da lente de solda e a presença de elementos de liga no metal influenciam significativamente a resistividade. Modelos descrevem influência significativa de elementos como carbono, manganês, silício, enxofre e fósforo na resistividade dos metais, sendo o carbono elemento de maior influência. Experimentos indicaram grupos de aços com baixo carbono (<0,05%) e baixo silício (0,02 – 0,08%) apresentaram resistividade entre 13 e 14,5 Ω , enquanto aços de alto carbono (0,5 – 0,8%), moderados teores de silício (0,1 – 0,2%) e manganês (0,55 – 0,75%) apresentam resistividade em faixa

intermediária, entre 19 e 22 Ω . Já aços com baixo teor de carbono e elevados teores de silício (0,8 -0,9%) e manganês (1,45%) apresentaram maior resistividade entre 28 a 32 Ω . Em seu estudo, Kolev et al., propõem correlação entre a resistividade e a composição química dos aços por meio de uma regressão multivariada com bom ajuste de correlação ($R^2 = 0,9910$) apresentado na equação (3), onde os teores são considerados por sua fração mássica⁽¹⁸⁾.

$$\rho = 9,5484 + 5,0273 \%C + 5,8212 \%Mn + 13,0808 \%Si + 45,4141 \%P + 18,5418 \%S \quad (3)$$

Todavia, não é possível explicar a resistividade de aços apenas com base na composição química, ou no carbono equivalente, frequentemente utilizado para agrupamento da influência de diferentes elementos de liga na capacidade de endurecimento⁽¹⁸⁾. A resistividade de um metal é uma propriedade física dependente da temperatura (ρ_{temp}) e da presença de descontinuidades cristalinas provocadas por átomos de solutos ($\rho_{solutos}$), fases (ρ_{fases}) e vacâncias, deslocamentos e contornos de grão ($\rho_{defeitos}$). A resistividade total é resultante da influência de cada um destes efeitos e foi descrita pela regra de Matthiessen, apresentada na equação (4). O aumento do teor de carbono do aço, eleva a fração volumétrica de cementita que apresenta resistividade elétrica dez vezes superior ao ferro, e, conseqüentemente, aumenta a resistividade total⁽¹⁸⁾.

$$\rho_{Total} = \rho_{Temp} + (\rho_{Fases} + \rho_{Solutos}) + \rho_{Defeitos} \quad (4)$$

3.2.5.2. Corrente

De acordo com a equação (1), a quantidade de calor gerada em condutores elétricos é proporcional ao quadrado da corrente e, portanto, esta variável exerce um efeito significativo no aporte térmico durante o processo de soldagem. Variações na intensidade da corrente ou na densidade de corrente afetam a interface de solda, e promovem aumento expressivo da lente de solda para um aumento da densidade de corrente⁽¹⁴⁾. Na Tabela 1, são apresentados os resultados obtidos experimentalmente e via simulação numérica por Xiaodong Wan, indicando uma

relação diretamente proporcional entre a corrente de soldagem e o tamanho da lente de solda (*nugget*) em grupo de aço DP600⁽¹⁹⁾.

Tabela 1 - Comparação entre o tamanho do *nugget* para diferentes correntes de soldagem em avaliação experimental e numérica em aço *Dual-Phase* da classe de resistência 600 MPa.

Amostra	Corrente de soldagem (kA)	Tamanho <i>nugget</i> experimental (mm)	Tamanho <i>nugget</i> numérico (mm)	Desvio (%)
A	6	2,83	2,77	-2,12
B	8	4,21	4,46	5,94
C	10	7,08	6,41	-9,46
D	12	7,37	7,06	-4,21

Fonte: (19)

A corrente é uma importante variável de controle no processo de soldagem por resistência pois seu aumento pode resultar em sobreaquecimento do metal base e expulsão do metal fundido formando pontos de fragilidade na solda pela formação de poros ou trincas. A densidade de corrente pode ser reduzida através do aumento da superfície de contato do eletrodo. Nesta condição é observada redução da quantidade de calor e conseqüentemente do tamanho do *nugget*. Outros fatores como variação na corrente de soldagem devido variações de tensão na linha de alimentação do equipamento ou variação da impedância no circuito secundário do equipamento causadas por introdução de metais magnéticos ou alterações na geometria do circuito devem ser um ponto de atenção no processo de soldagem por resistência⁽¹⁴⁾.

A corrente de soldagem para soldas por costura tende a ser superior às soldas a ponto devido a fuga de corrente pela seqüência de pontos de solda previamente realizados. Normalmente a corrente é fornecida em pulsos por período, sendo a lente de solda formada durante aplicação do pulso. Este tipo de aplicação da corrente permite um bom controle do aquecimento e o resfriamento da solda sob pressão, minimizando a probabilidade da ocorrência de distorções térmicas nas peças. A expulsão do metal fundido, denominada como borras ou centelhamento, é minimizada nesta condição⁽¹⁴⁾.

3.2.5.3. Tempo

O ciclo de soldagem por resistência pode ser caracterizado em quatro etapas básicas: tempo de compressão, tempo de soldagem, tempo de espera e tempo de saída. O tempo de compressão, também denominado *Squeeze time*, consiste no tempo de posicionamento do eletrodo entre as peças e a aplicação da corrente. O tempo de soldagem (*Weld Time*) consiste no tempo de aplicação da corrente, e o tempo de espera (*Hold Time*) descreve o tempo em que a força é mantida após o último impulso da corrente, levando à solidificação do núcleo da solda. No tempo de saída, ou *Off Time*, normalmente utilizado para ciclos de soldagem repetitivos e manuais, os eletrodos são removidos das amostras e retornam à posição inicial⁽¹⁴⁾.

Para cada densidade de corrente aplicada tem-se um tempo mínimo para atingir a temperatura de fusão do material, acrescido da quantidade de calor a ser considerada pelas perdas do sistema. Entretanto, para o tempo de soldagem excessivo a temperatura pode atingir patamares acima da temperatura de fusão e devido à alta concentração de energia ocorre aumento da pressão interna e a consequente expulsão do metal líquido, dos gases e vapor metálico ou pequenas partículas metálicas⁽¹⁴⁾.

Parte do calor gerado durante o processo de soldagem é dissipado para o metal base e para os eletrodos que são continuamente resfriados. Uma pequena parte do calor é perdida por radiação. A quantidade de calor deve ser aplicada por tempo suficiente de modo que o calor da superfície seja conduzido pelo material base e possibilite o aumento da lente de solda. Para elevado tempo de soldagem, a quantidade de calor gerada é igual a quantidade de calor perdida e a temperatura tenderá à estabilidade⁽¹⁴⁾.

As taxas de dissipação de calor variam durante e após a aplicação da corrente, até que a solda seja resfriada à temperatura ambiente, atingindo o equilíbrio térmico. A taxa de dissipação do calor reduz proporcionalmente ao aumento do tempo de soldagem em consequência do acúmulo de calor no metal base, levando assim a um menor gradiente de térmico entre o metal base e o *nugget* durante o resfriamento. Materiais mais espessos requerem maior tempo de soldagem e, portanto, também apresentam menores taxas de resfriamento quando comparados a materiais finos. Outros fatores como a condutividade elétrica, a

temperatura do metal base e a espessura das amostras soldadas determinam ainda a taxa de dissipação do calor na zona de solda. Para amostras finas com baixo tempo de soldagem, são frequentemente relatados ocorrência de empeno excessivo associado a rápida remoção dos eletrodos após interrupção da corrente, sem o completo resfriamento e solidificação do nugget, sob à aplicação de pressão⁽¹⁴⁾.

Como os eletrodos são girados continuamente, o tempo de resfriamento de soldas a resistência por costura é curto, levando a aplicação de estratégias de resfriamento como a aplicação de um fluxo de água sobre as peças. Durante o resfriamento forma-se uma película de vapor de água sobre a área quente e desta forma a transferência de calor é restringida. Um resfriamento eficaz pode ser obtido pelo emprego de um jato de água no ponto imediatamente após a passagem do eletrodo. Entretanto, o aumento da taxa de resfriamento pode não ser indicado para alguns materiais, como os aços temperáveis devido a formação de fases frágeis. Outras etapas têm sido desenvolvidas e incluídas a esta sequência com foco na melhoria das propriedades físicas e mecânicas nas zonas da solda. Como exemplo pode-se citar a aplicação de forças de pré-compressão dos eletrodos sobre as peças visando redução do gradiente térmico; aplicação de força de compressão para consolidação do *nugget*; utilização de processos de têmpera e revenimento da junta soldada, visando aumento da resistência mecânica ou pós aquecimento para refino do tamanho de grão⁽¹⁴⁾.

O *nugget* obtido na realização de uma solda a resistência é produzido durante a aplicação dos pulsos de corrente. A velocidade pode ser determinada pelo número de ciclos de aquecimento (com aplicação de corrente) e resfriamento (intervalo entre os pulsos de corrente) por minuto das soldas a ponto. O tamanho da lente pode ser controlado pela intensidade da corrente e pela velocidade de soldagem. Um aumento da velocidade de soldagem promove redução do aporte térmico e pode levar à necessidade de aumento da corrente para aumento do tamanho da lente de solda, entretanto, o aumento demasiado da corrente contribui para o desgaste prematuro do eletrodo. O aumento na velocidade do processo de soldagem requer também aumento da relação entre os ciclos de aquecimento e resfriamento para manter sobreposição entre os pontos de solda. A sobreposição aconselhada entre os pontos de solda é entre 15 e 20% do diâmetro da lente de solda. Este valor pode chegar entre 40-50% visando ao aumento da resistência da solda⁽¹⁴⁾.

O tamanho da lente de solda formada é diretamente proporcional à resistência mecânica da solda, bem como o aumento da sobreposição entre lentes aumenta a resistência mecânica. A relação entre ciclos de resfriamento e resistência da solda/tamanho do *nugget* em aço carbono 1010 com 1,98 mm de espessura é apresentada na Figura 7. A sobreposição dos *nuggets* foi calculada pelo comprimento da linha paralela entre centros dos pontos de solda. A sobreposição decai à medida que os ciclos de resfriamento aumentam, esta relação está associada a dissipação do calor gerado durante o tempo de aquecimento. Como consequência a menor sobreposição e menor quantidade de calor, a resistência da solda e o tamanho do *nugget* decrescem. De modo semelhante, a penetração do *nugget* calculado pela linha perpendicular ao ponto central da solda diminui à medida que os ciclos de resfriamento aumentam⁽¹⁴⁾.

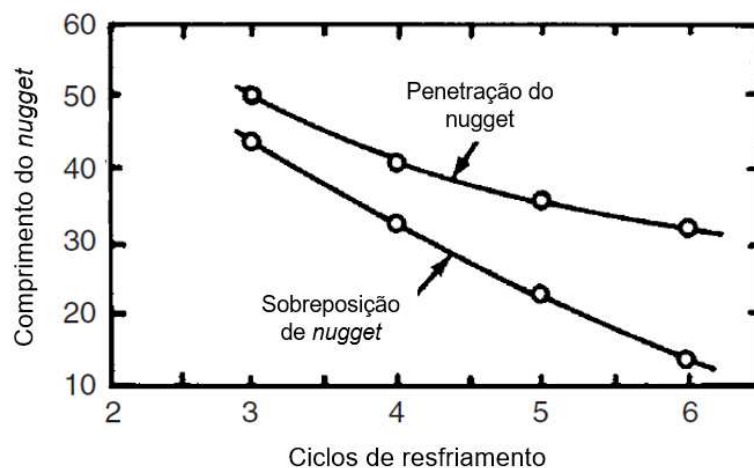


Figura 7 – Efeito do ciclo de resfriamento na profundidade da lente de solda e na sobreposição entre pontos de soldas por costura
Fonte: adaptado de (14)

A quantidade de *nuggets* por comprimento pode variar de acordo com o tipo de material soldado e a espessura das peças. Para baixas espessuras, o número de soldas por unidade de comprimento aumenta e a quantidade de soldas determina, portanto, a velocidade de soldagem⁽¹⁴⁾.

3.2.5.4. Pressão

A pressão de soldagem é produzida pela força exercida pelos eletrodos na junta e exerce um efeito na resistência de contato na interface de solda. Esta força

pode ser aplicada através de um sistema hidráulico, pneumático, magnético ou mecânico do equipamento de soldagem.

Considerando as mesmas condições de equipamento de soldagem, geometria do eletrodo, circuito de solda e condição de superfície, observa-se um aumento limitado da corrente à medida que a força do eletrodo ou pressão de soldagem aumenta. Este efeito é, no entanto, inversamente proporcional à geração de calor na amostra e leva a aplicações visando à redução da expulsão de metal líquido, ou seja, formação de borras no cordão de solda^(20,14).

A força exercida pelos eletrodos pode ser aplicada durante o processo de soldagem de forma constante ou ainda por meio de ciclos regulares através da aplicação inicial de pressão previamente ao processo de soldagem seguido pela redução da pressão para a realização da solda, ou ainda aplicação de forças suficientemente elevadas para a solda, seguido de amassamento visando redução da porosidade e trincas no nugget. A força de amassamento pode ser cerca de três vezes superior à força de soldagem e deve ser aplicada imediatamente após a finalização da corrente de soldagem devido à condição de resfriamento da superfície para o centro da lente de solda⁽¹⁴⁾.

A superfície de um material em escala micrométrica é composta por picos e vales, de forma que o contato entre superfícies é dado inicialmente pelos picos, que representa, portanto, uma menor área de contato total entre as peças. Consequente à menor área de contato, a resistência gerada para a passagem de corrente aumenta. À medida que a pressão aumenta, os picos são deformados e a área de contato aumenta, reduzindo a resistência de contato⁽¹⁴⁾.

Variações da pressão aplicada podem decorrer de variações da espessura na amostra. Em caso de redução acentuada de espessura, tem-se uma redução brusca de pressão durante o processo de soldagem, elevando as resistências nos pontos 2 e 6 (contato eletrodo e metal base) e ponto 4 (contato de interface entre os metais base), apresentados na Figura 6, e consequente aquecimento excessivo nestas regiões. Esta condição eleva a pressão interna no metal podendo provocar ruptura da seção metálica não fundida ao redor do *nugget* e expulsão deste metal fundido da lente de solda⁽¹⁴⁾.

Os eletrodos promovem a área de contato elétrico entre as peças a serem soldadas, e são responsáveis ainda pela condução da corrente elétrica pelo sistema, aplicação das forças, manutenção do alinhamento das peças soldadas e dissipação

do calor de solda pelas amostras. A área de contato do eletrodo influencia a densidade de corrente e o tamanho da lente de solda. A maior parte dos eletrodos é constituído por uma liga de cobre, mais macias quando comparadas às amostras de aço a serem soldadas. Esta característica promove aumento da área de contato na interface entre o eletrodo e a amostra, reduzindo a resistência local. A área de contato pode aumentar ainda em decorrência de possível erosão ou formação de pites nos eletrodos. Esta característica exige dos eletrodos além dos requisitos de condutividade térmica e elétrica, uma elevada resistência mecânica para suportar os sucessivos esforços submetidos sob elevadas temperaturas sem ocorrência de deformação ou achatamento que podem levar à variação da densidade de corrente⁽¹⁴⁾.

Geralmente a condutividade térmica e elétrica são inversamente proporcionais a dureza da liga, obtida por tratamento térmico ou trabalho a frio no processo de forjamento da peça. Os eletrodos a base de liga de cobre são amplamente utilizados e disponíveis no mercado. Em função da necessidade de controle da área de contato entre o eletrodo e a amostra, os eletrodos utilizados no processo são frequentemente retificados ou substituídos⁽¹⁴⁾. Os tamanhos e formatos dos eletrodos são usualmente determinados pelo material e espessura das peças a serem soldadas. Estudos apresentam resultados mediante a aplicação de revestimento de níquel e cromo nos eletrodos de cobre com objetivo de aumentar a resistência do sistema visando aumento da quantidade de calor, sem a aplicação de aumento na corrente. Esta estratégia foi adotada em aços de baixa resistividade elétrica^(14,21).

3.2.6. Balanço térmico no processo de Soldagem por Resistência

No processo de solda por resistência é relevante que a profundidade de fusão entre as amostras seja equivalente e o equilíbrio térmico é obtido quando a profundidade de fusão nas duas peças é similar. Variações na profundidade de fusão podem decorrer da diferença de espessura das amostras, variação da geometria e da condutividade elétrica entre diferentes metais aplicados na produção de juntas soldadas. A variação da condutividade elétrica é caracterizada por

gradientes composicionais e microestruturais que promovem variações químicas, físicas e de propriedades mecânicas através da seção da junta^(22,14).

Para minimizar este efeito de desequilíbrios térmicos podem ser aplicadas variações na área de contato ou na composição dos eletrodos. Como exemplo, pode ser aplicada redução na seção transversal do eletrodo em contato com metal de alta condutividade, permitindo assim a concentração da densidade de corrente e aumento da temperatura local, minimizando as perdas de calor para o eletrodo. Em consequência, a área de fusão é deslocada para o metal de maior condutividade. De forma alternativa pode ser utilizado um eletrodo de maior resistência elétrica em contato com a superfície de maior condutividade, ou aumento da espessura da peça de maior condutividade⁽¹⁴⁾. Estas técnicas estão ilustradas na Figura 8.

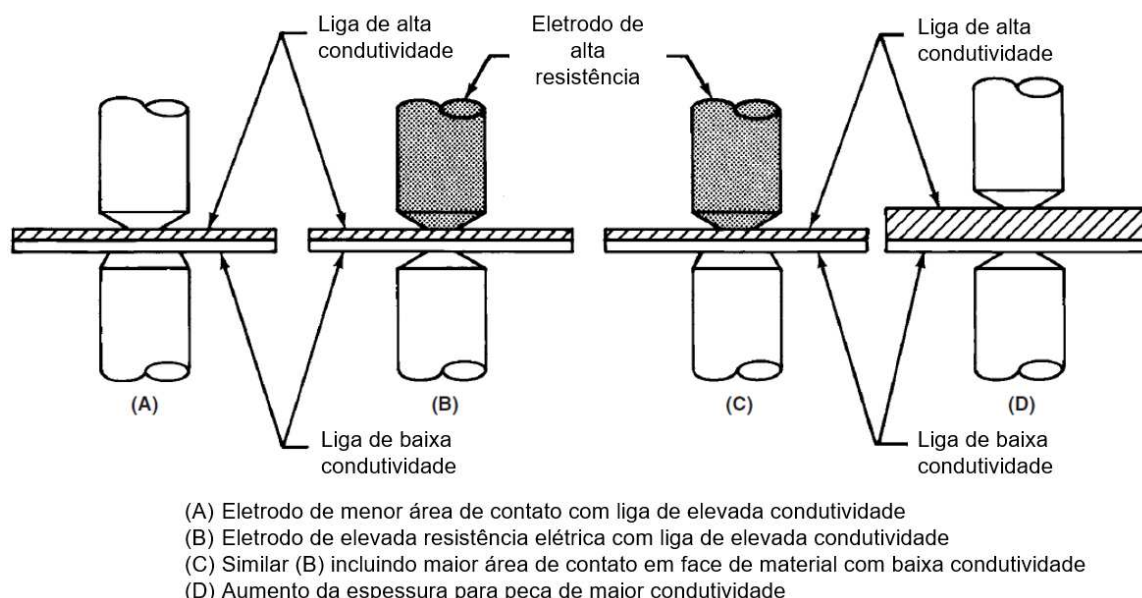


Figura 8 - Técnicas para melhorar o equilíbrio térmico em sistemas de soldagem a resistência por pontos de metais com diferentes condutividades elétricas

Fonte: adaptado de (14)

Para metais de condutividade similares com diferentes espessuras têm-se maior resistência elétrica e baixa condutividade na seção mais espessa. Como resultado é observado maior profundidade de fusão na maior espessura quando comparada a seção mais fina e o equilíbrio térmico pode ser melhorado reduzindo a densidade de corrente através do aumento da área de contato do eletrodo na seção mais espessa. A AWS recomenda para aços carbono que a diferença entre as espessuras não exceda a razão 4:1, ou razão 3:1 caso não haja variação dos eletrodos. Já os materiais aço carbono revestidos requerem uma razão ainda mais restrita equivalente a 2:1⁽¹⁴⁾.

3.2.7. Características geométricas das Soldas por Costura e Amassamento

O processo de fabricação de soldas por costura e amassamento promove uma deformação do metal base durante aplicação de forças do eletrodo seguido de posterior amassamento desta seção. Este processo resulta em redução da espessura do sistema. O processo de deformação e formação da lente de solda pode ser dividido em duas regiões: a região da lente de solda, ou *nugget*, formada pela sobreposição dos metais fundidos, e a região de união de fases sólidas formada pelo processo de deformação plástica do metal aquecido próximo ao *nugget* e deformação da superfície do material⁽²³⁾. O processo de deformação para a formação da solda por sobreposição é apresentado na Figura 9.

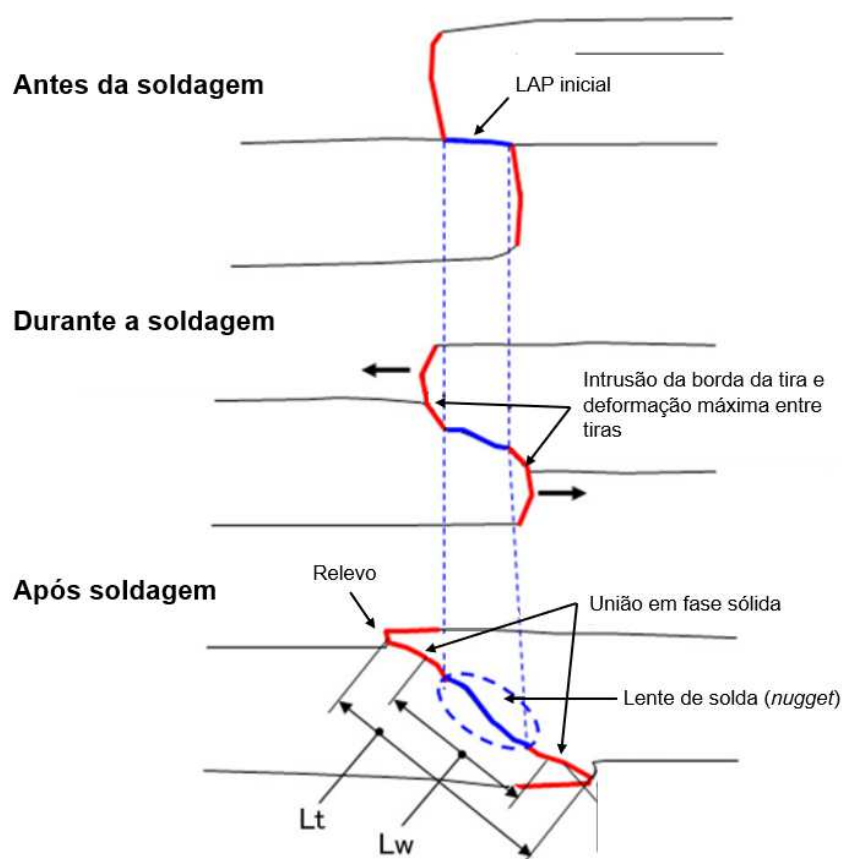


Figura 9 - Esquema de processo de deformação em solda em seção transversal
Fonte: adaptado de (23)

Caso a região de deformação não seja suficientemente formada com a aplicação satisfatória de pressão e temperatura, pode ocorrer abertura e consequente fratura da junta soldada. Para mitigar este modo falha, os parâmetros para soldagem como corrente, pressão, sobreposição e velocidade devem ser

adequadamente utilizados de acordo com o material e espessura empregados. Para avaliar o efeito do aumento da corrente no tamanho da formação do *nugget*, Tominaga et al. produziram juntas soldadas com sucessivos incrementos na corrente e pressão até atingir condição limite determinada pela ocorrência de expulsão do metal líquido e observaram que quando a força do eletrodo aumenta, a área de contato e corrente de soldagem podem aumentar. Foram realizadas análises macroestruturais da seção transversal da junta soldada para avaliação das regiões da solda e cálculo da taxa de união das soldas (β) proposta conforme a equação (5), onde β é a taxa de união em percentual, L_w é a largura da interface da área de união de fase de sólida e L_t como a largura total da área de interface unida⁽²³⁾. Um esquema ilustrativo para estas referências de largura está apresentado na Figura 9.

$$\beta = \frac{L_w}{L_t} \quad (5)$$

Como resultado ao aumento de corrente e pressão há aumento de β em decorrência do aumento da temperatura e a linha de união em fase sólida tende a ficar menos definida nas análises macrográficas. O aumento da força do eletrodo aumenta a taxa de mudança de forma da junta (C_t) que pode ser calculada conforme equação (6), onde B é a largura da solda, t_w é a espessura final da solda, δ é a sobreposição e t_0 é a espessura do metal base⁽²³⁾. A correlação entre a taxa de união das soldas (β) e a taxa de mudança de forma da junta (C_t) é apresentada na Figura 10.

$$C_t = \frac{B/t_w}{\delta/2 t_0} \quad (6)$$

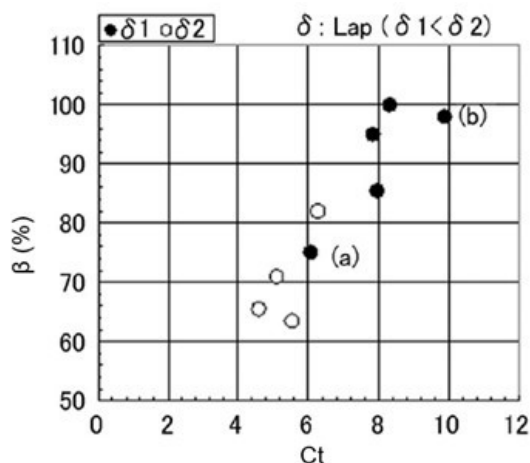


Figura 10 – Correlação entre a taxa de união das soldas e a taxa de mudança de forma da junta obtida para diferentes referências de sobreposição.
Fonte: adaptado de (23)

No estudo de Tominaga et al. foi avaliada também a influência da velocidade na taxa de união das soldas (β) mantendo constantes a força do eletrodo e a corrente de soldagem. Observou-se que β atinge valor máximo para razão entre a velocidade máxima teste e velocidade máxima referência de 50%. A redução de β para velocidades superiores a 50% está relacionada a redução de C_t devido a redução do tempo de soldagem. Para velocidade inferior a 50%, apesar do aumento de C_t , há perda de calor da solda para o eletrodo em decorrência do aumento do tempo de contato do eletrodo com a superfície da junta⁽²³⁾.

3.2.8. Influência do material nos parâmetros de soldagem

As propriedades dos metais como resistividade elétrica, condutividade térmica, expansão térmica, dureza e resistência mecânica, resistência à oxidação, temperatura de fusão e propriedades metalúrgicas influenciam a soldabilidade dos materiais nos processos de soldagem por resistência⁽¹⁴⁾. A soldabilidade é uma medida da capacidade de um material obter uma estrutura final satisfatória nas condições desejadas em projeto após a realização de um processo de união, revestimento ou recuperação empregando um processo de soldagem. A soldabilidade pode também ser afetada pelo processo de fabricação^(16,24). Testes laboratoriais fornecem comparação entre soldabilidade baseada em ligas, procedimentos e processos de fabricação⁽¹⁷⁾.

A resistividade elétrica do material é um dos fatores que influenciam a soldabilidade no processo de soldagem por resistência, sendo diretamente proporcional ao calor gerado do processo de soldagem. Desta forma, faz-se necessária a aplicação de maior corrente para a mesma quantidade de calor gerada por um material com baixa resistividade elétrica quando comparada a um material com alta resistividade. Além disso, a fuga de corrente é maior em materiais com alta condutividade elétrica. Desta forma, materiais com alta resistividade são considerados de maior soldabilidade por requererem menor corrente e capacidade do equipamento. De forma similar, materiais com elevada condutividade térmica

tendem a perder o calor para a peça soldada, e, portanto, apresentam menor soldabilidade quando comparado a metais de baixa condutividade térmica⁽¹⁴⁾.

O coeficiente de dilatação térmica também deve ser considerado dado o impacto da alteração de dimensões durante o aquecimento no processo de soldagem, levando ao empeno ou flambagem da peça. Já a dureza, ou resistência mecânica do material, afeta a capacidade do material se deformar sob aplicação da força pelos eletrodos, de forma que materiais macios são facilmente indentados e materiais de elevada dureza requerem aplicação de maior força, podendo levar a maior deformação e conseqüente desgaste do eletrodo. Os materiais com elevada resistência mecânica sob elevada temperatura requerem utilização de maior força de amassamento na junta soldada quando aplicados no processo RMSW⁽¹⁴⁾.

A resistência a oxidação dos metais influencia a soldabilidade dos materiais visto que a presença de óxidos nas superfícies aumenta a resistência elétrica neste ponto e, por conseqüência, eleva a quantidade de calor fora da interface entre as peças a serem soldadas levando à possível aderência do metal fundido no eletrodo, à fragilização da junta soldada e à formação de um aspecto irregular na superfície da solda. A remoção destes óxidos superficiais promove maior soldabilidade⁽¹⁴⁾.

Os metais com faixa de temperatura amolecimento restrita, ou seja, cuja faixa de temperatura que o metal funde e flui é limitada, requerem um controle refinado sobre os parâmetros de soldagem como corrente, pressão aplicada e variações geométricas do eletrodo, enquanto materiais com uma faixa de temperatura amolecimento ampla comportam maiores variações do processo de soldagem por resistência, portanto apresentam melhor soldabilidade⁽¹⁴⁾.

No processo de soldagem por resistência, os metais são deformados, aquecidos e rapidamente resfriados pela condução de calor através dos eletrodos e das peças, causando transformações de fases e endurecimento da região soldada que afetam a soldabilidade do material. Os aços com baixo teor de carbono (< 0,25% em massa), apresentam uma resistividade elétrica intermediária e baixa temperabilidade, o que aumenta sua soldabilidade. Já os aços de médio carbono (entre 0,25 e 0,55%), alto carbono (entre 0,55 e 1,0%) e aços ligados com teores de liga superiores a 5,5%, devido à maior temperabilidade formam fases duras e frágeis na região na região de resfriamento que fragilizam o cordão de solda. Para controle deste processo, uma etapa de pós-tratamento da solda por meio de revenimento pode ser empregada^(14,19). A soldabilidade dos aços avançados de alta resistência

não é bem conhecida quanto a dos aços tradicionais. Experimentos demonstram que a expulsão do metal e formação de borra é um fenômeno comum para o aço DP durante o processo de soldagem a ponto, possivelmente relacionada a contribuição das diferentes resistividades das fases presentes⁽¹⁹⁾.

3.2.9. Caracterização de soldas por resistência em aços AHSS

Os aços AHSS são principalmente multifásicos, constituídos por ferrita, martensita, bainita e/ou austenita retida em quantidades suficientes para produzir propriedades mecânicas únicas, e por isso, a soldagem desses aços requer atenção especial⁽¹⁵⁾. Todavia a soldagem desses materiais apresenta desafios metalúrgicos devido heterogeneidades na microestrutura ao longo do cordão de solda, em decorrência do processo de soldagem, resultando na deterioração das propriedades mecânicas na Zona Fundida (ZF) e alteração das propriedades do metal base na zona afetada pelo calor (ZAC), após aplicação de ciclos térmicos⁽¹⁶⁾. Um exemplo de macroestrutura de secção transversal de tira 2,00mm de espessura soldada pelo método RMSW e um diagrama das regiões formadas na solda são apresentados na Figura 11.

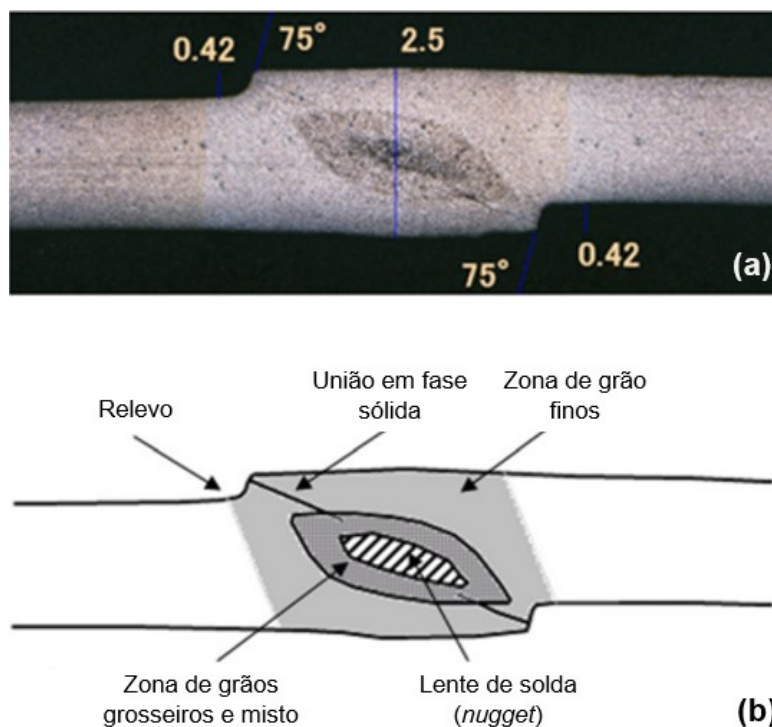


Figura 11 – Seção transversal de (a) macroestrutura de solda obtida pelo método de resistência por costura e amassamento em tira de espessura 2 mm e (b) diagrama das principais regiões obtidas para junta soldada.

Fonte: (23)

O aparecimento de trincas na ZAC produzida no processo de soldagem por resistência em aços com elevada fração volumétrica de martensita no metal base, é uma das principais motivações de pesquisas na área⁽²⁰⁾. As pesquisas com abordagem sobre a microestrutura e propriedades mecânicas resultantes do processo de soldagem por resistência tem sido realizada em aços AHSS.

A avaliação da microestrutura da solda a resistência por costura em materiais AHSS ainda é pouco descrita na literatura, portanto, serão apresentados resultados de estudos realizados acerca da solda à ponto (RSW) nesta seção, em virtude da similaridade entre os dois processos de fabricação. A junta soldada pode ser dividida em três regiões diferentes: o Metal Base (MB), a Zona Fundida (ZF) e a Zona Afetada pelo Calor (ZAC), situada entre o MB e ZF. Estas regiões são apresentadas na Figura 12 em macroestrutura obtida após realização de solda por resistência a ponto entre materiais DP780 e DP600⁽²²⁾.

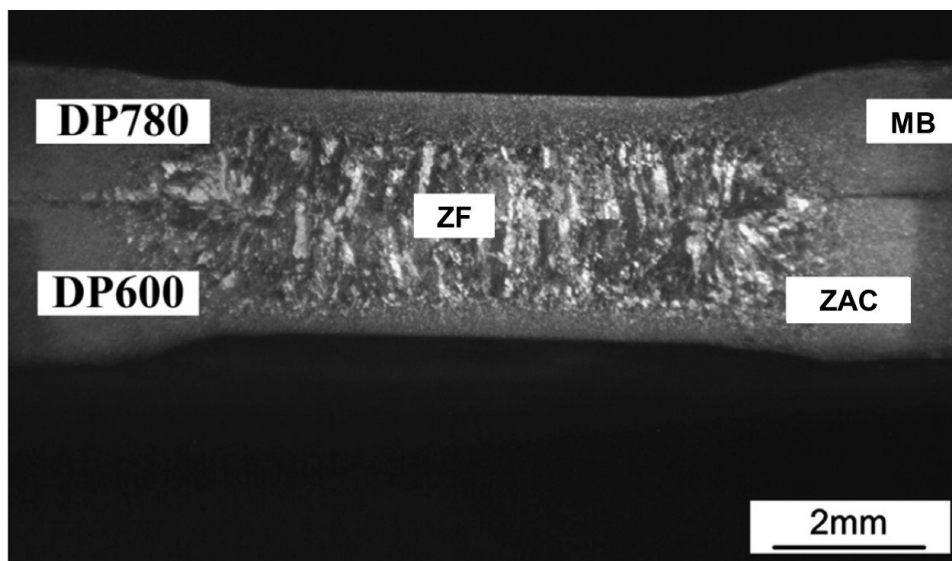


Figura 12 – Macroestrutura típica de solda por resistência a ponto entre materiais Dual Phase.
Fonte: (22)

Regiões distantes da ZF apresentam temperaturas abaixo de Ac_1 , mas suficientemente elevadas para promover o revenimento da martensita presente no aço, levando à formação da ZAC, com amaciamento da estrutura e resultando na redução da dureza para valores inferiores à dureza do metal base⁽²⁵⁾. A ZAC pode ser dividida em quatro sub-regiões: subcrítica, intercrítica, zona de grãos refinados e zona de grãos grosseiros, respectivamente. Na ZAC subcrítica, mais próxima do metal base, a temperatura máxima está abaixo de Ac_1 , resultando no revenimento da martensita presente na microestrutura. Na medida em que a ZAC se aproxima ZF, a temperatura aumenta para valores acima de Ac_1 , entrando na região intercrítica, na qual se dá o surgimento da austenita, que, ao ser resfriada rapidamente durante o processo de soldagem, conduz à formação de martensita. Na zona intercrítica a temperatura atinge valores entre Ac_1 e Ac_3 . Para temperaturas pouco acima e próximas a Ac_3 , mas com o tempo relativamente pequeno para promover o crescimento do grão, ocorre a formação de grãos refinados na ZAC. Para regiões de temperatura ainda mais próximas da ZF, em valores acima de Ac_3 , o maior tempo disponível à temperaturas elevadas formam grãos de austenita grosseiros, e conseqüentemente a ZAC de grãos grosseiros⁽²²⁾. Estas diferentes regiões caracterizadas do metal base à lente de solda por resistência a ponto em aço DP600 são apresentadas em análise por microscopia eletrônica de varredura na Figura 13.

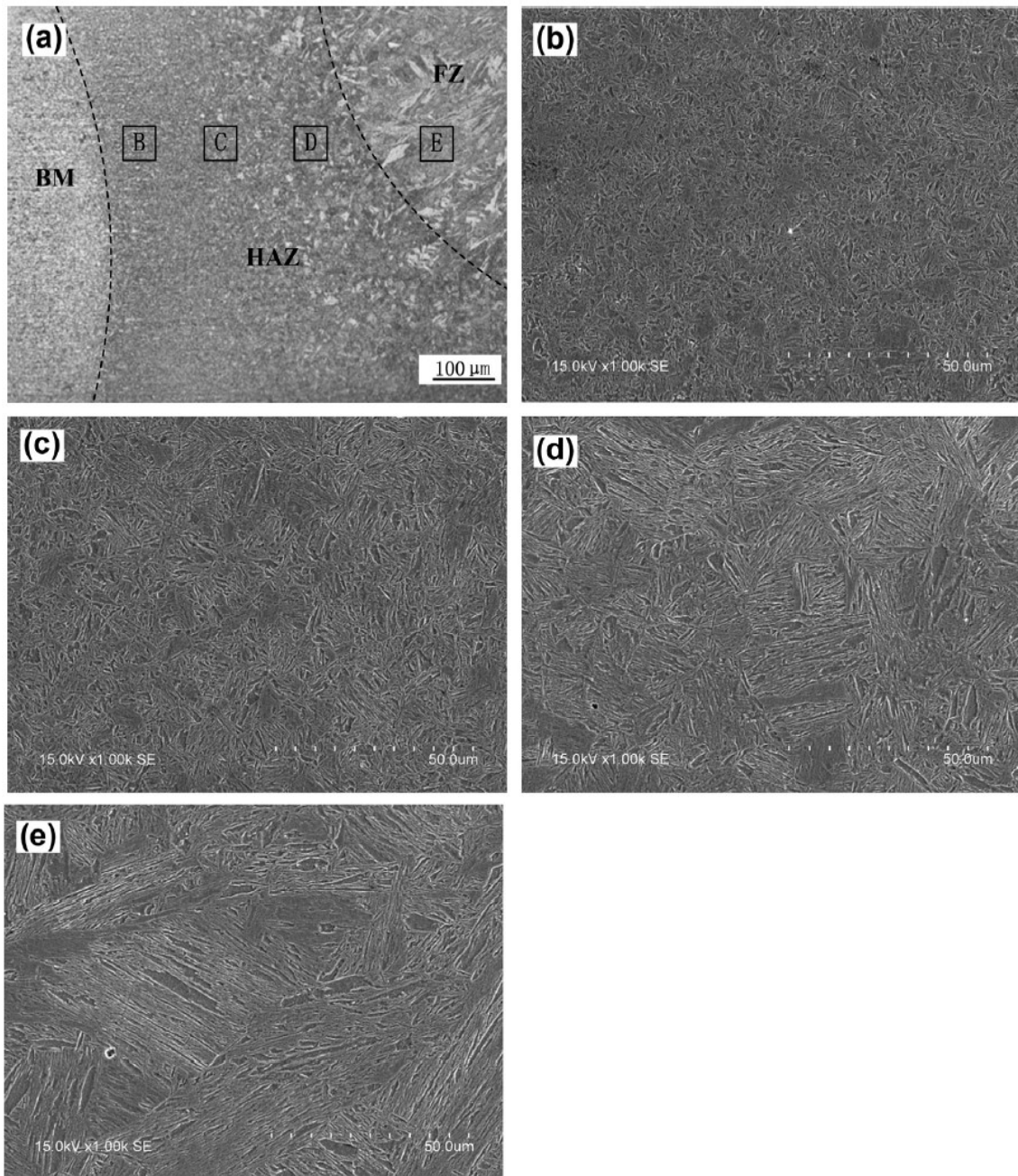


Figura 13 - Alterações microestruturais do metal base para a lente de solda por resistência a ponto em aço DP600, (a) micrografia com vista geral em região da amostra atacada, (b) ZTA intercrítica, (c) ZTA de grãos refinados, (d) ZTA de grãos grosseiros e (e) zona de fusão.
Fonte: (22)

Na ZF, apresentada na Figura 13(e), a temperatura ultrapassa a temperatura *liquidus* do metal levando a formação de uma estrutura bruta de fusão. O alto teor de elementos de liga promove uma difusão de soluto na frente sólido/líquido resultando em super-resfriamento constitucional. O processo de soldagem a resistência apresenta uma elevada taxa de resfriamento e conseqüente alto gradiente de temperatura, propiciando um crescimento de grãos na direção perpendicular à

interface sólido/líquido e formação de uma estrutura dendrítica com mecanismo de crescimento epitaxial⁽²²⁾.

A microestrutura em diferentes regiões de soldas a ponto foi avaliada via microscopia eletrônica de varredura em aços alta resistência, incluindo aço DP980, apresentados na Figura 14, e a evolução da dureza acompanhando a variação da microestrutura obtida para três aços AHSS, conforme perfil de dureza apresentado na Figura 15. A ZF do aço DP980, Figura 14, apresentou microestrutura completamente martensítica, enquanto a região de grãos refinados e grosseiros apresentou microestrutura variada e dependente da temperatura de pico observada na região, sendo para maiores temperaturas, maior fração de austenita formada e consequente maior formação de martensita e bainita mediante ao resfriamento. A região intercrítica (ICZAC) apresentou frações de martensita, bainita e ferrita seguindo as respectivas proporções: 53%, 30% e 17%. A região subcrítica (SCZAC) apresentou matriz ferrítica com combinação de martensita, martensita revenida e finas partículas de carbonetos. A dureza nesta região do aço DP980 foi 3% maior comparada ao metal base e a pequena variação foi atribuída à preexistência de carbonetos na base do material. No entanto, o perfil de dureza indicado na Figura 15 demonstrou comportamento diferente, com redução da dureza em relação ao metal base na região da ZAC subcrítica de 15% e 35% para os aços DP1180 e PHS1500 respectivamente. Esta condição está relacionada ao revenimento da martensita presente no metal base. Devido às altas taxas de resfriamento obtidas no processo de soldagem e elevado carbono equivalente para as três amostras, a dureza obtida na ZF é similar para os três aços, aproximadamente 500 HV⁽²⁵⁾.

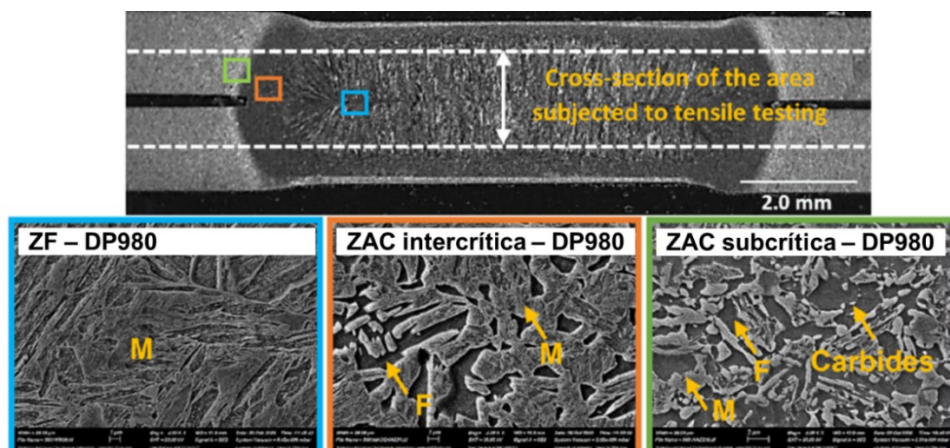


Figura 14 – Microscopia eletrônica de varredura de diferentes regiões da solda incluindo a zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor intercrítica (ICZAC) e zona afetada pelo calor subcrítica (SCZAC) para aço DP980.

Fonte: adaptado de (25)

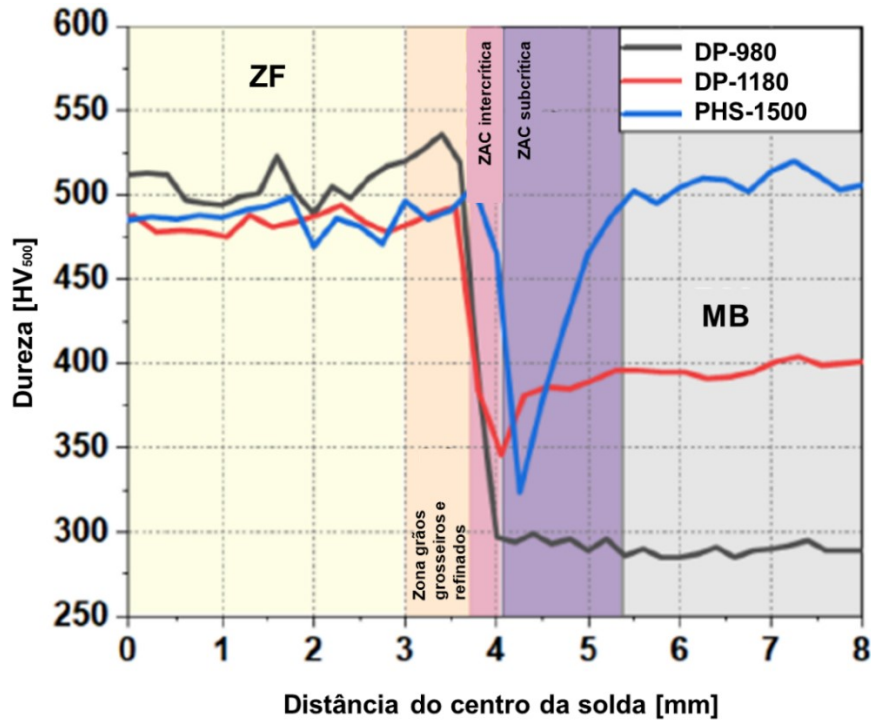


Figura 15 – Perfil de dureza obtido em solda a ponto para aços alta resistência nas regiões de zona fundida (ZF), nas zonas afetadas pelo calor: zona de grãos grosseiros e refinados (UCZAC), zona intercrítica (ICZAC) e subcrítica (SCZAC), e metal base (MB).
Fonte: (25)

A variação da temperatura máxima atingida em cada região promove diferentes taxas de resfriamento e consequente aumento da fração volumétrica de martensita na sequência MB, ZAC e ZF. Embora as frações volumétricas de martensita nos aços *Dual-Phase* DP780/DP600 investigados variem de acordo com o grau de resistência do aço do metal base, a fração volumétrica de martensita obtida na ZF se manteve aproximadamente igual⁽²²⁾. A dureza na ZF também é elevada com o aumento da resistência do metal base, entretanto não foi observado aumento significativo para classes de aço AHSS acima de 780 MPa. A dureza na zona fundida foi correlacionada à composição das amostras e expressa pelo carbono equivalente das amostras calculado a partir da equação (7), sendo observada dureza mais elevada para maiores teores de carbono equivalente. A dureza na ZF obtida nas amostras dos aços estudados não apresentou correlação com a espessura da amostra, exceto para aços IF⁽²⁶⁾.

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Si}{40} + \frac{\%Cr}{20} \quad (7)$$

A microestrutura de junta proveniente do processo de soldagem RW de um aço DP600 apresenta microestrutura complexa associada ao rápido aquecimento e

resfriamento obtidos. Em avaliação microscópica do cordão de solda foi identificada uma evolução de grão finos na ZAC para grãos grosseiros na zona fundida (ZF), com presença de grãos colunares constituídos de ripas típicas de martensita em direção paralela ao eletrodo, seguindo o gradiente de temperatura do processo⁽²⁷⁾.

Os resultados do estudo que investigou as propriedades mecânicas de soldas RW em aços DP600, DP780 e DP980, indicaram que o tamanho da ZF, o modo de falha e a ductilidade no local da falha determinam a resistência da solda. O estudo aponta que a zona afetada pelo calor tem maior impacto em aços com maior fração volumétrica de martensita, como os aços DP980 levando ao maior amaciamento nestas regiões e conseqüente aumento na ductilidade e da capacidade de absorção de energia das soldas quando comparadas com o aço DP780⁽²⁸⁾.

Um dos desafios consiste na metodologia de caracterização destas múltiplas regiões formadas em soldas por resistência que apresentam dimensão limitada a poucos milímetros, além de serem consideravelmente dependentes das condições aplicadas ao processo de soldagem e do histórico termomecânico do metal. As propostas na literatura incluem a aferição da dureza, a utilização de testes de tração reduzidos em diferentes zonas da solda, a simulação física da zona afetada pelo calor via simulador termomecânico e utilização de método de correlação de imagem digital possibilitando obter a deformação em zonas individuais da solda⁽²⁵⁾.

A microestrutura do metal base e da zona fundida de solda por resistência a ponto em aço *Dual-Phase* da classe 980 MPa foi avaliada em estudo realizado por Nadimi et al. Para o metal base apresentado na Figura 16(a) observou-se martensita com ilhas de matriz ferrítica, enquanto a zona fundida da solda apresentou uma estrutura completamente martensítica com morfologia em ripas Figura 16(b). Estas ripas foram classificadas por suas características morfológicas e cristalográficas como ripas, blocos e pacotes, normalmente dependente do tamanho de grão prévio da austenita e o teor de carbono da liga. Estas características afetam as propriedades mecânicas e dureza da ZF, devidos aos mecanismos de endurecimento por contorno de grão. Para a morfologia de blocos, tipicamente menor quando comparada aos pacotes, observa-se maior dureza associada à maior barreira aos movimentos das deslocações. A avaliação por meio da morfologia, entretanto, é pouco difundida na literatura devido sua dificuldade de visualização por métodos tradicionais de caracterização microestrutural⁽¹⁶⁾.

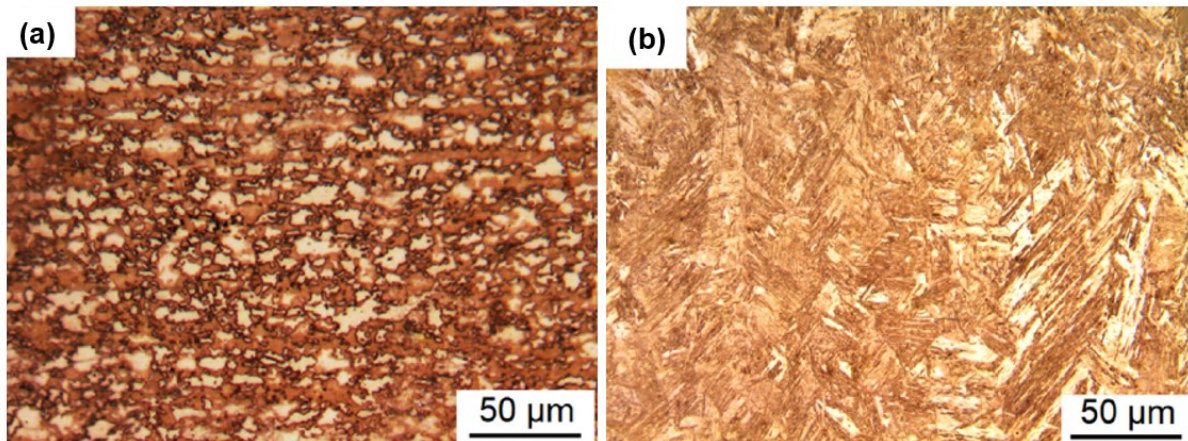


Figura 16 – Micrografia ótica apresentando microestrutura: (a) metal base DP980 (b) zona fundida em solda por resistência a ponto em aço DP980 com 1,5 mm de espessura.
Fonte: (16)

A avaliação do perfil de dureza da lente de solda indicou a zona fundida como a região de maior dureza da solda. Os resultados obtidos por microdureza Vickers, com carga de 200 gf, foram de aproximadamente 400 HV, demonstrando a presença de microestrutura martensítica nesta região. A formação desta microestrutura foi explicada através da aplicação da curva de resfriamento prevista e o diagrama de fases por resfriamento contínuo para o aço em estudo (diagrama CCT)⁽¹⁶⁾. A curva de resfriamento para o aço e diagrama CCT em aço DP980 estão apresentados na Figura 17.

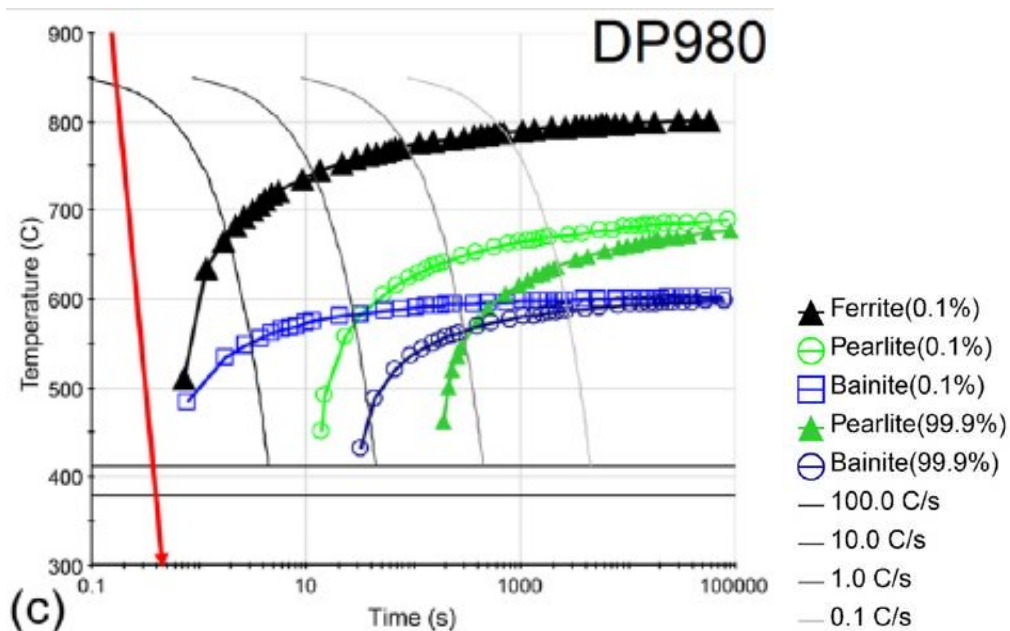


Figura 17 – Curva de resfriamento projetada em vermelho em diagrama CCT, usando software JMatPro para aço DP980.
Fonte: (16)

A obtenção da microestrutura completamente martensítica nesta região é decorrente do rápido resfriamento da austenita para temperaturas inferiores à

temperatura de início de formação da martensita (*Martensite Start Temperature* – M_s), uma vez que a taxa de resfriamento obtida no processo de soldagem é suficientemente elevada para suprimir a decomposição da austenita em fases formadas por processos difusionais. A fração de austenita transformada em martensita aumenta em função da redução da temperatura de resfriamento abaixo de M_s e pode levar a formação de estrutura 100% martensítica caso a temperatura atingida seja inferior a temperatura final de formação da martensita (*Martensite Finish Temperature* – M_f). A temperatura M_s reduz com o aumento do teor de carbono e elementos de liga no aço e pode ser estimada pela equação de Andrews apresentada abaixo⁽¹⁶⁾.

$$M_s (\text{°C}) = 539 - 423 \%C - 30,4 \%Mn - 17,7 \%Ni - 12,1 \%Cr - 7,5 \%Mo \quad (8)$$

3.2.10. Caracterização de soldas por resistência em aços AHSS: ensaios mecânicos

Métodos para avaliação das juntas soldadas incluem ensaios de resistência, dureza, dobramento, tenacidade à fratura, fadiga, dentre outros. Estes ensaios são descritos no capítulo 6 no *Welding Handbook* da AWS - volume 1⁽¹⁷⁾. A qualidade da solda pode ser atribuída à sua resistência mecânica e vida sob fadiga. Outros parâmetros como aspecto da superfície gerando indentação, distorção da peça ou expulsão do metal da zona fundida são avaliados para a caracterização da qualidade do processo e da junta produzida⁽¹⁴⁾.

Testes utilizados na avaliação de propriedades mecânicas de soldas a ponto propostos pela AWS incluem os ensaios de cisalhamento e de tração transversal, que avaliam a resistência e a energia necessária para falha sob cargas de cisalhamento e tensão⁽²⁵⁾. Para as juntas soldadas testadas pela aplicação de uma tensão de cisalhamento promove-se rotação da junta soldada. A resistência à rotação mediante aplicação da força aumenta à medida que a espessura do material aumenta. A ruptura pode ocorrer pela abertura das interfaces soldadas, ou seja, abertura do *nugget*, ou pela ruptura do metal base, fora da região soldada. À medida que a resistência do metal base se aproxima da resistência da junta, obtém-se maior tensão cisalhamento da junta para um mesmo tamanho de *nugget*. A resistência da

solda pode ser também relacionada à área transversal do *nugget* (L_w) e um diâmetro mínimo é necessário para obtenção da ruptura no metal base. O efeito do tamanho do diâmetro da lente de lente de solda em aço SAE1008 com diferentes espessuras, na resistência ao cisalhamento, é apresentado na Figura 18. A obtenção deste diâmetro mínimo está associada ao tipo de material, à condição superficial e ao tipo de revestimento⁽¹⁴⁾.

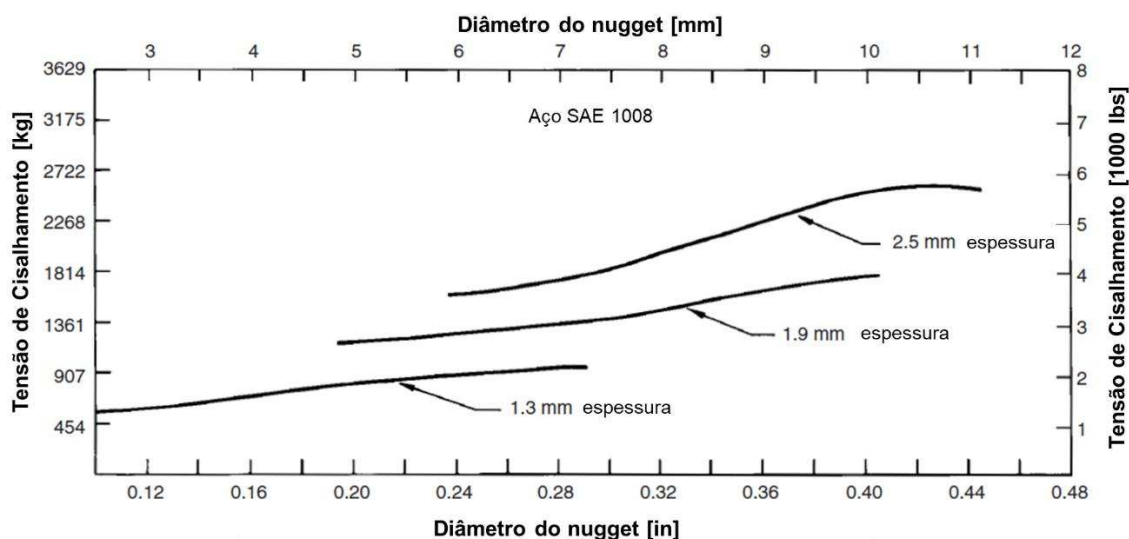


Figura 18 - Efeito do tamanho da lente de solda e da espessura da folha Resistência ao cisalhamento à tração, falha ocorrida por rasgo do metal base.

Fonte: adaptado de (14)

Para os ensaios de tração transversal a confiabilidade da solda pode ser definida mediante avaliação dos dois principais modos de falha obtidos: a falha interfacial, em que a fratura se propaga pela zona de fusão (ZF) e a falha por fratura fora da região da lente de solda, sendo este modo preferencial devido à elevada deformação provocada no metal base próximo à lente de solda, levando a uma capacidade de absorção de energia superior ao modo de falha interfacial^(16,25). As soldas a ponto tendem a apresentar baixa resistência quanto à carga transversal, na direção normal ao plano das amostras unidas, devido ao ponto de concentração de tensão criado na lente de solda entre as superfícies soldadas. Esta fragilidade deve ser considerada no projeto de acordo com a aplicação proposta. A resistência de soldas a ponto múltiplas dependerá ainda do espaçamento entre os pontos de solda, sendo menor a resistência para menores espaçamentos, devido a distribuição de carga pelas soldas adjacentes⁽¹⁴⁾.

A deformação localizada durante ensaio de tração de soldas a ponto em aços alta resistência DP980, DP1180 e PHS1500 foi avaliada utilizando duas diferentes geometrias de corpos de prova para os ensaios mecânicos, denominados corpo de

prova *sub-size* e corpo de prova mini-cisalhamento. Para o corpo de prova mini foi realizada aplicação de carga e avaliação da deformação durante e após o ensaio localizada para cada região da solda, realizando análise comparativa entre os resultados obtidos em cada teste. Para os testes *sub-size* em aço DP980, a ruptura ocorreu no metal base na região microestrutural mais macia, não sendo possível identificar curvas de fluxo de deformação na zona fundida e na zona de grãos grosseiros e finos. A segunda proposta geométrica de corpo de prova permitiu, no entanto, a avaliação do fluxo de deformação localizada na ZF e ZAC de grãos grosseiros e finos, além da identificação da presença de espaços vazios na ZF como ponto concentrador de tensão e propagador da ruptura. Para o teste de tração *subsize* do aço PHS1500, houve fratura região subcrítica da ZAC associada ao amaciamento acentuado nesta região. O trabalho propõe ainda uma simulação de cada subzona utilizando simulador termomecânico *Gleeble*, permitindo a determinação das propriedades locais em cada região da solda⁽²⁵⁾.

Estudos apontam ainda a influência da dureza na ZF nas propriedades mecânicas e no modo de falha das soldas a ponto, sendo registrada formação de falha intergranular em soldas com elevada dureza, resultante da formação de microconstituintes duros da ZF. O comportamento no teste de cisalhamento da solda pode ser avaliado pela razão entre a dureza da zona fundida (H_{ZF}) e a dureza na zona de desprendimento (H_{PFL}), sendo registrada maior susceptibilidade à fratura frágil para baixa relação H_{FZ}/H_{PFL} . Esta influência pode ser justificada pelo efeito do mecanismo de endurecimento por solução sólida cuja fração volumétrica do soluto e a diferença entre tamanho de átomos de soluto e solvente contribuem para o mecanismo de endurecimento⁽¹⁶⁾.

Dois diferentes mecanismos de predição do modo de falha interfacial sob aplicação de tensão de cisalhamento, baseado na dureza e na tenacidade, foi apresentado em estudo realizado por Pouranvari et al. Os resultados apresentados indicaram que o modo de falha interfacial é governado pela dureza na zona fundida (ZF) para maior parte dos aços automotivos⁽²⁹⁾. A dureza na ZF (H_{ZF}) impacta no modo de falha e nas propriedades mecânicas da solda, sendo controlada pela presença de martensita nesta região. Baseado nesta influência, Nadimi et al. apresentou estudo em que se avaliou o impacto entre a dureza na ZF e o teor de carbono, conforme a equação linear (9) obtendo um ajuste de regressão com valor

R^2 de 0,76. Este valor de ajuste foi justificado pela influência de outros elementos de liga na dureza para os metais avaliados⁽¹⁶⁾.

$$H_{ZF} = 1143,5 \%C + 261,55 \quad (9)$$

Diante da influência dos elementos de liga na dureza da solda foi proposta ainda a avaliação da dureza da ZF por meio do carbono equivalente calculado por meio de três diferentes equações⁽³⁰⁾, apresentadas nas equações (10) a (12).

$$C_{eq_{IIW}} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr+\%Mo+\%V}{5} + \frac{\%Ni+\%Cu}{15} \quad (10)$$

$$P_{cm} = \%C + \left(\frac{\%Mn+\%Cu+\%Cr}{20} \right) + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Ni}{60} + \frac{\%Mo}{15} + \frac{\%V}{10} + 5B \quad (11)$$

$$CEN = \%C + A(C) \left\{ \frac{\%Si}{24} + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cu}{15} + \frac{\%Ni}{20} + \frac{\%Cr+\%Mo+\%Nb+\%V}{5} + 5B \right\} \quad (12)$$

$$\text{Onde: } A(C) = 0,75 + 0,25 \tanh [20(C - 0,12)]$$

Em uma análise de regressão linear simples a utilização da equação de carbono equivalente P_{cm} , proposta pela Sociedade Japonesa de Engenharia de Soldagem utilizada para avaliação de trincas por soldagem, dada pela equação (11), apresentou melhor ajuste e correlação com a dureza ($R^2 = 0,823$)⁽¹⁶⁾. Com base nesta equação foi proposto uma classificação de grupos de aços automotivos e estabelecidas correlações para predição da dureza na zona fundida em função do P_{cm} . Para aços *Dual Phase* avaliados, com dureza entre 260 e 500 HV e valores de P_{cm} entre 0,12 e 0,20, propôs-se a correlação da dureza e composição química de acordo com a equação (13) apresentada abaixo⁽¹⁶⁾.

$$H_{FZ} = 879,49 P_{cm} + 210,99 \quad (13)$$

Outro método proposto para a predição da dureza da zona fundida de soldas a ponto foi baseado no limite de escoamento da martensita (σ_Y). Modelos de predição das propriedades que envolvem mecanismos de endurecimento da martensita são complexos, dada as transformações de fase que ocorrem fora do equilíbrio devido ao rápido ciclo térmico durante a soldagem. O limite de escoamento

da martensita é calculado pelo somatório das contribuições do endurecimento pelos mecanismos de solução sólida por adição de elementos de liga e contorno de grão, e mecanismo de envelhecimento por ação do carbono na martensita. Com dados experimentais propôs-se um modelo de regressão apresentado na equação (14). Este modelo apresentou um elevado coeficiente de determinação ($R^2 = 0,86$)⁽¹⁶⁾.

$$H_{FZ} = 0,344 \sigma_Y + 126 \quad (14)$$

Estes modelos de predição da dureza da solda estão sendo utilizados para prever o comportamento das soldas como a transição do comportamento de falha, carga e tenacidade máxima, de forma a garantir a confiabilidade da junta soldada produzida. O estudo apresentado por Nadimi et al. utilizou a relação apresentada na equação (15), para estimar a carga necessária para a ocorrência da falha interfacial, ou carga de pico (P_{IF}), a partir da dureza ajustada na zona fundida (H_{ZF}) e o diâmetro da lente de solda (D). Onde a H_{ZF} é calculada baseado no limite de escoamento da martensita (σ_Y)⁽¹⁶⁾.

$$P_{IF} = 1,11 D^2 H_{ZF} \quad (15)$$

3.2.11. Resfriamento da solda

A taxa de resfriamento durante o processo de soldagem por resistência é controlada principalmente pela dissipação do calor gerado na ZF. A dissipação de calor axial ocorre por meio contato entre o metal e o eletrodo resfriado a água (Q_e) e por meio da dissipação radial do calor para o metal base (Q_s)⁽¹⁶⁾.

Em estudo que avaliou o balanço térmico de soldas por resistência a ponto, observou-se que a perda do calor pelo eletrodo é dominante. A perda de calor pode ser estimada pela razão entre a taxa resfriamento axial (Q_e) e radial (Q_s), sendo esta taxa proporcional ao diâmetro do eletrodo dividido pela espessura da tira⁽³¹⁾. A taxa de resfriamento de solda por resistência a ponto, enquanto o eletrodo está em contato com o metal, é aproximadamente 105 °C/s, resultando em uma microestrutura martensítica dura e frágil nesta região. Visando redução da tensão

residual e a fragilidade da região são propostos processos de pós-tratamento da solda com uso de revenimento, entretanto, este processo eleva o custo com energia do processo, bem como redução da produtividade nas indústrias. Diante deste cenário, soluções alternativas têm sido buscadas⁽³²⁾.

Devido à elevada taxa de resfriamento no processo de soldagem por resistência, associada à pequena dimensão da lente de solda, a taxa de resfriamento é de difícil aferição, tornando necessária a proposição de modelos analíticos a fim de prevê-la. Conhecer a taxa de resfriamento pode ser um guia para prever as propriedades mecânicas da solda e a performance em processo das juntas produzidas. Em soldas de aço a microestrutura é afetada pelas taxas de resfriamento obtidas na faixa de temperatura entre 500 e 800 °C, na qual transformações de fase no estado sólido ocorrem. Para menor tempo de resfriamento nesta faixa de temperatura, maior a formação de fases fora do equilíbrio com dureza elevada, como a martensita⁽¹⁶⁾.

A distribuição da temperatura na direção da espessura da tira, imediatamente após a interrupção da corrente elétrica, em solda por resistência a ponto, foi descrita através de uma função senoidal. A temperatura de pico é localizada na interface entre as amostras, conforme distribuição de temperatura apresentada na Figura 19, onde T_p é a temperatura de pico obtida na zona fundida, T_e é a temperatura na interface eletrodo/tira, T_w é a temperatura da água de resfriamento do eletrodo, t_s espessura da tira e t_e é a espessura da parede do eletrodo. Um modelo que descreve a função da temperatura ao longo da espessura X é descrito na equação (16). Enquanto é apresentado um modelo linear para o gradiente de temperatura obtido entre a ponta do eletrodo e a interface tira/eletrodo, proporcional da condutividade térmica do material que constitui o eletrodo e do aço que constitui o metal base⁽¹⁶⁾.

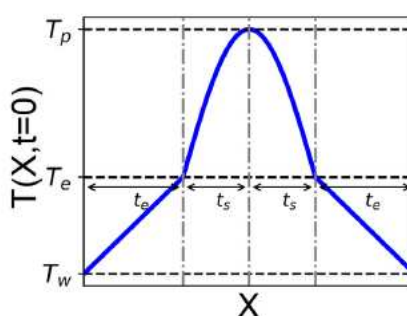


Figura 19 – Perfil de temperatura ao longo da espessura da tira em solda por resistência a ponto após interrupção da corrente.
Fonte: (16)

$$T(x, t = 0) = (T_p - T_e) \cos\frac{\pi x}{2t_s} + T_e \quad (16)$$

A solução numérica das equações, utilizando condições de contorno e assumindo T_p como 1730°C , ou seja, 200°C acima da temperatura de fusão do metal base, possibilitou a definição da curva tempo/temperatura, partindo de diferentes espessuras e condutividade térmica do metal base. Observou-se que o aumento da espessura reduz a taxa de resfriamento devido ao aumento da distância entre o eletrodo resfriado e a zona fundida. A condutividade térmica do metal base é diretamente proporcional a taxa de resfriamento. A taxa de resfriamento depende ainda da temperatura obtida (super-resfriamento). A solução numérica com as curvas obtidas pela simulação é apresentada na Figura 20, onde são apresentados perfis de temperatura para diferentes espessuras na Figura 20(a), e perfis de temperatura para materiais com diferentes condutividades térmica na Figura 20(b), onde t_s é a espessura das amostras, t_e é a espessura do eletrodo, K_s é a condutividade térmica das amostras soldadas e K_e é a condutividade térmica do eletrodo⁽¹⁶⁾.

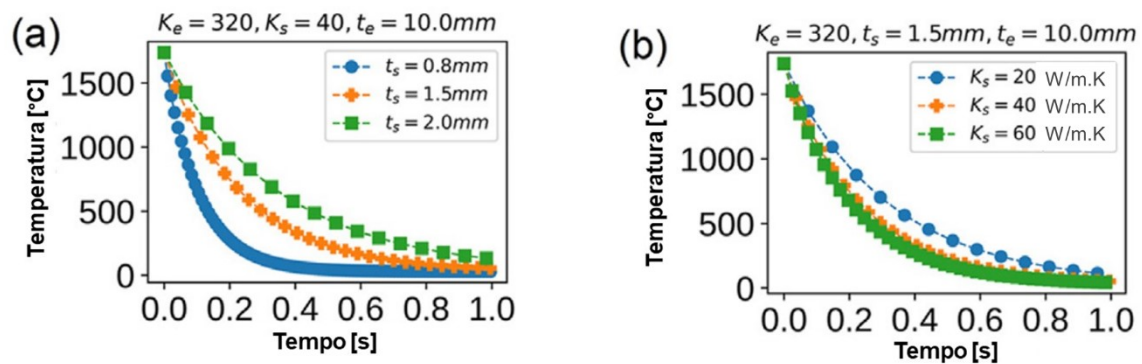


Figura 20 – (a) Variação de temperatura simulada na zona fundida obtida para diferentes espessuras. (b) Variação de temperatura simulada na zona fundida em tira de 1,5mm de espessura para amostras de diferentes condutividades térmicas.

Fonte: adaptado de (16)

4. METODOLOGIA

Neste capítulo serão apresentadas as metodologias propostas e empregadas na caracterização do metal base, na fabricação das juntas soldadas pelo método Soldagem por Resistência por Costura e Amassamento (RMSW) e os métodos aplicados à caracterização destas juntas através de ensaios mecânicos e análises microestruturais.

A reprodução das amostras e todos os ensaios/análises programados neste estudo, assim como a confecção dos corpos de prova (CPs) foram executados no Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas e na Gerência da Laminação à Frio da Usiminas.

4.1. Metal de Base

O material utilizado neste estudo foi o aço *Dual-Phase* 1200 com espessura de 1,8 mm, produzido em escala industrial, após processo de laminação à frio com espessura inicial de 3,75 mm e final de 1,80 mm seguido da aplicação de ciclo térmico de recozimento intercrítico, para a formação de microestrutura final.

4.1.1 Análise Química

Para o metal base foi realizada análise química via Espectrometria de Emissão Óptica para quantificação dos elementos Mn, Si, Al, Ni, Cr, Cu, Nb, V, Ti, Mo e P. Adicionalmente foi realizada análise elementar por combustão utilizando absorção infravermelha e condutividade térmica por meio de equipamento LECO série 8, para a determinação quantitativa de C, S e N da amostra.

4.1.2 Análises Metalográficas

Foram retiradas amostras do metal base para realização das seguintes análises por microscopia, em seções tomadas em direção paralela à de laminação. Para a caracterização dos constituintes presentes na microestrutura da matriz do aço, foi realizada análises por meio de Microscopia Óptica (MO). Para estas análises foi realizada preparação metalográfica convencional a $\frac{1}{4}$ da espessura, com corte, lixamento e polimento, seguido de ataque químico com reativo Nital 4%.

4.1.3 Avaliação por Ensaio Mecânicos

Foi realizado o perfil de dureza Vickers com carga de penetração de 1 kgf ao longo de toda a espessura com espaçamento de 0,21 mm entre impressões, obedecendo as distâncias mínimas exigidas para ensaios de microdureza pela norma ASTM E92-17⁽³³⁾. Foi utilizado microdurômetro modelo FM-700 fabricado pela Future Tech.

Foi realizado ensaio de tração para determinação do limite de escoamento (LE), o limite de resistência (LR) e o alongamento total (Alo) do aço estudado, utilizando-se CPs *sheet type*, de 50 mm de base de medida, conforme os requisitos da norma ASTM A370/2024⁽³⁴⁾. O ensaio foi executado com velocidade de deslocamento do cabeçote móvel de 10 mm/min. O CP foi retirado em sentido paralelo ao sentido de laminação.

4.2. Preparação das juntas soldadas

Foram preparados 8 (oito) CPs na forma de juntas sobrepostas soldadas, com lixamento prévio da superfície do material por meio de escovas de aço, e aplicando diferentes parâmetros de soldagem. As dimensões dos CPs obtidos são 100,0 x

1083,0 x 1,8 mm. O equipamento utilizado para confecção das juntas soldadas foi o modelo MSW-C-150D do fabricante Mitsubishi Electric Corporation, identificado na Figura 21. Foram utilizados eletrodos em liga cobre-níquel-berílio (C17510), com dureza igual ou superior a 92 HRB, condutividade elétrica igual ou superior 50% IACS e diâmetro de 309 mm. As principais características do equipamento utilizado são:

Potência: 310 kVA

Força máxima exercida pelos eletrodos: 2.500 kgf

Velocidade de soldagem máxima: 15 m/min;

Corrente máxima da máquina: 25 kA.

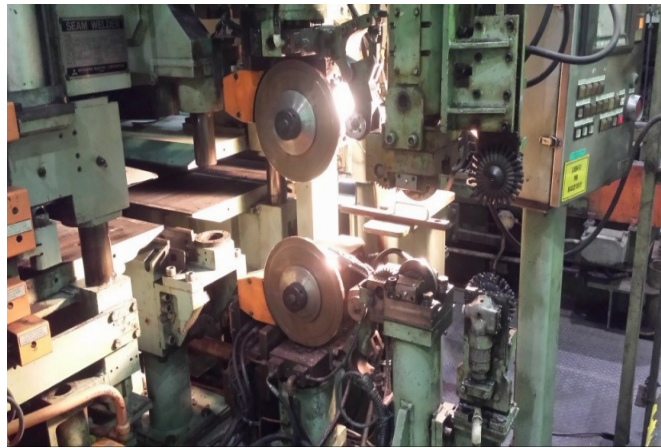


Figura 21 - Equipamento utilizado nesse trabalho para a soldagem por costura.
Fonte: elaboração própria

Um desenho esquemático dos principais componentes do equipamento é apresentado na Figura 22. Este equipamento é utilizado no processo de recozimento contínuo da Usiminas para a união de tiras a frio com espessura entre 0,40 e 2,30 mm e largura entre 700 e 1845 mm.

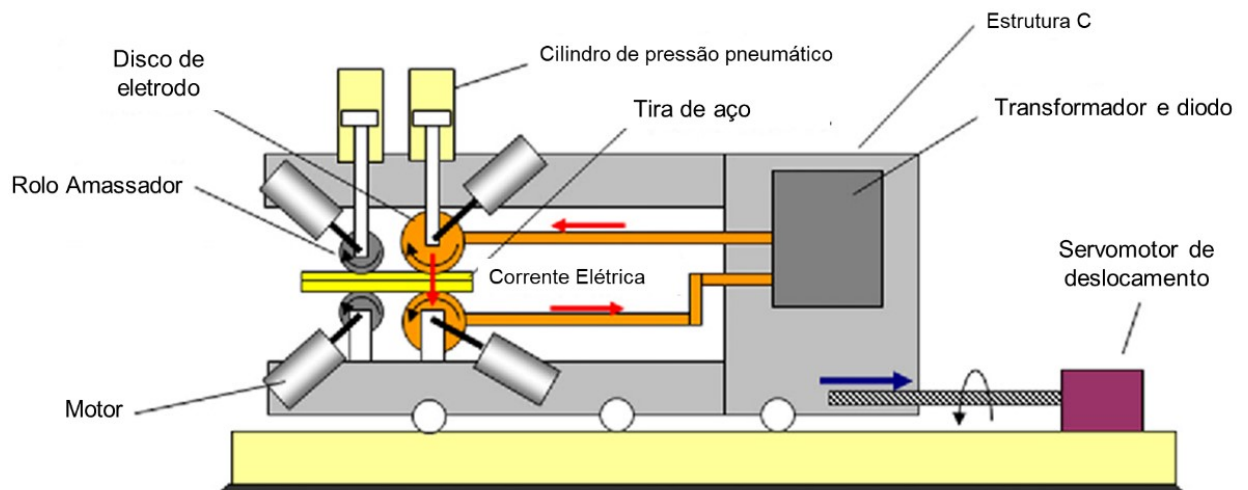


Figura 22 - Figura esquemática do equipamento de soldagem por costura.
Fonte: adaptado de (23).

4.2.1 Soldagem das amostras

Foram empreendidas soldas por costura em 8 (oito) amostras, onde foram alterados faixas de valores das parametrizações: velocidade, força e corrente de soldagem. A definição dos parâmetros utilizados para a obtenção das amostras se deu mediante aplicação de dois níveis de corrente, dois níveis de força e três níveis de velocidade, conforme apresentado na Tabela 2. Os níveis foram definidos a partir da otimização de parâmetros utilizados no equipamento em questão para aços DP de menor classe de resistência e espessura, similar produzidos industrialmente. Os parâmetros foram definidos buscando minimizar os fenômenos de centelhamento ou expulsão do metal líquido da lente de solda sabendo que o DP1200 possui maior resistividade elétrica e resistência mecânica que os aços de grau inferior. O parâmetro de força foi definido dentro do range máximo do equipamento, visando mitigar a expulsão de metal líquido e formação de borras no cordão de solda^(14,20). As soldas foram realizadas no modo corrente contínua (solda sem pausa de resfriamento) com aplicação de sobreposição de 2,0 mm e compensação da sobreposição de 0,5 mm na ponta final ao processo de soldagem. As amostras foram produzidas em sequência aleatória e identificadas conforme apresentado na Tabela 3.

Tabela 2 – Níveis de corrente, velocidade e força aplicados nos corpos de prova obtidos.

Variável	Níveis	Valor	Unidade
Corrente	1	16	A
	2	18	A
Velocidade	1	3	m/min
	2	5	m/min
	3	8	m/min
Força	1	2350	kgf
	2	2500	kgf

Tabela 3 – Parâmetros de soldagem utilizados na obtenção das juntas soldadas.

Amostra	Nível Corrente	Nível Velocidade	Nível Força	Corrente (kA)	Velocidade (m/min)	Força (kgf)
4	2	1	2	18	3	2500
5	2	3	1	18	8	2350
6	1	3	1	16	8	2350
7	2	2	2	18	5	2500
8	1	2	2	16	5	2500
9	1	1	2	16	3	2500
10	2	2	1	18	5	2350
11	1	3	2	16	8	2500

4.3 Caracterização das juntas soldadas

As amostras das juntas soldadas obtidas, conforme descrito na Tabela 3, foram avaliadas quanto aos aspectos macroestruturais, microestruturais e mecânicos. Ademais foi avaliado o aspecto superficial da junta para observação da ocorrência de expulsão do metal líquido e das superfícies de fraturas após realização dos ensaios de resistência ao cisalhamento por tração.

4.3.1 Avaliação Metalográfica

Para as análises macrográficas, micrográficas e cristalográficas foram retiradas seções transversais às soldas no meio do comprimento das juntas de cada condição descrita na Tabela 3. As amostras foram embutidas e preparadas de acordo com procedimentos metalográficos convencionais de lixamento até lixa 1200 e polimento até pasta de diamante de 1 μm , seguido de ataque químico.

4.3.1.1 Análise macrográfica

A análise macrográfica foi realizada via microscopia óptica (MO) após ataque com reativo Superpicral (Ácido Pícrico + Ácido Clorídrico) utilizado para a visualização das lentes de solda. Nessa etapa, objetivou-se determinar os aspectos geométricos das lentes de solda, Figura 23, e avaliar a sua integridade quanto a presença de defeitos como trincas e expulsão do metal líquido.

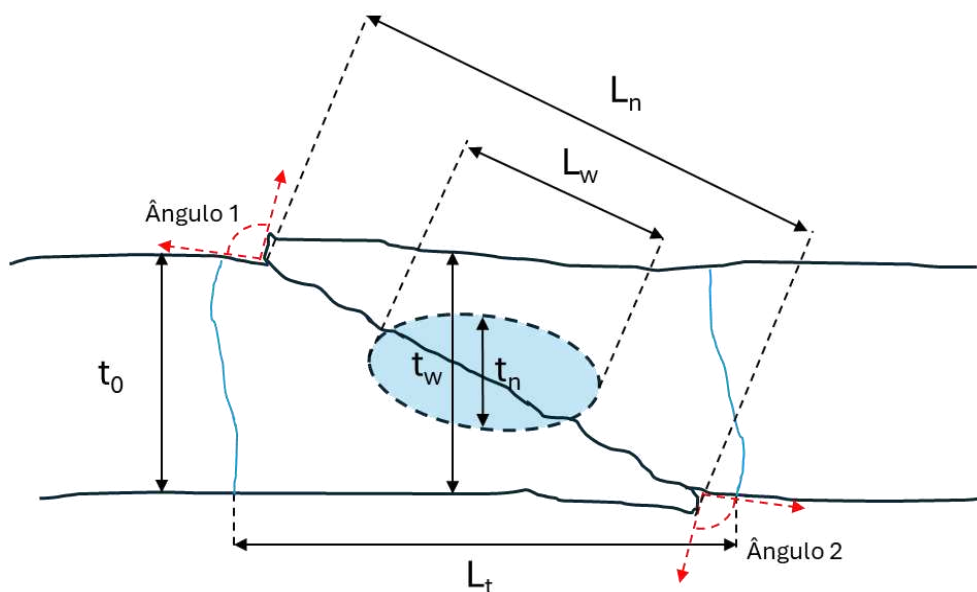


Figura 23- Parâmetro de avaliação geométrica da seção transversal da junta soldada.
Fonte: elaboração própria

Os parâmetros geométricos da lente de solda foram obtidos com o auxílio do *software* analisador de imagens *ImageJ*. Calculou-se a área do *nugget* da solda (A_{ZF}), a espessura da junta na região do *nugget* (t_w), a espessura do *nugget* (t_n), os ângulos na região de sobreposição (ou ângulos de deformação), a largura da interface da área de união de fase de sólida (L_w) e a largura total da área de interface unida (L_n) e a largura total da junta (L_t) correspondente à região da ZF e ZAC. A espessura original da amostra é dada por t_0 .

4.3.1.2 Análise micrográfica

A microestrutura da região soldada de seções nas posições próximas a borda e centro em relação ao comprimento da linha de solda também foram avaliadas via MO após ataque com reativo Nital 4%. O intuito desta avaliação consistiu na caracterização da microestrutura obtida e sua influência na resistência mecânica da junta bem como caracterização das microestruturas presentes na ZAC (Zonas Afetadas pelo Calor).

4.3.1.3 Análise cristalográfica

A microestrutura ao longo da região soldada foi caracterizada em termos de orientação cristalográfica utilizando análise de difração de elétrons retroespalhados (Electron Backscatter Diffraction – EBSD) no plano da espessura das juntas soldadas em seções transversais à lente de solda utilizando microscópio eletrônico de varredura EVO-50 ZEISS equipado com microanalisador de raios-X do tipo EDS, modelo XMax80 fabricado pela Oxford Instruments. Para tal, as amostras foram preparadas via polimento convencional seguido de polimento mecânico automático em suspensão contendo pasta de diamante de 0,1 μm e sílica coloidal. As análises foram realizadas posicionando as amostras a uma distância de trabalho de 17,5 mm e com um ângulo rasante de 20° (70° em relação ao estágio) em relação ao feixe de elétrons incidente e 20 kV de tensão. Os elétrons retroespalhados geram padrões de difração que são capturados por uma tela de fósforo posicionada no interior da câmara de vácuo e transmitidos a uma câmera (fabricante HKL), os quais são processados através do software HKL Fast Acquisition 2007 e comparados com os padrões de raios pré-estabelecidos de Kikuchi (padrão de difração dos elétrons retroespalhados). Foram determinados a variação do grau de desorientação cristalográfica, a variação do tamanho das unidades cristalográficas e os mapas de figura de polo inversa (IPF – Inverse Pole Figure). Para tal, foi empregado: (i) *step size* de 0,9 μm ; (ii) ampliação de 500x; (iii) matriz de 1 x 4 campos; (iv) *binning* de 4

x 4; (v) *frame* de 1; (vi) padrões CCC e CFC. Devido a extensão das análises, a ampliação empregada e o *step size* escolhido, a indexação média das análises ficou entre 58 e 62%.

4.3.2 Ensaio Mecânicos

Do ponto de vista mecânico foi realizado o perfil de dureza das juntas obtidas através da realização de ensaios de dureza Vickers, abrangendo regiões do metal base (MB), da zona afetada pelo calor (ZAC) e da zona fundida (ZF). As indentações foram realizadas a cada 0,21 mm, carga de 1 kgf, obedecendo-se as distâncias mínimas exigidas para ensaios de microdureza pela norma ASTM E92-17⁽³³⁾.

Foram retiradas amostras em seis regiões distribuídas ao longo da junta soldada, conforme ilustrado em diagrama esquemático na Figura 24, para retirada de corpos de prova a serem utilizados nos ensaios de cisalhamento em tração. Os ensaios de tração foram realizados no sentido longitudinal de laminação dos aços de forma que a lente de solda seja situada dentro da área útil do CP. As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram avaliadas seguindo as orientações das normas SEP 1220:2021⁽³⁵⁾ e ISO 14273:2016⁽³⁶⁾. Pela ISO 14273:2016, para uma espessura de 1,8 mm seria necessário corpos de prova de base de medida 105 mm e comprimento total de 230 mm, dimensão superior a medida máxima para obtenção de amostras industriais por uma limitação estrutural do equipamento de solda. As dimensões dos corpos de prova foram padronizadas para todas as amostras a fim de permitir avaliação comparativa entre as amostras. Foram utilizados CPs com 1,8 mm de espessura, 37 mm de largura e 100 mm de comprimento total. O tipo de fratura, o diagrama força-deslocamento e os valores derivados F_{max} , S_{Fmax} , W_{Fmax} , foram registrados para as avaliações. A velocidade utilizada nos ensaios foi de 10 mm/min. Os ensaios foram realizados a uma temperatura de 22 °C, com uma variação máxima de 5 °C.

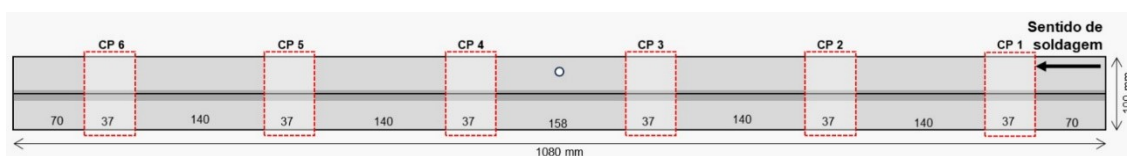


Figura 24- Esquema com as posições de retirada dos CPs para realização de ensaio de tração.

Fonte: elaboração própria

Foram realizados 3 ensaios de embutimento Erichsen modificado, igualmente espaçados ao longo das juntas como obtidas, conforme norma ABNT NBR 16281-14⁽³⁷⁾. Este teste visa a verificação da direção de propagação das trincas após fratura e aspecto da abertura da solda, além da avaliação do deslocamento e carga máxima aplicada durante o ensaio a serem relacionadas às características microestruturais e propriedades mecânicas obtidas.

4.3.3 Ensaios de Dilatometria

Para a avaliação do efeito dos ciclos térmicos nas temperaturas de transformação da ZF e da GGZAC foram realizados ensaios dilatométricos, utilizando um dilatômetro de alta precisão, capaz de executar ensaios controlados com elevadas taxas de aquecimento e resfriamento, da marca BÄHR, modelo DIL805, do Centro de Pesquisa & Desenvolvimento Usiminas. A dilatometria permite o estudo das transformações de fase no estado sólido em condições isotérmicas, de aquecimento contínuo e de resfriamento contínuo através de alterações dimensionais do CP quando submetido a um ciclo térmico. As variações dimensionais dos corpos de prova, decorrentes das transformações de fase, que, por sua vez, provocam rearranjos na estrutura cristalina, com alterações na densidade da célula unitária devido ao fator de empacotamento das estruturas CFC e CCC, são captadas pelo dilatômetro e utilizadas para determinar as temperaturas críticas de transformação de fase em um determinado material⁽³⁸⁾.

Foram utilizados CPs com 1,8 mm de espessura e 10 mm de comprimento, com o maior eixo orientado paralelamente à direção de laminação. Os CPs foram aquecidos por indução de corrente elétrica a taxa de aquecimento equivalente 100 °C/s até a temperatura máxima de 1350 °C, com tempo de permanência de 2 segundos, e posteriormente resfriados à velocidade de 0,5 °C/s, 10 °C/s, 20 °C/s, 30 °C/s, 40 °C/s, 50 °C/s, 100 °C/s e 130 °C/s, simulando diferentes aportes térmicos na seção soldada.

Todos os CPs submetidos aos ensaios dilatométricos foram preparados metalograficamente pelo procedimento convencional de lixamento até lixa 1200 e

polimento até pasta de diamante de 1 μm , seguido de ataque químico com Nital 4% para avaliação qualitativa dos constituintes microestruturais. Nesta mesma seção, realizou-se ensaios de dureza na escala Vickers com carga de 1 kgf. Foram aplicadas 33 indentações espaçadas a cada 0,5 mm para determinação da dureza das microestruturas obtidas sob as diferentes taxas de resfriamento.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Caracterização do metal base

A composição química obtida para amostra do aço DP1200 em estudo é apresentada na Tabela 4. É possível perceber que o aço em questão apresenta baixas quantidades de elementos indesejáveis como fosforo e enxofre, o que é positivo para a sua aplicação, e altos teores de carbono e manganês, elementos essenciais para garantir, ao final do seu processamento termomecânico e do tratamento térmico de recozimento, a obtenção de um aço de alta resistência mecânica.

Tabela 4 - Composição química do aço DP1200 (% massa).

C	Mn	Si	P	S	Al	Ni+Cr+Cu+Mo +Nb+V+Ti	C _{eq-IIW}	CE _{SP}
0,20	2,28	0,50	0,016	0,0023	0,04	0,09	0,59	0,37

A partir da composição química apresentada na Tabela 4 e da Equação (10), proposta pelo *International Institute of Welding*, foi calculado o valor de carbono equivalente. Esta equação representa um conceito empírico utilizado na indicação do grau de soldabilidade pela avaliação da influência de diferentes elementos de liga na tendência ao endurecimento na ZAC⁽²⁴⁾. O valor obtido para o C_{eq-IIW} foi de 0,59, que indica que o aço DP1200 é considerado um aço de rápido endurecimento e baixa soldabilidade, devido à alta probabilidade de formação de microestruturas de alta dureza na ZAC e ZF.

Oikawa H. et al.⁽²⁶⁾ propuseram a Equação (17) de CE_{SP} (carbono equivalente solda a ponto) em avaliação da soldabilidade de juntas soldadas a ponto por resistência. Considerando a composição do DP1200 em estudo, na Tabela 4, foi obtido um valor de 0,37, sugerindo que o aço DP1200 é susceptível a incidência de fratura na lente de solda impactando na sua resistência por apresentar um CE_{SP} superior a 0,24⁽²⁶⁾. Os resultados de C_{eq-IIW} e CE_{SP} indicam que se faz necessário trabalhar com parâmetros adequados de soldagem de forma a minimizar a ocorrência de descontinuidades garantindo a integridade das regiões unidas do aço em questão.

$$CE_{SP} = \%C + \frac{\%Si}{30} + \frac{\%Mn}{20} + 2P + 4S \quad (17)$$

Na Figura 25 é apresentado o aspecto típico das inclusões verificadas no centro da espessura do material. Observou-se que as inclusões se adequam ao padrão “finas (F)”, distribuídas aleatoriamente ao longo da espessura e consistem, basicamente, de óxidos de aspecto globular classificadas como sendo 1,0F (numa escala que varia de 0,5 a 5,0 em ordem de fração presente na matriz do aço) com, aparentemente, inexistência de inclusões alongadas e precipitados grosseiros. Através desses resultados verifica-se que o aço DP1200 apresenta um alto nível de limpidez, um excelente resultado para materiais de alta resistência mecânica aplicados na confecção de componentes de segurança veicular. Tal material foi processado visando baixos teores de enxofre e submetido a tratamentos especiais de panela para a globulização das inclusões, de forma a minimizar a presença de inclusões alongadas de sulfeto de manganês nas chapas laminadas. Também não foi evidenciada a presença de precipitados grosseiros que pudessem prejudicar a integridade do material.



Comparação (Carta I ASTM E45)	
Sulfetos	---
Alumina	---
Óxidos Globulares	1,0F

Figura 25 – Aspecto das inclusões observadas em amostra polida.

A microestrutura do metal base via microscopia óptica (MO) a $\frac{1}{4}$ da espessura, utilizando Nital 4% como reagente, é apresentada na Figura 26. Qualitativamente, a microestrutura apresentou-se refinada e composta majoritariamente por ferrita (F) e outros microconstituintes duros, possivelmente bainita e/ou MA (martensita-austenita), os quais podem ser caracterizados através da análise via MEV/EDS, não realizada neste estudo. Tais características

microestruturais favorecem a obtenção da elevada resistência mecânica que caracteriza os aços *Dual Phase*.

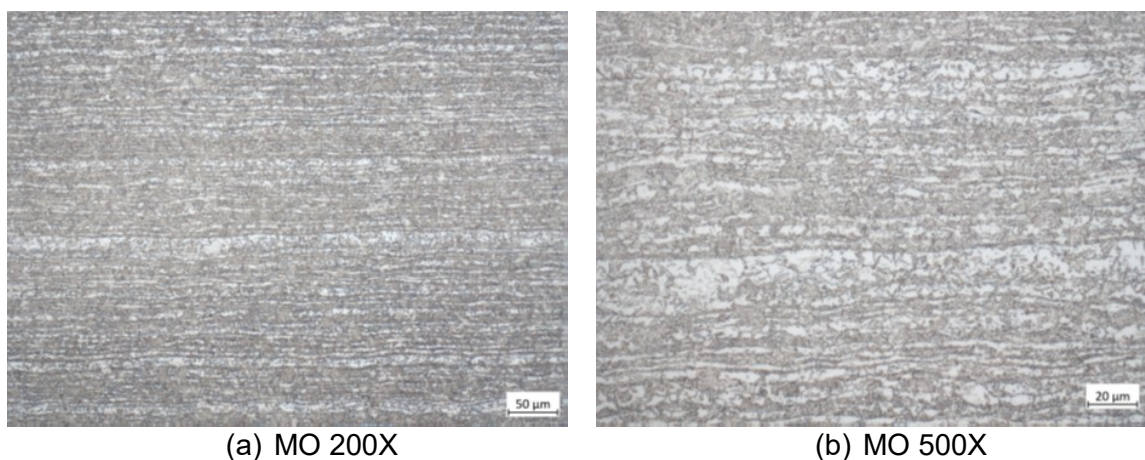


Figura 26 - Microestrutura via microscopia óptica em diferentes ampliações após ataque com Nital: 4%.

Realizou-se ensaios de tração à temperatura ambiente em corpos de prova *sheet type* orientados transversalmente (T) à direção de laminação. Analisando a Tabela 5 é possível verificar que os resultados atenderam os requisitos especificados para o aço DP1200.

Tabela 5 – Propriedades mecânicas obtidas em ensaio de tração de CPs *sheet type* segundo a ASTM A370⁽³⁹⁾ e dureza Vickers ao longo da espessura do metal base.

Aço	Espessura (mm)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HV1)
DP1200 (transversal)	1,8	965	1182	17	355,2
Especificação	-	875 - 1150	1180 - 1350	> 5,0	-

5.2. Influência do aporte térmico nas características mecânicas e metalográficas das juntas soldadas

No processo de soldagem por resistência por costura e amassamento (RMSW), a qualidade das juntas soldadas está diretamente relacionada ao controle do aporte térmico, que influencia a formação da lente de solda, sua microestrutura e o desempenho mecânico da união. Essa lente é formada pelo calor gerado na interface entre as chapas metálicas e é afetada por três parâmetros principais: corrente elétrica (I), tempo de soldagem (t) e força dos eletrodos. Conforme descrito

pela Lei de Joule, na Equação (1), incrementos na corrente elétrica promovem aumento quadrático na quantidade de calor gerada (Q), podendo causar à expulsão do metal fundido e trincas devido a distorções térmica. Tempos prolongados favorecem maior penetração térmica, levando ao crescimento dos grãos e consequente fragilização da ZAC. Já a força aplicada pelos eletrodos é inversamente proporcional a resistência elétrica do sistema (R), além de atuar na contenção do metal fundido e promover a deformação plástica na região de união em fase sólida. A combinação ideal desses parâmetros promove a nucleação e o crescimento controlado da lente de solda⁽¹⁴⁾.

A utilização direta da Lei de Joule para o cálculo da quantidade de calor envolvida no processo de soldagem exige conhecer a resistividade do sistema, a qual não pode ser estimada durante os experimentos. Dessa forma, considerando as condições de espessura, material e força do eletrodo constantes, pode-se definir a quantidade de calor em função da resistividade, conforme Equação (18), em que C é uma constante que depende da espessura, material e força do eletrodo.

$$\frac{Q}{\Omega} C = I^2 t \quad (18)$$

Dado o comprimento constante para todas as amostras, pode-se reescrever a Equação (18) em função do comprimento da amostra e velocidade de soldagem, conforme descrito na Equação (19), em que C_2 é uma constante que depende da espessura e do comprimento da amostra, do material e da força aplicada pelos eletrodos.

$$\frac{Q}{\Omega} C_2 = \frac{I^2}{v} \quad (19)$$

Baseado nas variações propostas neste estudo, as amostras produzidas sob diferentes níveis de velocidade e corrente foram avaliadas conforme a quantidade de calor produzida para os dois níveis de força. A quantidade de calor em função da resistividade para as amostras calculada para corrente em kA e velocidade em metros por minuto (m/min) é apresentada na Tabela 6.

Tabela 6 – Parâmetros de soldagem utilizados para as amostras avaliadas e quantidade de calor calculada em função da resistividade para dois níveis de força testados.

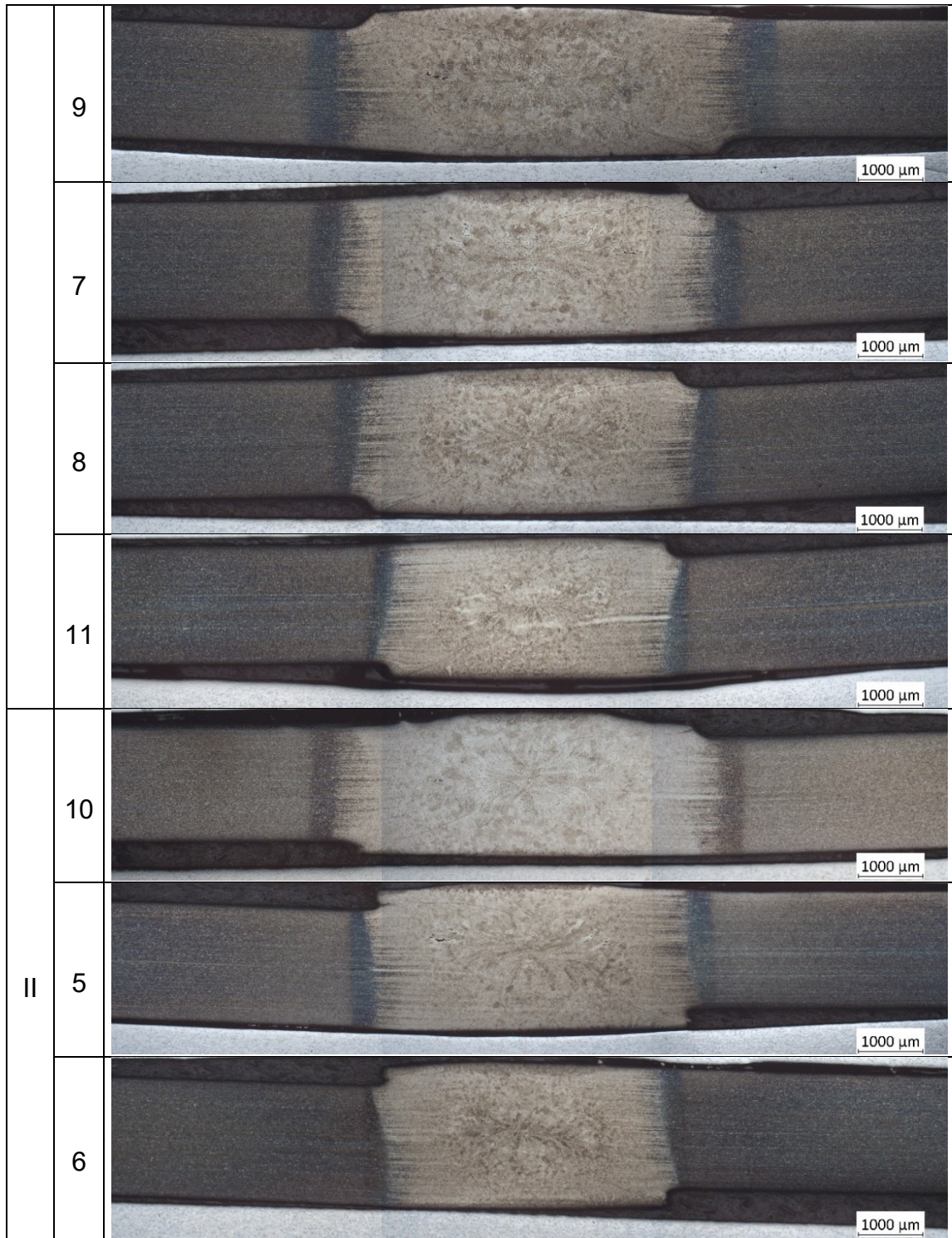
Força (kgf)	Amostra	Nível Corrente	Nível Velocidade	Corrente (kA)	Velocidade (m/min)	Q/Ω
I (2500)	4	2	1	18	3	6480
	9	1	1	16	3	5120
	7	2	2	18	5	3888
	8	1	2	16	5	3072
	11	1	3	16	8	1920
II (2350)	10	2	2	18	5	3888
	5	2	3	18	8	2430
	6	1	3	16	8	1920

5.2.1. Características macroestruturais das juntas soldadas

As macrografias via microscopia óptica (MO) após ataque com reativo Superpicral são apresentadas na Tabela 7. Para todas as amostras foi observada a presença de trincas com aspecto intergranular na seção transversal formadas entre a ZF e a ZAC de grãos grosseiros. Foi observada maior frequência e comprimento das descontinuidades para maior nível de corrente aplicada. A menor frequência da formação de trincas ocorreu na amostra 6, que é a que sofreu de menor aporte térmico. Essas trincas têm aspecto semelhante a trincas de liquação, que são causadas pela segregação em contornos de grão favorecida pelo aporte térmico em ZAC próxima da ZF.

Tabela 7 – Seção atacada em junta soldada RMSW sob diferentes parâmetros de soldagem. Ampliação original: 25x. Ataque: Superpicral.

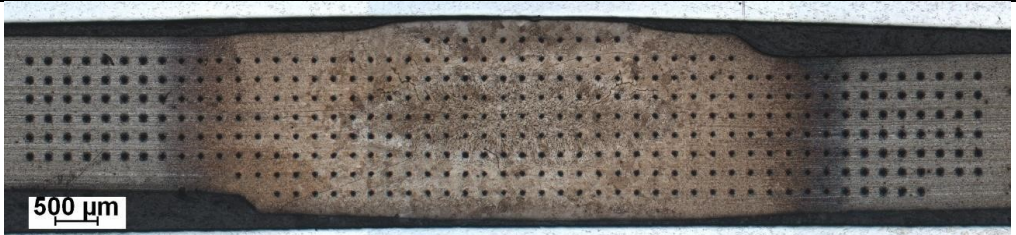
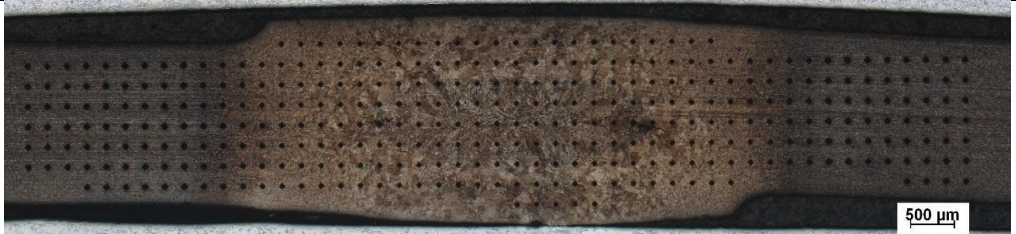
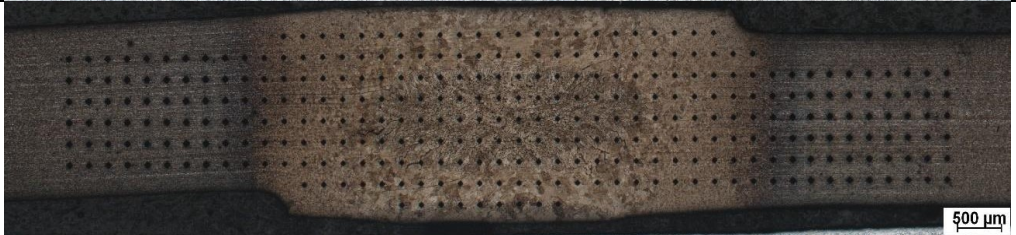


Força	Amostra	Macrografia
I	4	

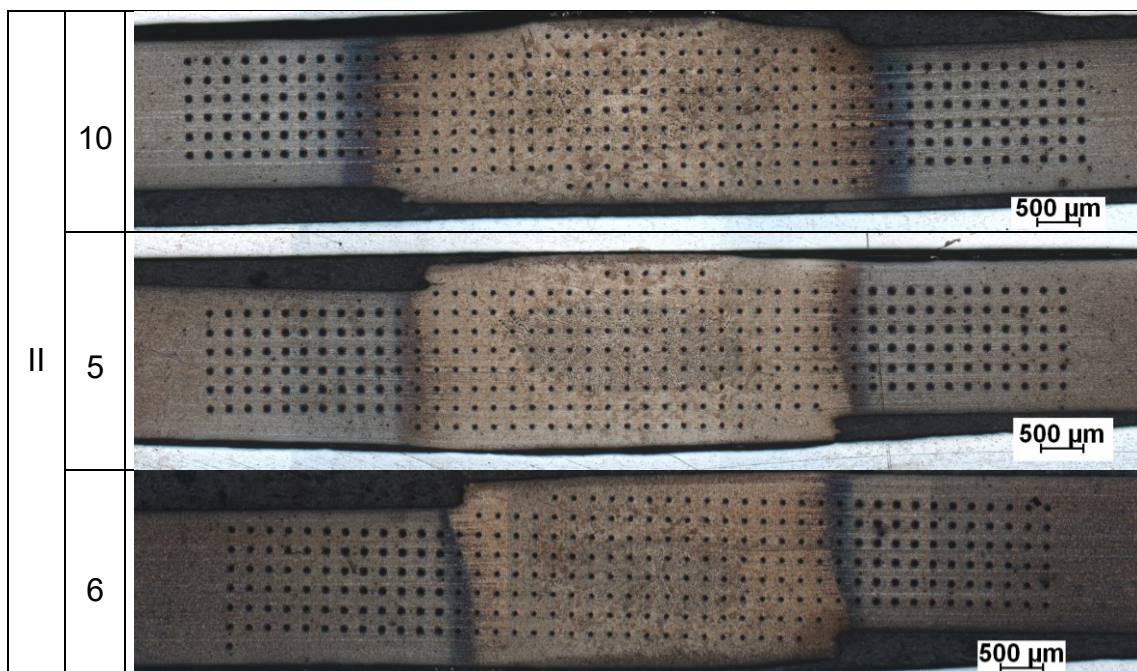


Na Tabela 8 são apresentadas as macrografias das seções transversais após ataque com Nital 4% e mapeamento de microdureza. É possível observar que para as amostras processadas sob baixa velocidade há formação de região de grãos grosseiros e martensíticos na superfície da lente de solda, não sendo evidenciada a expulsão do metal líquido da ZF. A formação desta microestrutura está relacionada ao aumento da temperatura nestas áreas associada à proximidade aos pontos de

contato entre eletrodo e tira, regiões de maior resistividade, representadas pelos pontos 2 e 6 na Figura 6. Em velocidades baixas há concentração de calor nestes pontos e o conseqüente início de fusão da superfície, levando à formação de uma poça de fusão superficial e centelhamento durante a execução da solda, sem a ocorrência de expulsão do metal base da zona fundida e a conseqüente fragilização da junta soldada.

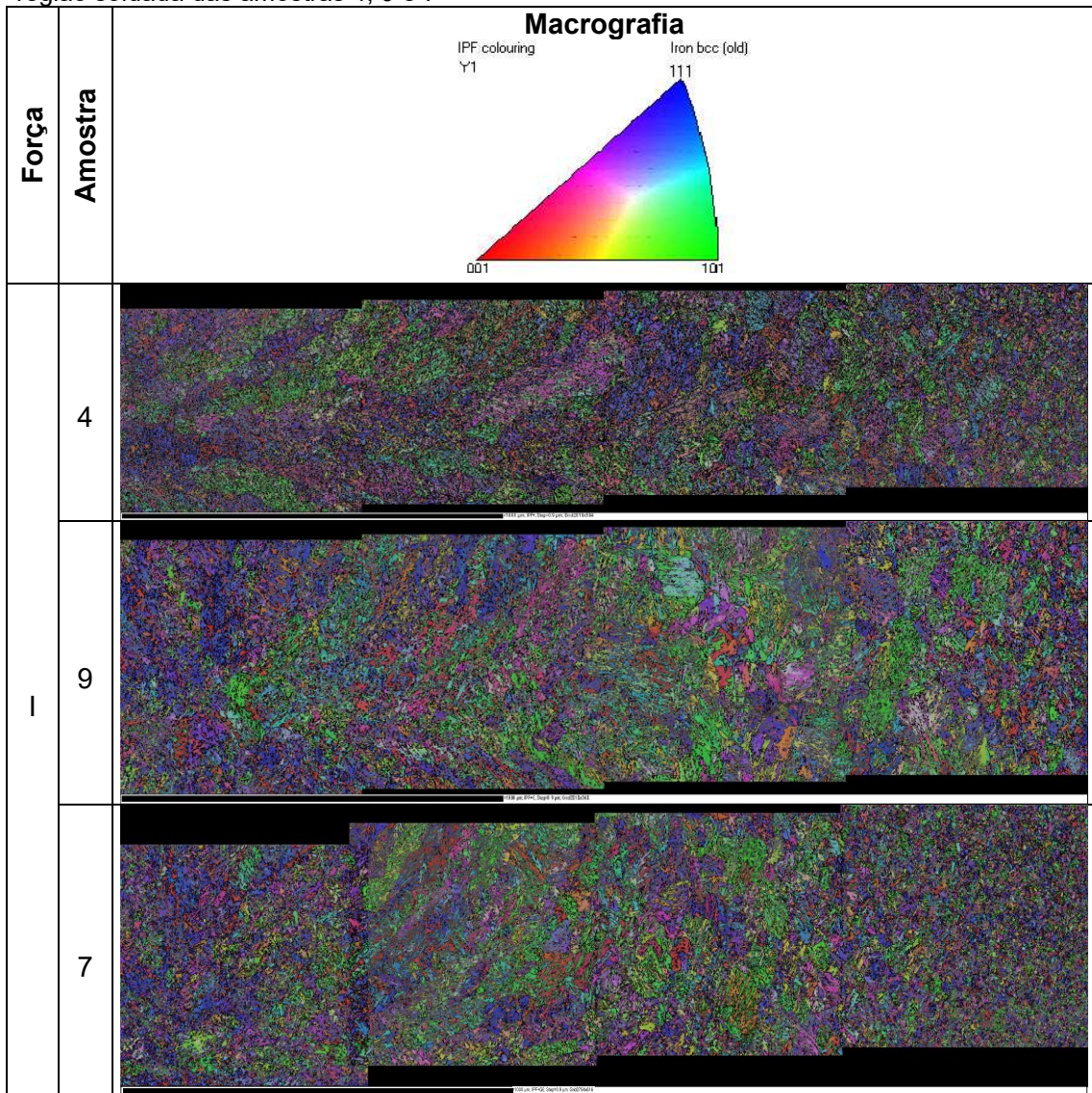
Tabela 8 – Macrografias de seções transversais em junta soldada RMSW sob diferentes parâmetros de soldagem após mapeamento de microdureza. Ampliação original: 25x. Ataque: Nital 4%

Força	Amostra	Macrografia
I	4	
	9	
	7	
	8	
	11	



Os resultados de mapa de polo em análise via EBSD realizada ao longo da seção transversal da região soldada para as amostras de maior aporte térmico, representada pelas amostras 4, 9 e 7, são apresentados na Tabela 9. Foi observada orientação cristalográfica preferencial na forma de linhas de fluxo partindo da ZF e se estendendo pela ZAC nas amostras avaliadas. A formação desta orientação preferencial partindo da ZF até a superfície da solda e a densidade de contornos de grãos é mais significativa na amostra 4 em que foi aplicado maior aporte térmico. Na ZF a temperatura ultrapassa a temperatura *liquidus* do metal, levando à formação de uma estrutura bruta de fusão, com super-resfriamento constitucional na frente sólido/líquido devido ao alto gradiente de temperatura na região, propiciando o crescimento de grãos na direção perpendicular à interface sólido/líquido e formação de uma estrutura dendrítica com mecanismo de crescimento epitaxial⁽²²⁾. Para a amostra 9, em que o aporte térmico é menor, a orientação cristalográfica preferencial na forma de linhas de fluxo foi identificada predominantemente na região da ZAC, além de aumento do tamanho de grãos próximo a região de abertura de trinca (plano 001). Para amostra 7, em que a taxa de resfriamento é maior devido à maior velocidade durante o processo de soldagem, a formação desta orientação preferencial não foi predominante nas regiões da ZF e ZAC. A maior taxa de resfriamento proporciona a formação de mais pontos de nucleação durante o super-resfriamento constitucional, favorecendo a homogeneidade da orientação dos grãos.

Tabela 9 – Imagem de figura polo inversa por análise via EBSD ao longo da seção transversal da região soldada das amostras 4, 9 e 7



Analisando as macrografias apresentadas na Tabela 7, via *software* ImageJ foram determinados os seguintes parâmetros geométricos: área da lente da solda (A_{ZF}), largura da interface da área de união de fase de sólida (L_n), largura total da área de interface unida (L_w), largura total da solda (L_t), espessura na lente (t_n), espessura da junta (t_w) e os ângulos da região de sobreposição, conforme Figura 23, os quais são apresentados na Tabela 10. Os parâmetros geométricos da seção transversal atacada com superpicral para amostra 9 são apresentados na Figura 27.

Tabela 10 – Resultados geométricos da seção transversal das juntas em análise de seção transversal no centro junta obtida.

Força (kgf)	Amostra	Q/Ω	A _{ZF}	L _w	L _n	L _t	t _n	t _w	Ângulo 1	Ângulo 2
I (2500)	4	6480	2,663	2,222	5,614	7,978	1,029	2,270	136	140
	9	5120	2,079	1,995	5,585	7,161	0,873	2,274	142	135
	7	3888	1,995	1,830	5,367	6,564	1,020	2,286	134	142
	8	3072	1,619	1,604	4,952	5,905	0,843	2,244	131	135
	11	1920	0,744	1,161	4,561	4,835	0,658	2,169	113	120
II (2350)	10	3888	2,188	1,887	5,370	6,609	0,988	2,164	118	133
	5	2430	1,701	1,939	5,004	5,587	0,887	2,242	89	91
	6	1920	1,287	1,352	4,628	4,898	0,710	2,223	91	92

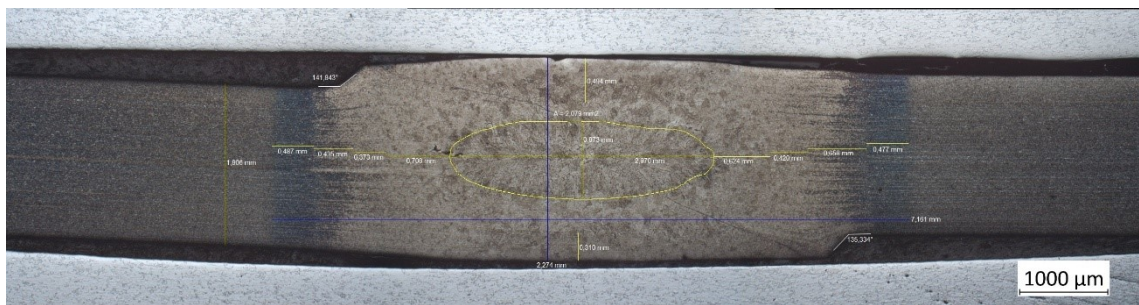


Figura 27 – Parâmetros geométricos da solda da amostra 9. Seção transversal. Ataque: superpicral

5.2.2. Influência da quantidade de calor nos parâmetros geométricos das juntas soldadas

Os valores de área da zona fundida apresentados na Tabela 10 foram utilizados em uma análise de regressão entre a quantidade de calor em função da resistividade e A_{ZF} para os dois níveis de força estudados. Para nível I, 2500 kgf, foi obtida uma relação linear diretamente proporcional entre a quantidade de calor e a área da ZF, dada pela equação 20. O índice de correlação R^2 ajustado obtido foi 90,6%. Para os resultados de área da zona fundida obtidos sob força em nível baixo, 2350 kgf, também se obteve relação linear e diretamente proporcional entre o aporte térmico, com índice de correlação R^2 ajustado de 94,7%, conforme apresentado na equação 21. O resultado gráfico das regressões está apresentado na Figura 28.

$$A_{ZF} = 0,2592 + 0,000381 Q / \Omega \quad (20)$$

$$A_{ZF} = 0,5432 + 0,000430 Q / \Omega \quad (21)$$

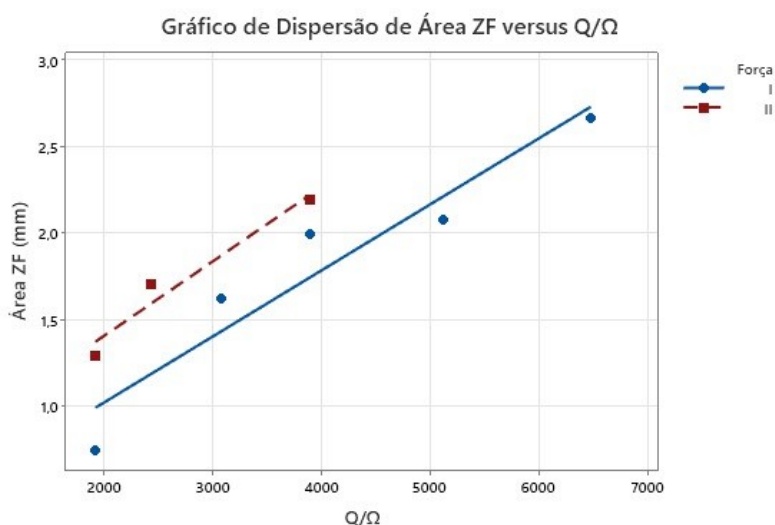


Figura 28 – Variação da área da zona fundida (A_{ZF}) em função da quantidade de calor por resistividade para dois níveis de força dos eletrodos.

Para mesmo nível de Q/Ω , tem-se maior área da ZF na condição em nível mais baixo de força, representada pelo nível II. Esta diferença é associada ao fator resistividade promovido pela diferença da força dos eletrodos em que as amostras foram produzidas. A superfície de um material em escala micrométrica é composta por picos e vales, de forma que ao estabelecer contato entre superfícies este é inicialmente dado pelos picos. À medida que a força aumenta, os picos são deformados e a área de contato aumenta, reduzindo assim a resistência elétrica de contato para passagem da corrente e promovendo um aumento limitado da corrente⁽¹⁴⁾ Este efeito é inversamente proporcional a quantidade de calor responsável por promover a fusão e coalescência do material entre as seções de contato, que por sua vez resulta na redução da área da lente de solda. Além do efeito destacado, o aumento da força entre eletrodos permite melhora na estabilidade do processo de soldagem, visto que, em forças muito baixas, pequenas variações podem causar elevadas mudanças na resistência de contato, levando a aquecimento inconsistente e qualidade de solda variável. O efeito da força do eletrodo na resistência de contato pode ser observado na Figura 29. Força excessiva, no entanto, pode causar problemas como deformação excessiva do material soldado e desgaste dos eletrodos. Portanto, é essencial encontrar um equilíbrio para lidar com esses aspectos e obter a maior janela de processo possível^(14,20,40).

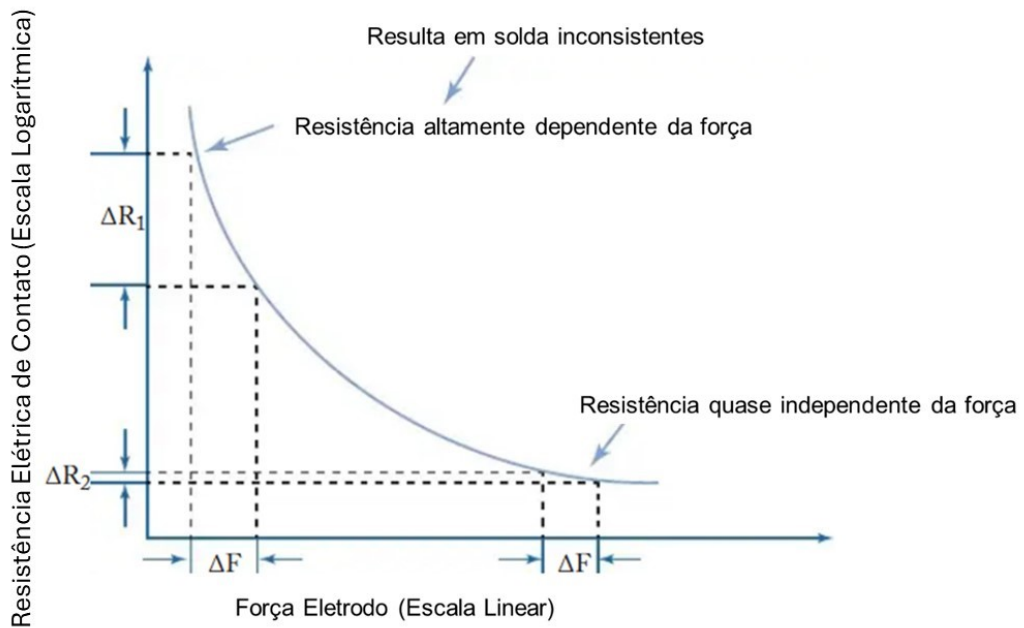


Figura 29 – Relação entre resistência elétrica de contato e força do eletrodo
 Fonte: adaptado de (40).

Esta condição de melhora da estabilidade do processo foi evidenciada pela avaliação do aspecto superficial das soldas, em que a amostra 5, com Q/Ω de 2430 e força II, apresentou formação de centelhamento acentuado durante o processo de soldagem, enquanto a amostra 8 e força I, cujo Q/Ω foi 3072, não apresentou centelhamento durante a execução da solda. Pelas análises macrográficas em seção transversal das juntas obtidas, Tabela 7, não foi evidenciada expulsão do metal líquido da zona fundida em ambas as condições de força testadas, assim infere-se que o centelhamento foi resultado do aumento da resistência entre o eletrodo e o metal base, responsável pelo aumento da temperatura nas superfícies da amostra obtida sob força em nível inferior.

A avaliação do Largura Total da Solda (L_t) também indicou relação linear com o aporte térmico aplicado para os dois níveis de força, conforme apresentado na Figura 30. Esta condição é resultante do aumento da área da ZF e da ZAC ao longo da seção transversal. No entanto, não foi observada diferença entre a largura total das juntas que estivesse relacionado aos diferentes níveis de força testados. É possível que o comprimento da solda seja melhor associado a fatores geométricos de distribuição do calor de acordo com geometria do eletrodo, como a espessura da peça.

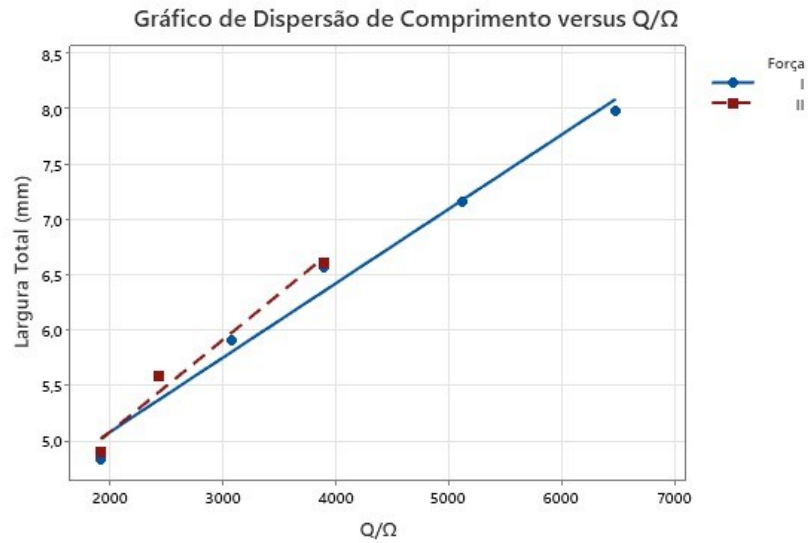
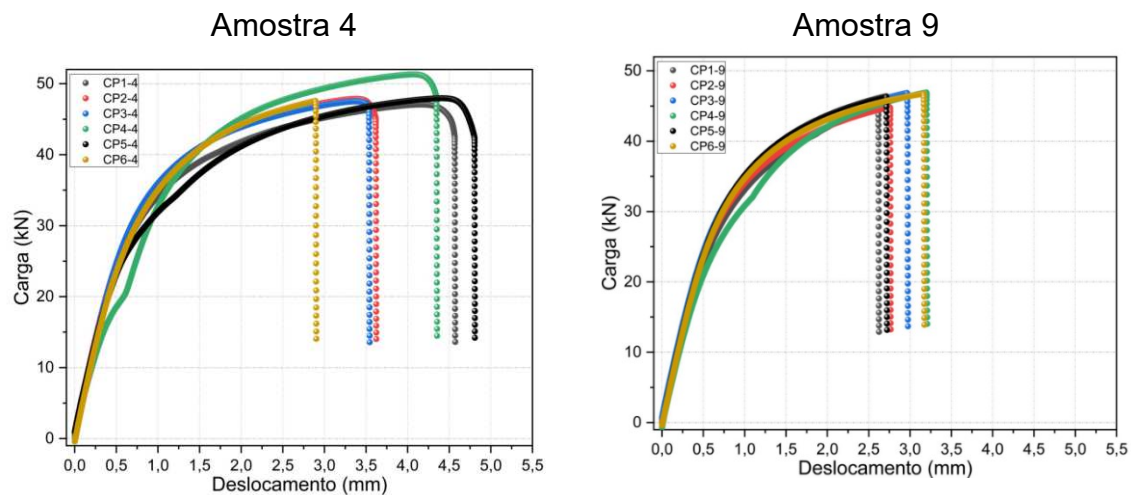


Figura 30 – Variação da largura total da junta em função do aporte térmico para dois níveis de força dos eletrodos.

5.2.3. Características mecânicas das juntas soldadas

Os resultados do ensaio de cisalhamento em tração são apresentados na Figura 31 e os valores de carga máxima (F_{MAX}), deslocamento (d_{MAX}) e da Energia máxima (E_{MAX}) obtidos estão apresentados na Tabela 11.



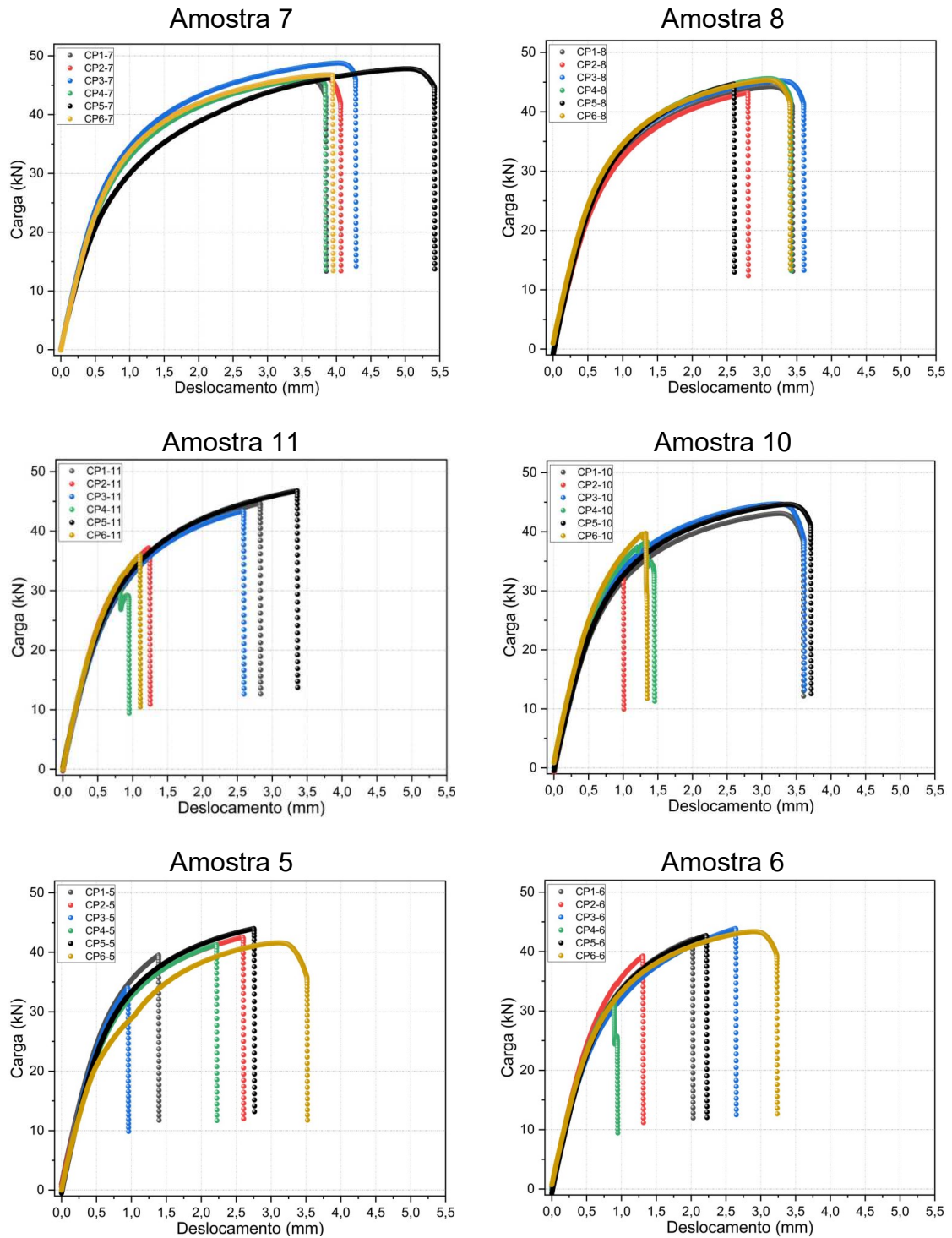


Figura 31 – Curva carga versus deslocamento para os corpos de prova sob diferentes parâmetros de soldagem.

Tabela 11 – Resultados médios e desvio padrão de energia, força, deslocamento no ponto máximo das curvas de carga *versus* deslocamento em ensaio de cisalhamento.

Força (kgf)	Amostra	F _{MAX} (kN)	Desvio Padrão F _{MAX}	d _{max} (mm)	Desvio Padrão d _{MAX}	E _{MAX} (J)	Desvio Padrão E _{MAX}
I (2500)	4	48,22	1,55	3,71	0,59	141,70	24,59
	9	46,15	0,92	2,90	0,25	100,21	11,10
	7	46,97	1,10	3,99	0,53	148,09	22,17
	8	44,72	0,89	2,99	0,25	102,25	11,53
	11	39,92	5,93	1,99	1,06	61,15	43,28
II (2350)	10	40,81	4,09	2,25	1,13	71,00	45,17
	5	40,48	3,50	2,17	0,84	65,70	31,37
	6	40,53	4,49	2,00	0,77	60,03	30,16

Por meio dos resultados obtidos no ensaio de cisalhamento foi realizada análise de regressão entre o resultado de F_{MAX} e A_{ZF} para cada nível de força. Para o nível maior de força, foi obtida relação linear diretamente proporcional entre a quantidade de calor e a área da ZF, dada pela equação (22), Figura 32. O índice de correlação R² ajustado obtido foi 50,7%. Esta relação proporcional entre o tamanho da lente de solda e a resistência mecânica também foi descrita por Chair et. al em soldas por resistência a ponto e soldas por resistência à costura⁽¹⁴⁾. Os resultados do estudo realizado por Pouranvari e Marashi indicaram que o tamanho da ZF, o modo de falha e a ductilidade no local da falha determinam a resistência da solda em aços *Dual Phase*⁽²⁸⁾.

$$F_{\max} = 37,14 + 4,426 A_{ZF} \quad (22)$$

Para o nível de força II, não foi possível estabelecer correlação entre F_{MAX} e a A_{ZF}, sendo observada maior dispersão dos resultados obtidos no ensaio de cisalhamento. A falta de correlação entre as variáveis pode estar relacionada à maior instabilidade do processo de soldagem para a condição de menor força^(14,20,40). Para menores níveis de força, a coalescência do material entre as seções de contato pode ser limitada. Esta condição, associada aos parâmetros de soldagem que fornecem menor aporte térmico, e, portanto, limitam também a coalescência do metal fundido, formaram ângulos de sobreposição próximos a 90°C, conforme apresentado pelas amostras 5 e 6, indicados na Tabela 10. Esta condição favorece as tensões de cisalhamento dos corpos de prova mediante a aplicação de tensão trativa e contribui para falhas nos corpos de prova em nível de carga menor. Embora

a variação de força entre as amostras produzidas não seja expressiva, visto que a SEP1220-2⁽³⁵⁾ sugere variações acima de 500 kgf para soldas a ponto, o impacto desta alteração para o aço em estudo apresentou comportamento relevante sob o ensaio de tração. Os resultados gráficos da regressão indicando a dependência entre as variáveis para os dois níveis de força estão apresentados na Figura 32.

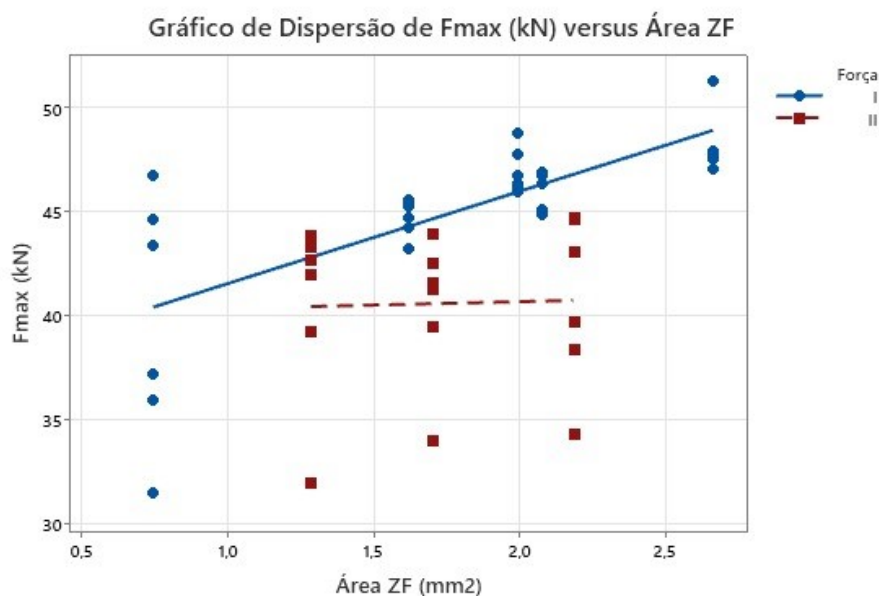


Figura 32 – Relação entre a força máxima na curva de tensão deformação e área da zona fundida.

Para a condição de menor aporte térmico e maior força, representada pela amostra 11, foi observada maior variabilidade entre os resultados obtidos. Na avaliação dos corpos de prova ensaiados sob esta condição observou-se predominância do modo de falha interfacial de fratura, em que a fratura se propaga pela zona de fusão (ZF), região com formação de constituintes frágeis, devido às elevadas taxas de resfriamento características do processo de soldagem por resistência. As seções de fratura da amostra 11, estão apresentadas na Figura 33. Embora em todas as amostras ensaiadas sob teste de cisalhamento a fratura tenha ocorrido na região soldada, observou-se que para maiores tamanhos de solda, a ruptura tendeu a ocorrer em região mais distante da ZF, na ZAC, e com maior deformação, conforme seção de fratura da amostra 4 apresentada na Figura 34. A literatura apresenta que fraturas fora da região da lente de solda são preferenciais devido à maior deformação provocada no metal base próximo à lente de solda, levando a uma capacidade de absorção de energia superior ao modo de falha interfacial^(16,25). A condição de menor A_{ZF} associada à presença de concentradores

de tensão formados pelas extremidades sobrepostas podem favorecer a falha prematura dos corpos de prova e maior dispersão dos resultados.

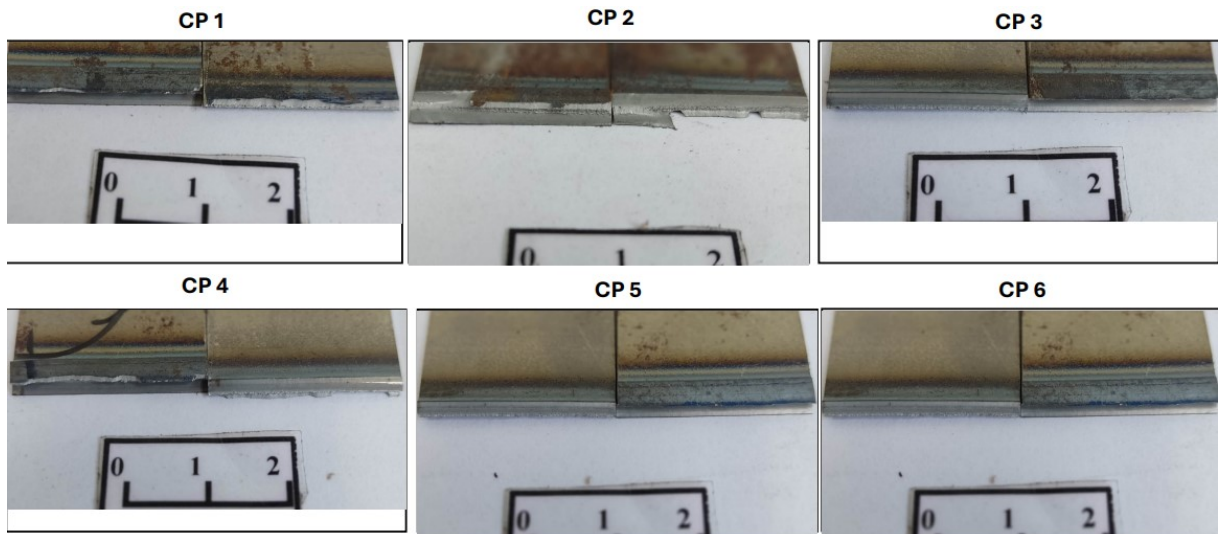


Figura 33 – Seção de fratura em teste de cisalhamento para a amostra 11.

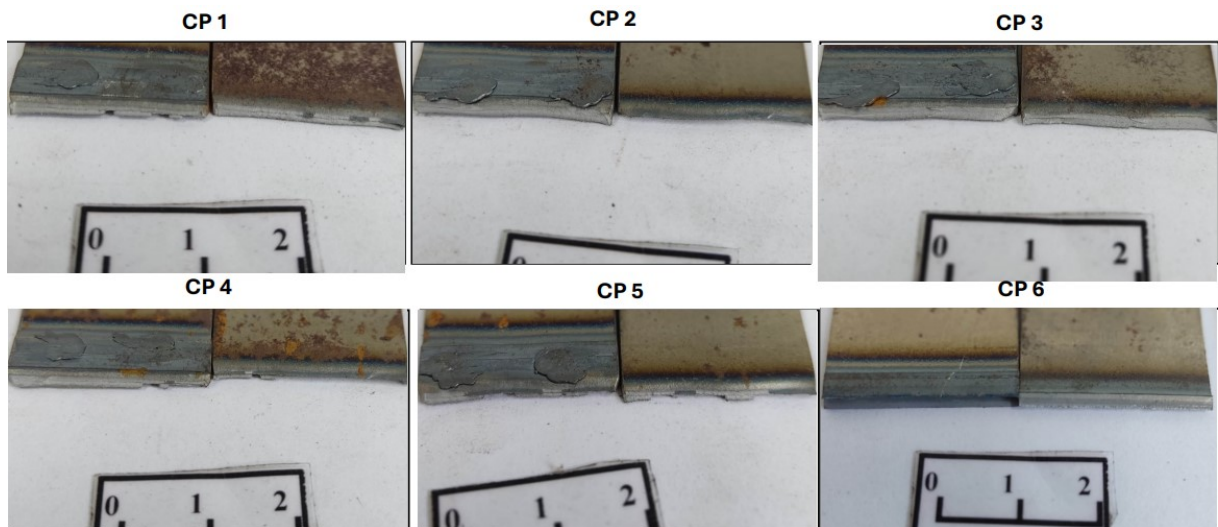


Figura 34 – Seção de fratura em teste de cisalhamento para a amostra 4.

A avaliação das fraturas nos CPs para força baixa de soldagem evidenciou que todos os ensaios apresentam ruptura na região da solda, sendo que para as amostras de menor aporte térmico, amostra 5 e 6, houve predominância de fraturas que se propagaram pela zona de fusão, indicando modo de falha interfacial. A região de amassamento para estas amostras apresentou aspecto de cisalhamento após ensaio trativo, sendo a possível região de iniciação da fratura, favorecida pela descontinuidade geométrica formada pela sobreposição das amostras. Para a amostra 10 as rupturas ocorreram na zona termicamente afetada pelo calor, atingindo a ZAC de grãos grosseiros, próximo à zona fundida.

Um critério geométrico para avaliação de soldas a resistência foi proposto por Tominaga et al., estabelece o fator da taxa de união da solda (β) através da razão entre a largura da interface da área de união de fase de sólida (L_w) e a largura total da área de interface unida (L_n), apresentada na equação (5). Um segundo critério, proposto por Tominaga et al., é a taxa de mudança de forma da solda (C_t) apresentada na equação (6), onde características como a largura total da solda (L_t), a espessura final da junta (t_w), a sobreposição aplicada (δ) e a espessura do metal base (t_0) impactam a forma da junta⁽²³⁾. Os valores de β e C_t calculados para as amostras são apresentados na Tabela 12, utilizando os parâmetros geométricos apresentados na Tabela 10 e considerando a sobreposição aplicada de 2,0 mm e espessura do metal base 1,80 mm. Para a amostra 11, obtiveram-se menores taxas de união e de mudança de forma da solda, 25,5% e 4,0 respectivamente, enquanto os maiores valores foram obtidos para a amostra 4, 39,6% e 6,3. Observou-se uma tendência para os dois critérios geométricos, em que o aumento da Q/Ω levou a um aumento de β e C_t . Tendência similar foi verificada para F_{MAX} para o maior nível de força. Por outro lado, a mesma propensão não pôde ser notada para o nível de força II, repetindo o mesmo comportamento verificado na correlação entre F_{MAX} e a A_{ZF} . A falta de correlação pode estar relacionada a maior instabilidade do processo de soldagem para a condição de menor força^(14,20,40).

Tabela 12 – Resultados de taxa de união (β) e taxa de mudança de forma (C_t).

Força	Amostra	Q/Ω	F_{MAX} (kN)	β	C_t	t_n/t_w
I	4	6480	48,22	39,6%	6,3	0,47
	9	5120	46,15	35,7%	5,7	0,40
	7	3888	46,97	34,1%	5,2	0,50
	8	3072	44,72	32,4%	4,7	0,43
	11	1920	39,92	25,5%	4,0	0,36
II	10	3888	40,81	35,1%	5,5	0,43
	5	2430	40,48	38,7%	4,5	0,51
	6	1920	40,53	29,2%	4,0	0,40

A literatura também indica que soldas por resistência a ponto tendem a apresentar baixa resistência quanto a carga transversal, devido a ponto de concentração de tensão criado na lente de solda entre as superfícies soldadas. Esta fragilidade deve ser considerada no projeto de acordo com a aplicação proposta⁽¹⁴⁾. Portanto, visando mitigar ocorrência de falhas prematuras evidenciadas pela maior dispersão dos dados da amostra 11 sob aplicação força elevada, propõe-se a

utilização de aporte térmico que promova A_{ZF} superior a $0,744 \text{ mm}^2$, β acima de 26% e Ct acima de 4. Esta condição, no entanto, deve atender um critério de força suficientemente elevada dos eletrodos para promover estabilidade ao longo do processo de soldagem.

Um método de julgamento da solda pode ser realizado com base no diâmetro da lente de solda. A técnica introduzida pela *Nippon Steel Corporation* propõe avaliar a espessura da lente de solda (t_n) em relação à espessura total da junta (t_w), na qual considera-se a razão ideal para valores obtidos entre 0,33 e 0,50. Para relação superior a 0,50, há indícios de excesso de aporte térmico que pode resultar em expulsão do metal líquido. Para razões inferiores a 0,25 indica-se baixo aporte térmico e possível comprometimento da união e formação da lente. Para todas as amostras avaliadas obteve-se para esta razão valores entre 0,36 e 0,51, apresentados na Tabela 12. As razões obtidas próximas a 0,50 incidiram nas amostras com nível de corrente elevado. A amostra 11, menor aporte térmico e maior variabilidade dos resultados em ensaio de cisalhamento, apresentou a menor razão, entretanto superior a 0,25. Esta relação, não implicou demais diferenças no comportamento mecânico da junta mediante ensaio de tração por cisalhamento.

Ao traçar uma linha limítrofe entre as extremidades das tiras unidas obtém-se uma referência de aferição entre os materiais unidos. É relevante que a linha traçada intercepte o centro da lente de solda. Esta avaliação permite inferir se houve deslocamento do ponto de fusão na interface entre as tiras e conseqüente deslocamento da lente de solda, levando à fragilização da junta. Esta condição é favorecida em materiais dissimilares, que apresentam resistividade elétrica distinta, ou em amostra de diferentes espessuras. Outros impactos no equipamento como desnivelamento dos eletrodos podem favorecer este comportamento. Para as juntas avaliadas a formação do nugget foi centralizada.

Dada a relação entre área da lente de solda e a quantidade de calor em função da resistividade, propõe-se ainda a relação entre o resultado de força máxima (F_{MAX}) sob ensaio de cisalhamento e a quantidade de calor, conforme apresentado na equação (23), para força I. O índice de correlação R^2 ajustado obtido foi 41,6%. Assim como para A_{ZF} , para o nível de força II, não foi possível estabelecer correlação entre Q/Ω e a A_{ZF} . A falta de correlação entre as variáveis pode estar relacionada a maior instabilidade do processo de soldagem para a condição de

menor força^(14,20,40). Os resultados gráficos da regressão evidenciando a dependência entre as variáveis estão apresentados na Figura 35.

$$F_{MAX} = 38,74 + 0,001575 Q/\Omega \quad (23)$$

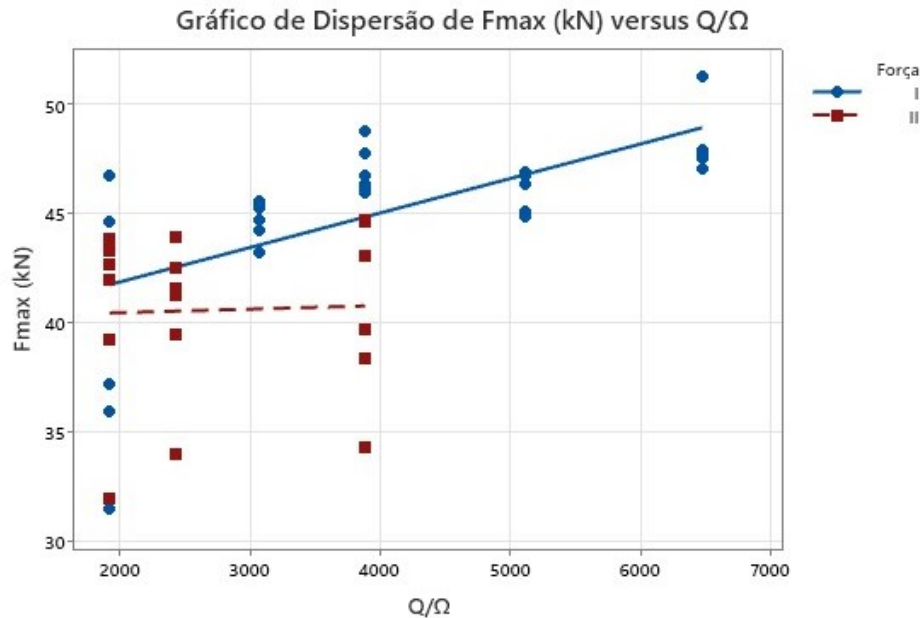


Figura 35 – Relação entre a força máxima na curva de tensão deformação em função da quantidade de calor calculada para dois níveis de força.

O efeito da A_{ZF} e Q/Ω também pode ser evidenciado para a energia máxima (E_{MAX}) das amostras em nível de força alto, em ensaio de cisalhamento em tração, conforme apresentado pela Figura 36. Conseqüentemente, pode-se sustentar que para maiores aportes térmicos tem-se maior tenacidade da junta, registrada por maiores E_{MAX} . Consoante a esta condição, a amostra 11, de menor aporte térmico, em que houve predominância do modo de falha interfacial de fratura com abertura da solda na ZF, apresentou menor tenacidade resultante da formação de constituintes frágeis na região devido à maiores taxas de resfriamento. Para maiores tamanhos da lente de solda, a ruptura tende a ocorrer em seção mais distante da ZF. A fratura fora da ZF tende a apresentar maior ductilidade como consequência da presença de bainita e ferrita, aumentando, portanto, a tenacidade da junta. Estabeleceu-se assim uma relação proporcional entre a tenacidade da junta a partir do tamanho da ZF e da quantidade de calor aportada, conforme apresentado pela equação 24, para força em nível alto. O índice de correlação R^2 ajustado obtido foi 54,5%. Para o nível de força baixo, não foi possível estabelecer correlação com

E_{MAX} , que, assim como para a F_{MAX} , pode estar relacionada a maior instabilidade do processo de soldagem para a condição de menor força.

$$E_{MAX} = 27,0 + 106,5 A_{ZF} - 0,0269 Q/\Omega \quad (24)$$

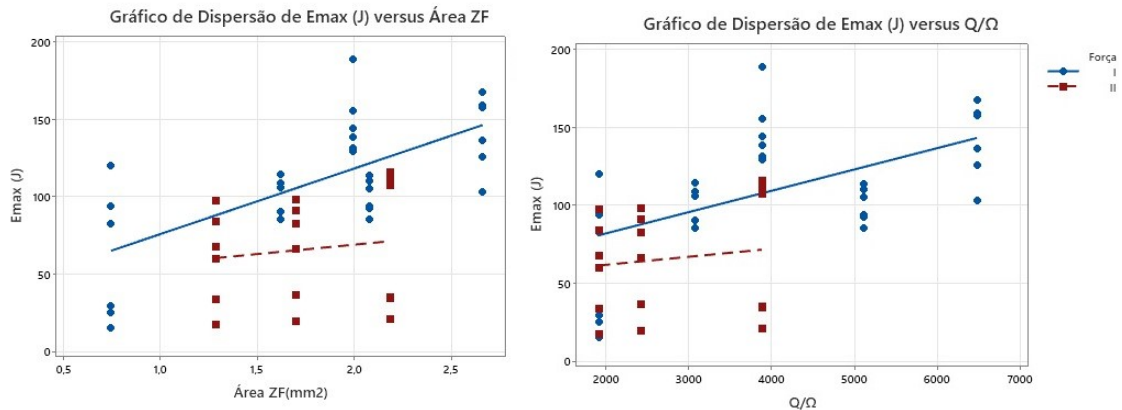


Figura 36 – Relação entre a energia absorvida nas amostras ensaiadas sob teste de tração por cisalhamento em função do aporte térmico realizado e da área da zona fundida, para diferentes níveis de força.

Para os resultados obtidos de carga e deslocamento pelo ensaio de embutimento Erichsen não foi possível estabelecer influência da variação dos parâmetros de soldagem sob os resultados obtidos no ensaio. Suspeita-se que as descontinuidades geométricas características de soldas a resistência apresentem impacto significativo na condução do ensaio. Os resultados de carga máxima, deslocamento máximo e energia na carga máxima, bem como o desvio padrão obtido para os ensaios de embutimento realizados estão apresentados na Tabela 13.

Tabela 13 – Resultados médios e desvio padrão de energia, força, deslocamento no ponto máximo das curvas de carga *versus* deslocamento em ensaio de embutimento Erichsen e dureza na zona fundida.

Força (kgf)	Amostra	F _{MAX} (kN)	Desvio Padrão F _{MAX}	D _{max} (mm)	Desvio Padrão D _{MAX}	E _{MAX} (J)	Desvio Padrão E _{MAX}	Dureza ZF (HV1)	Desvio Padrão Dureza ZF
I	4	18,0	1,2	4,2	0,5	41,8	10,6	481,65	33,46
	9	22,5	0,7	5,3	0,2	66,8	4,1	469,65	27,60
	7	15,9	4,3	3,4	1,0	33,7	20,8	489,10	21,01
	8	17,8	7,8	3,4	1,8	34,5	32,3	487,88	20,08
	11	16,0	9,6	3,4	2,0	32,4	38,1	494,62	18,26
II	10	20,7	4,9	3,6	0,8	33,4	12,0	485,32	27,12
	5	25,7	2,5	4,2	0,5	63,2	21,5	492,34	18,56
	6	21,6	7,0	4,2	1,5	46,8	34,7	489,59	20,38

Para efeito comparativo a dureza na ZF em cada uma das amostras foi delimitada pelo agrupamento de intervalos de confiança para as diferenças pareadas entre as médias de dureza e pelo fator posição, considerando taxa de erro global de 5% e nível de significância especificado em 95% em teste ANOVA utilizando método de Tukey para múltiplas comparações. A partir das posições que representaram o agrupamento na região da ZF nas amostras foi obtida a dureza média e o desvio padrão da média para as amostras avaliadas conforme descrita na Tabela 14.

Tabela 14 – Resultados de dureza média na zona fundida.

Amostra	4	5	6	7	8	9	10	11
Dureza ZF (HV1)	481,65	492,34	489,59	489,10	487,88	469,65	485,32	494,62
Desvio	33,46	18,56	20,38	21,01	20,08	27,60	27,12	18,26

A partir da composição química apresentada na Tabela 4, calculou-se a dureza prevista na zona fundida por meio da equação linear proposta Nadimi et al.⁽¹⁶⁾, descrita na equação (9), que relaciona a dureza ao teor de carbono da amostra, sendo obtido dureza de 467,38 HV. A dureza na ZF também foi calculada por meio da equação proposta por Yurioka T. et al.⁽³⁰⁾, descrita na Equação (13), que relaciona a dureza na zona fundida e composição química dada pelo carbono equivalente P_{cm}, sendo obtido o valor de 492,15 HV. Os resultados obtidos estão compatíveis com a dureza calculada de acordo com a equação proposta por Yurioka T. et al.

Não foi possível estabelecer correlação relevante entre os resultados obtidos de microdureza média na ZF e características como tamanho da lente de solda ou aporte térmico aplicado. Embora seja apresentada tendência de comportamento

entre a dureza na ZF e o aporte térmico efetuado, conforme apresentado na Figura 37, a variação da dureza dada pela equação 25, não sugere relevância metalúrgica relevante para os resultados obtidos, ou seja, seriam necessárias variações expressivas no aporte térmico para estabelecer variações da dureza da zona fundida que propiciem impactos relevantes em aspectos físicos e mecânicos da junta soldada. Estudos realizados por Zhang et al. indicaram que a fração volumétrica de martensita obtida na ZF se manteve aproximadamente constante, não sendo observado aumento significativo para classes de aço AHSS acima de 780 MPa⁽²²⁾. Esta condição pode ser relacionada à elevada temperabilidade destes aços e às elevadas taxas de resfriamento em soldas por resistência com conseqüente formação de microestrutura martensítica refinada nesta região. A dureza na ZF para as amostras submetidas às condições testadas não apresentou variação significativa que possa estabelecer impacto na performance da junta, em ensaios mecânicos cisalhamento em tração ou ensaio de embutimento.

$$\text{Dureza}_{ZF} = 499,30 - 0,003631 Q/\Omega \quad (25)$$

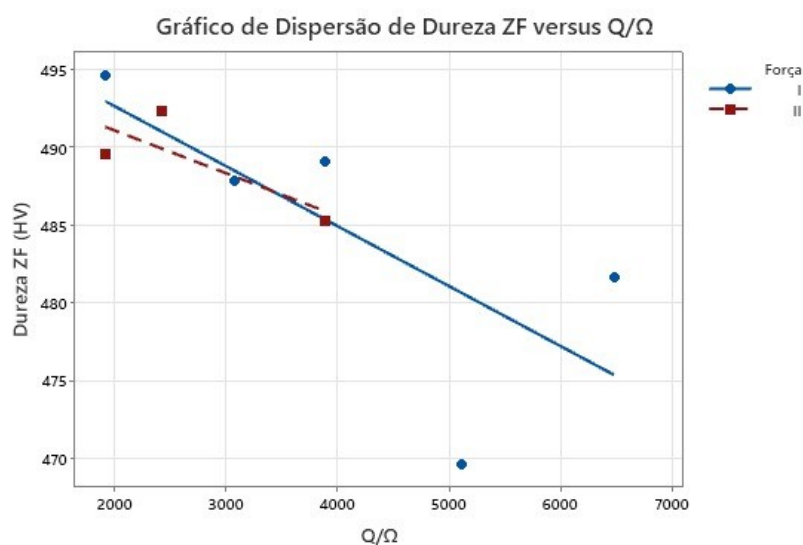


Figura 37 – Variação da dureza da ZF em função do aporte térmico para dois níveis de força dos eletrodos.

O mapeamento de microdureza Vickers foi utilizado para avaliar a distribuição da dureza na seção transversal da junta soldada no metal base e das regiões afetadas pelo calor. Esta técnica possibilita a realização de medições em escalas pequenas, permitindo assim avaliar a influência dos parâmetros do processo de soldagem que podem afetar características mecânicas da junta.

Os resultados das indentações que compõem o mapa de dureza indicaram para as regiões mais distantes da lente valores próximos a 270 HV, sendo estes os menores resultados obtidos. Estas regiões compõem a ZAC sub-crítica (SCZAC), onde a temperatura máxima está abaixo Ac_1 resultando no revenimento da martensita presente na microestrutura do metal base com amaciamento e redução da dureza para valores inferiores à do metal base. Este amaciamento foi predominante e afetou maior área para as amostras de maior aporte térmico, representado pelas amostras 4 e 9, sendo estas amostras produzidas em nível mais baixo de velocidade. A velocidade é um parâmetro diretamente relacionado ao tempo de contato com o eletrodo, favorecendo assim a condução do calor pelo metal base e revenimento da martensita presente no metal base em baixas velocidades de soldagem. A amostra 11, menor aporte térmico e velocidade elevada, apresentou menor tamanho da SCZAC entre as amostras de força I. Para a condição de menor força, as amostras 5 e 6, em que se aplicou baixo aporte e velocidade em nível alto, apresentaram menor extensão da ZAC sub-crítica.

À medida que a ZAC se aproximou da ZF foi observado aumento da dureza que alcançou valores entre 390 e 430 HV. Ao aproximar da ZF, na zona intercrítica da ZAC (ICZAC) a temperatura aumenta e atinge valores entre Ac_1 e Ac_3 , e conseqüente aumento na fração de austenita formada, que ao ser resfriada rapidamente durante o processo de soldagem conduz à formação da martensita. Esta região apresentou menor largura para amostra de menor aporte térmico (amostra 11) sob força I.

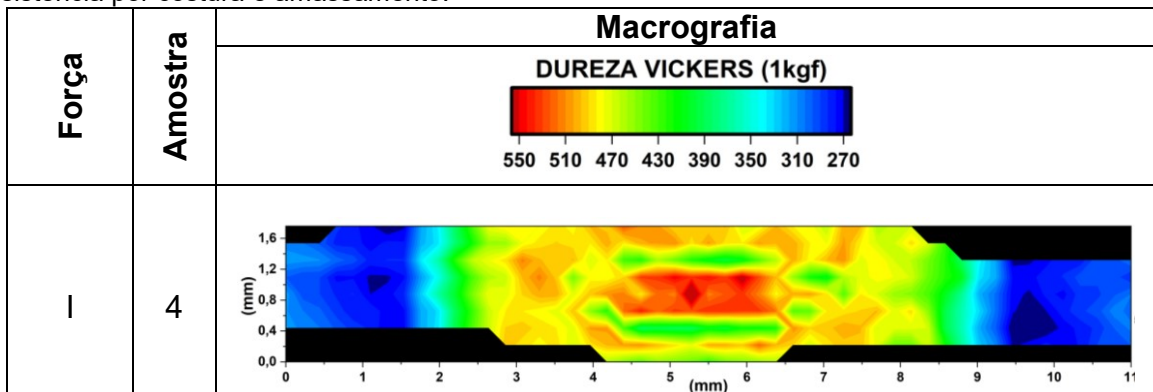
Para as amostras 4 e 9 na condição força I, de maior aporte térmico, foi possível ainda distinguir uma região central correspondente a ZF que apresentou maior dureza, com resultados próximos a 550 HV, seguida de duas regiões distintas possivelmente caracterizadas como sub-regiões da ZAC, sendo, a zona de grãos grosseiros (GGZAC) com dureza na faixa entre 390 e 430 HV, seguida pela zona de grãos refinados (GRZAC) com resultados de dureza entre 470 e 510 HV. A distinção destas regiões está relacionada ao tempo que o material é submetido às elevadas temperaturas, de forma que regiões mais próximas a ZF apresentaram maior tempo de exposição, favorecendo assim o crescimento dos grãos. Para a amostra 9, entretanto, estas regiões ficaram menos delimitadas, resultante do menor aporte térmico. Estas amostras foram processadas em nível baixo de velocidade (3 m/min), promovendo, portanto, maior aquecimento da junta nas regiões adjacentes e

menores taxas de resfriamento. Assim é possível que a concentração de calor na ZAC favorece a formação da GGZAC de menor dureza com possível impacto no aumento da tenacidade da junta sobre ensaios de cisalhamento, além de aumentar a largura da SCZAC.

Para a amostra 4, obteve-se ainda um aumento da dureza próxima à superfície da lente de solda. Esta região compõe a área de contato entre o eletrodo e a tira, e, portanto, apresenta maior resistividade, indicada pelos pontos 2 e 6 apresentados na Figura 6. Em decorrência da maior resistividade, promove-se também maior geração de calor nesta região da tira em contato com o eletrodo, continuamente resfriado durante a execução da solda que aumenta as taxas de resfriamento na região. Análise metalográfica da região indicou a formação de martensita nesta área após a formação de centelhamento, conforme Figura 38. A partir da avaliação microestrutural podemos afirmar que a temperatura na superfície da solda atingiu valores acima de A_{c3} . Este comportamento, no entanto, não foi evidenciado na amostra 9 devido à menor corrente, reduzindo, portanto, a resistividade de contato na região e prevenindo assim a formação desta fase dura na superfície da junta. O aumento da dureza na superfície foi parcialmente identificado na amostra 7, em que houve aplicação de corrente em nível alto, assim como realizado na amostra 4, entretanto, o aporte térmico na superfície de 7 foi minimizado pelo aumento da velocidade de soldagem.

Para as demais amostras (5, 6, 8, 10 e 11) o mapa de dureza não apresentou diferenças significativas que caracterizassem as sub-regiões da ZAC na zona de grãos refinados e na zona de grãos grosseiros. Os resultados de microdureza variaram entre 470 e 550 HV.

Tabela 15 – Mapa de microdureza Vickers (HV) realizado em seção transversal de junta soldada a resistência por costura e amassamento.



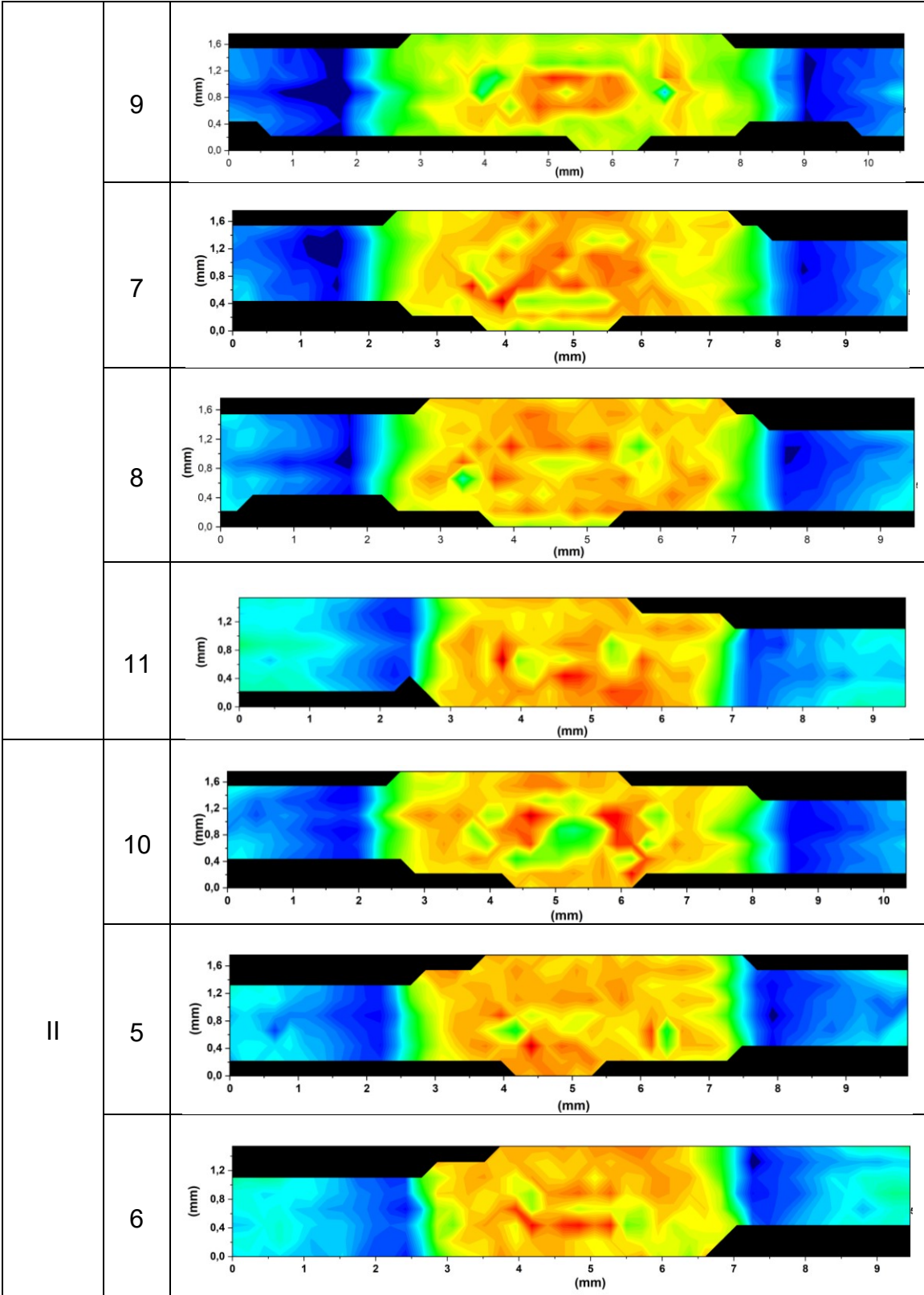




Figura 38 – Aspecto da microestrutura via microscopia óptica na superfície da junta em seção transversal da amostra 4. Nital 4%.

5.2.4. Características microestruturais das juntas soldadas

Em avaliação microscópica do cordão de solda foi identificada uma evolução do aspecto microestrutural. A junta soldada pode ser dividida em três macro-regiões diferentes, sendo o Metal Base (MB), Zona Fundida (ZF) e Zona Afetada pelo Calor (ZAC) situada entre o MB e ZF que pode ser subdividida em região intercrítica (ICZAC) e sub-crítica da ZAC (SCZAC), região de grãos refinados (GRZAC) e região de grãos grosseiros (GGZAC). A junta proveniente do processo apresenta microestrutura complexa associada ao rápido ciclo de aquecimento e resfriamento obtido e aos gradientes de temperatura atingidos ao longo da solda. Aspecto geral da microestrutura ao longo da região soldada com destaque entre as regiões de interface entre as principais transições microestruturais são apresentadas na Figura 39.

Foi observado aspecto semelhante nas microestruturas locais em suas respectivas regiões da junta sob a avaliação via MO para todas as amostras submetidas à diferentes aportes térmicos. O aspecto representativo da microestrutura obtida para cada região é apresentado na Figura 40. A similaridade entre microestruturas obtidas para os diferentes parâmetros de soldagem aplicados nas amostras em estudo pode ser relacionada às elevadas taxas de resfriamento obtidas em processos de soldagem. Para obter-se variação da microestrutura entre as amostras seria necessário empregar variações mais significativas no ciclo térmico de soldagem, na espessura do material ou na composição química⁽¹⁶⁾.

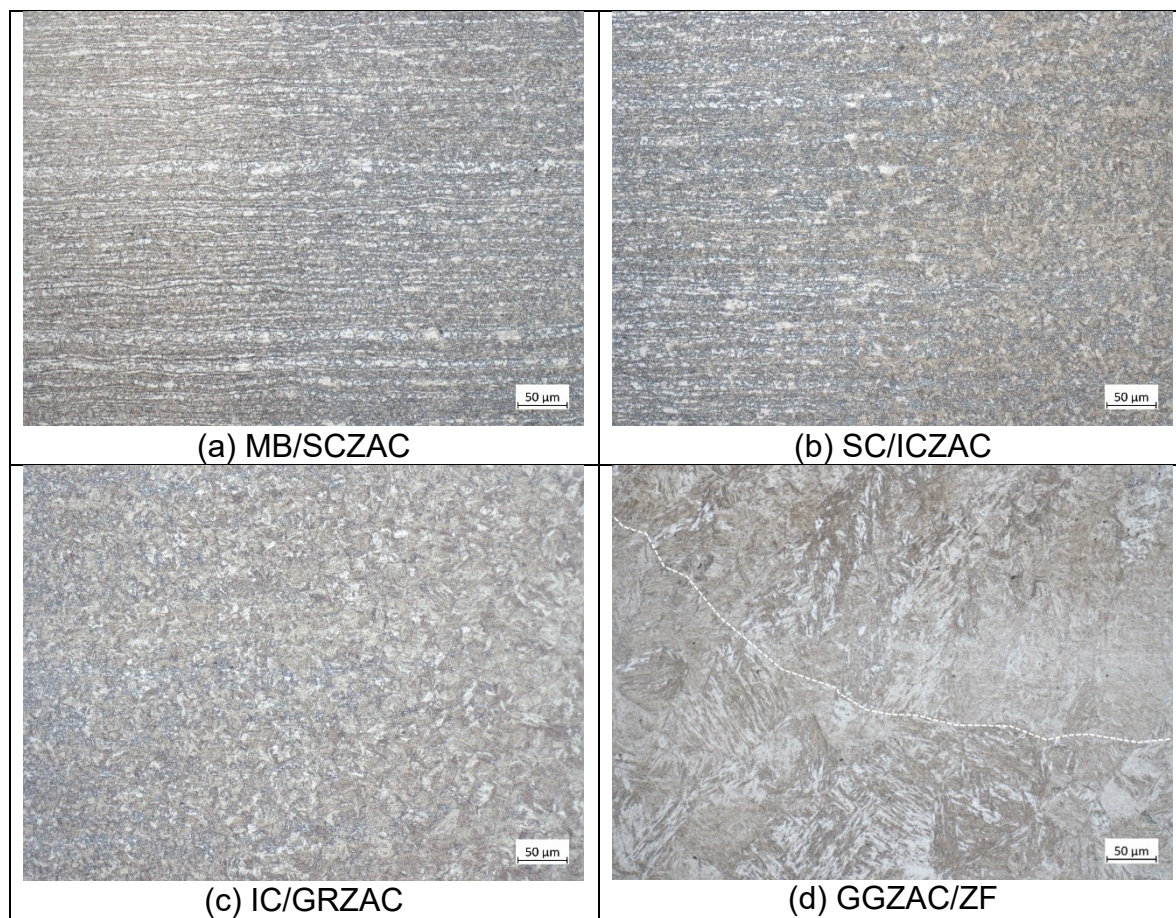


Figura 39 – Aspecto geral da microestrutura ao longo da região soldada em microscopia óptica nas transições entre (a) Metal Base e região Subcrítica, (b) regiões Subcrítica e Inter-crítica, (c) regiões Inter-crítica e Grãos Refinados, (d) Grãos Grosseiros e Zona Fundida. Ampliação: 200x. Ataque: Nital 4%.

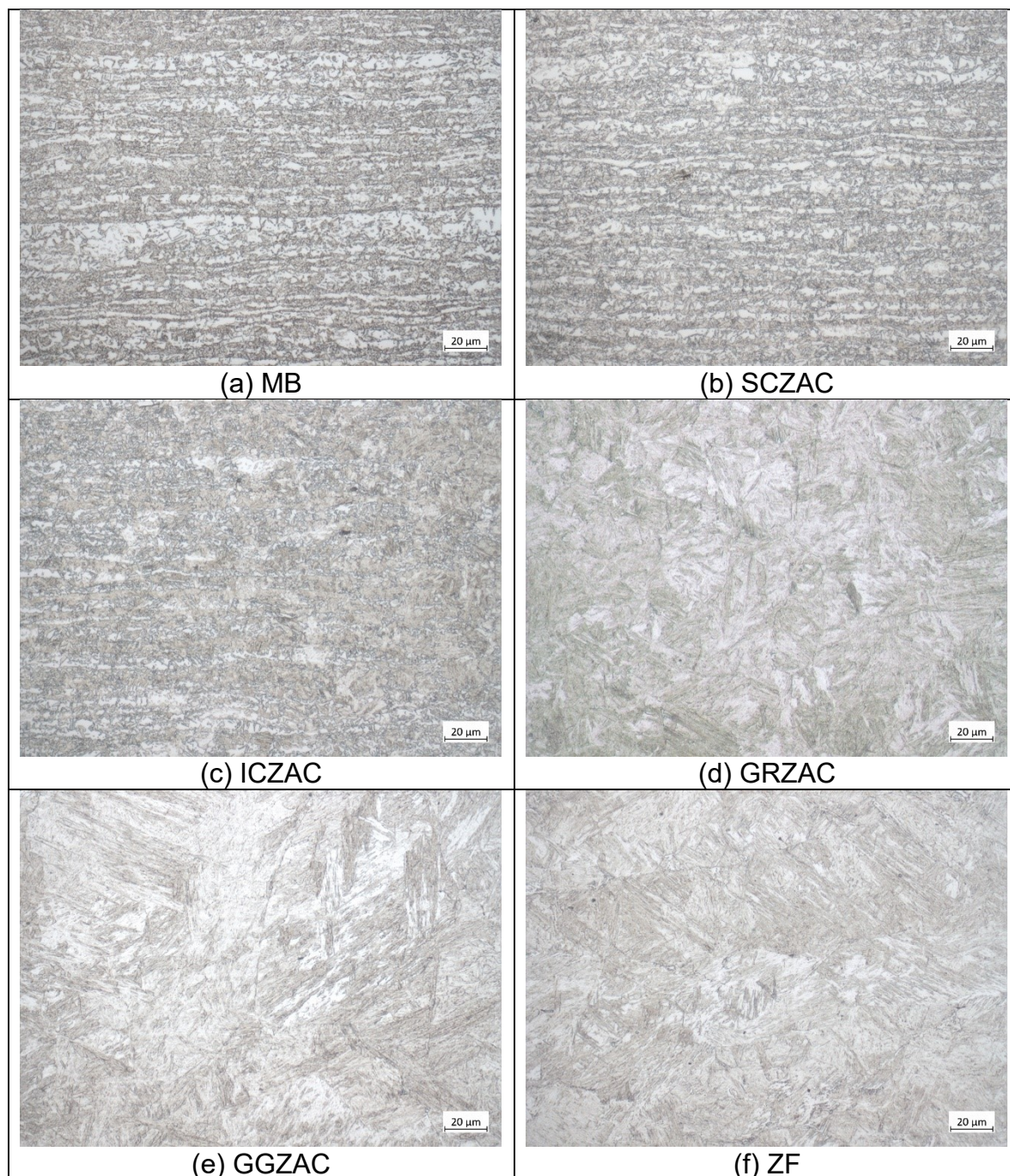


Figura 40 – Aspecto da microestrutura via microscopia óptica nas regiões (a) Metal Base - MB, (b) ZAC Subcrítica - SCZAC, (c) ZAC Intercrítica - ICZAC, (d) ZAC Grãos Refinados - GRZAC, (e) ZAC Grãos Grosseiros - GGZAC e (f) Zona Fundida - ZF. Ampliação: 500x. Ataque: Nital 4%.

O metal base (MB) para o aço em estudo apresentou uma microestrutura refinada, composta majoritariamente por ferrita (F) e, constituintes de segunda fase em menores quantidades, sendo bainita (B), martensita (M) e austenita retida (yr). Essa microestrutura, desenvolvida durante o processamento industrial do material, encontra-se conforme previsto para aços *Dual Phase*, foi totalmente alterada pelo ciclo térmico de soldagem como será apresentado a seguir.

Nas regiões mais próximas ao MB, qualitativamente, em termos de microconstituintes, não é perceptível ao microscópio óptico alterações morfológicas. Esta região compreende a região SCZAC, mostrada na Figura 40(b). Conforme aponta a literatura, as temperaturas de pico encontram-se abaixo de Ac_1 , entretanto são suficientemente elevadas para promover fenômenos de revenimento parcial de constituintes de baixa temperatura de transformação presentes no MB e precipitação de constituintes em solução sólida, com o conseqüente amaciamento do material que resulta em redução da dureza para valores inferiores aos do metal base^(25,41,42). O mapeamento de dureza indicou valores entre aproximadamente 270 e 310 HV. Conforme o mapa de durezas apresentado, houve aumento da largura afetada por esta região à medida que o aporte térmico aumentou e a velocidade de soldagem reduziu, como resultado da difusão de calor pelo metal base.

Adjacente a SCZAC, identificou-se formação de microestrutura refinada, com uma maior quantidade de constituintes bainíticos em detrimento a ferrita de contornos irregulares do MB, conforme Figura 40(c). Isso se deve ao fato de que a temperatura de pico dessa região está entre as temperaturas críticas do material. Ou seja, entre Ac_1 e Ac_3 , proporcionando a austenitização parcial da microestrutura do MB a qual, durante o rápido resfriamento, transformou-se em constituintes formados em temperaturas intermediárias e baixas^(22,41,42).

Houve uma evolução da microestrutura conforme apresentada na Figura 39(c), com redução da fração ferrita de grãos irregulares para uma matriz majoritariamente martensítica. Esta região é denominada ZAC de grãos refinados (GRZAC) e está indicada na Figura 40(d). Devido à proximidade da zona fundida, as temperaturas de pico dessa região são elevadas o suficiente para austenitizar por completo a microestrutura do MB, mas não para provocar o crescimento do grão prévio. O rápido resfriamento no processo de soldagem resulta na formação de martensita refinada, consoante a existência de austenita prévia com tamanho de grão relativamente pequeno devido à influência da temperatura próxima ao início de formação da austenita. Subseqüente a esta, e mais próximo da ZF, obteve-se uma microestrutura também constituída por martensita, entretanto, na forma de grãos maiores e equiaxiais. Nesta região, definida na literatura como ZAC de grãos grosseiros (GGZAC), apresentada na Figura 40(e), a temperatura aumenta em decorrência da proximidade com a ZF com valores de pico superiores a $1100^{\circ}C$. A região sob esta temperatura por maior tempo, leva ao crescimento dos grãos da

austenita prévia durante o aquecimento em proporção com sua proximidade à ZF. Devido a sua proximidade da ZF (temperaturas de pico próximas da temperatura de fusão do material), a linha de fusão é o local de maior crescimento de grão, Figura 39(d)^(22,41,42).

Na ZF foi observada a presença de grãos colunares constituídos de ripas típicas de martensita em direção paralela ao eletrodo, indicada na Figura 40(f). Nesta região a temperatura ultrapassa a temperatura *liquidus* do metal e ocorre fusão completa seguida da rápida solidificação com a formação de uma estrutura bruta de fusão. Aspecto semelhante é relatado em avaliação da ZF descrita por Liao et al. em aço DP600⁽²⁷⁾ e descrito pela literatura em soldas por resistência a ponto em aços automotivos⁽¹⁶⁾. A elevada taxa de resfriamento combinada com alto gradiente de temperatura propicia o crescimento de grãos na direção perpendicular à interface sólido/líquido e formação de uma estrutura dendrítica celular devido ao mecanismo de crescimento epitaxial orientada para a extração de calor, evidenciado pelos grãos colunares que permitem a distinção entre a ZF e GGZAC^(22,41,42).

A avaliação do mapa de dureza da lente de solda indicou a ZF como a região da solda de maior dureza, apresentando microdureza Vickers entre 470 e 570 HV, o que indica a presença de microestrutura martensítica nesta região, evidenciadas nas metalografias acima apresentadas. A microestrutura nesta região pode ser explicada utilizando uma Curva de Transformação de Resfriamento Contínuo projetada em diagrama CCT, usando *software* de simulação JMatPro apresentado na Figura 41. Para atingir a microestrutura completamente martensítica na ZF e região de grão grosseiros e refinados das ZTA a taxa de resfriamento deve ser suficientemente alta para suprimir a decomposição em equilíbrio da austenita. Além disso, a austenita precisa ser resfriada até temperaturas inferiores a M_s , sendo M_s a força motriz necessária para a transformação da martensita⁽¹⁶⁾. De acordo com as microestruturas obtidas para a GRZAC, GGZAC e ZF, não havendo a formação de outras microestruturas no contorno de grão da austenita prévia, tem-se que a curva de resfriamento nesta região não atinge a extremidade do diagrama CCT, uma vez que as taxas de resfriamento são tipicamente superiores a 100 °C/s.

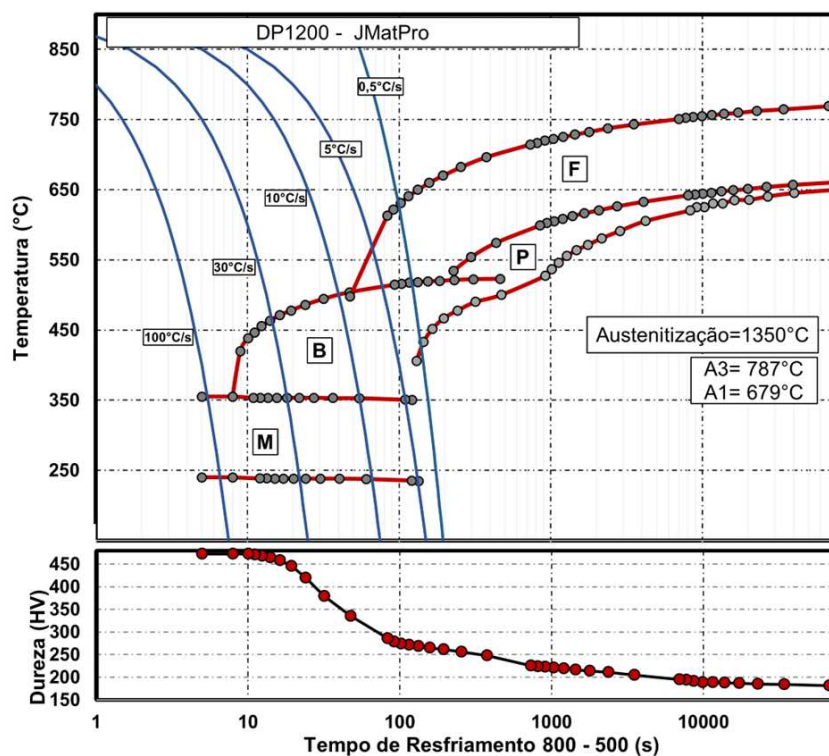


Figura 41 – Curva de resfriamento projetada em diagrama CCT, usando software JMatPro para aço DP1200.

As transformações de fase e decomposição da austenita ocorrem sob condição fora do equilíbrio devido ao rápido resfriamento térmico no ciclo de soldagem. O conhecimento do perfil de temperatura em soldas a resistência e da taxa de resfriamento pode ser relevante para compreensão da evolução microestrutural da solda⁽¹⁶⁾. Entretanto, a obtenção experimental destes dados pode ser limitada devido às questões geométricas do processo de soldagem à resistência por costura e às elevadas taxas de resfriamento. Visando compreender a formação das regiões próximas a zona fundida foi realizada simulação da evolução do aço em estudo através da aplicação de curvas de resfriamento controladas sob as taxas 0,5 °C/s, 10 °C/s, 20 °C/s, 30 °C/s, 40 °C/s, 50 °C/s, 100 °C/s e 130 °C/s. Esta técnica é mais sensível e representativa para análises detalhadas de cinética de transformação e controle de processos térmicos. Mediante as aferições na taxa de variação volumétrica do CP durante o resfriamento é possível ainda determinar com precisão as temperaturas de transformação dos constituintes⁽³⁸⁾. Para o aço em estudo obteve-se temperatura Ms e Mf respectivamente 413 °C e 284 °C. Na Figura 42 é apresentada a evolução microestrutural para cada condição de resfriamento. As fases observadas em avaliação microestrutural corroboram os resultados das curvas dilatométricas sob cada taxa de resfriamento apresentadas na Figura 43.

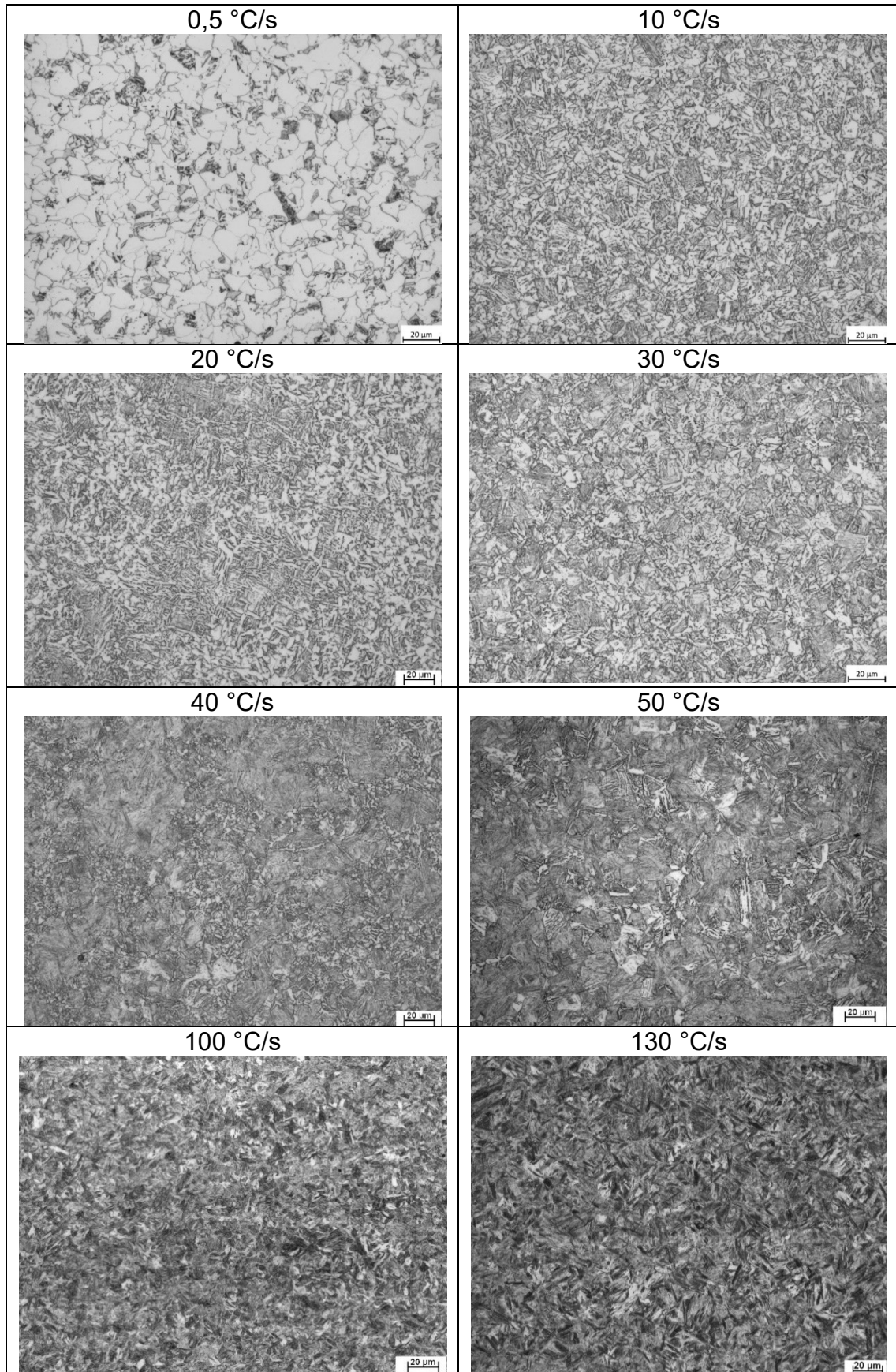


Figura 42 – Aspecto da microestrutura final para diferentes taxas de resfriamento aplicadas em ensaio de dilatométrica. Ampliação: 200x. Ataque: Nital 4%.

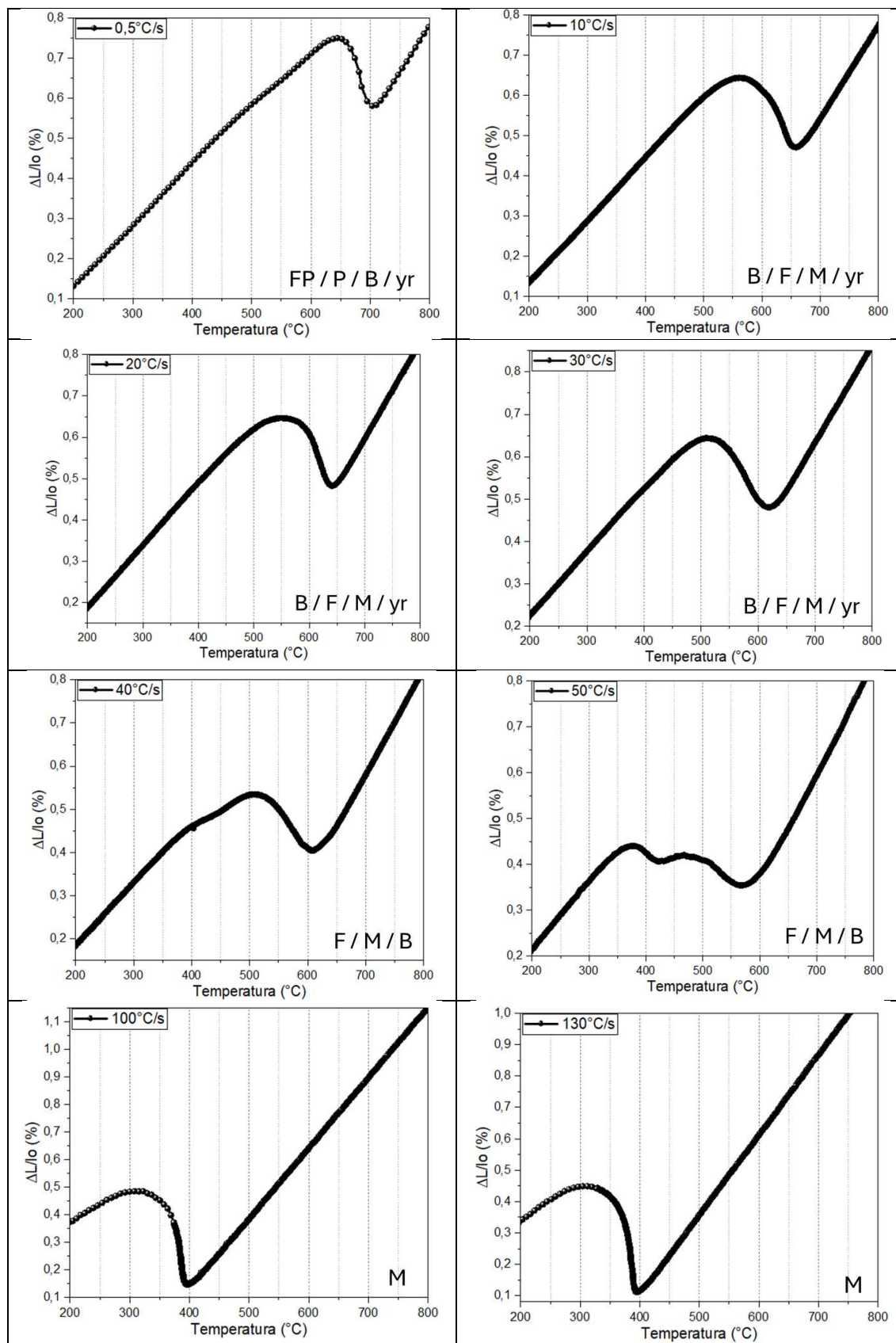


Figura 43 – Curvas dilatométricas em função da temperatura para aço DP1200 sob diferentes taxas de resfriamento, com indicação dos principais produtos formados em avaliações metalográficas. FP: ferrita proeutetóide; P: perlita; B: bainita; yr: austenita retida; M: martensita.

As microestruturas martensíticas referente às regiões de grãos grosseiros e grãos refinados, ilustradas na Figura 40, apresentaram aspecto semelhante aos resultados obtidos para taxas de resfriamento superiores 100°C/s . Esta condição confirma que as taxas de resfriamento no processo nas regiões de GRZAC e GGZAC atingiram valores superiores à 100°C/s , em todas as condições de aporte térmico aplicadas, resultando em uma microestrutura martensítica dura e frágil nesta região. Estudos realizados em solda por resistência a ponto apresentam taxa de resfriamento na zona fundida de aproximadamente 105°C/s ⁽³²⁾.

Os resultados dureza nos corpos de prova submetidos aos ensaios dilatométricos, estão apresentados na Figura 44, revelando para as elevadas taxas de resfriamento (100 e 130°/s) valores de durezas acima 457 HV, confirmando, assim, a predominância da martensita sob estas taxas de resfriamento. Estes resultados são compatíveis com as análises apresentados no mapa de durezas da GRZAC e GGZAC, evidenciando, dessa forma, a formação de constituintes martensíticos nestas subregiões resultantes da elevada temperabilidade do aço em estudo e das elevadas taxas de resfriamento no processo RMSW. A formação desta microestrutura adifusional apontou resultados de dureza similares para os aportes térmicos aplicados.

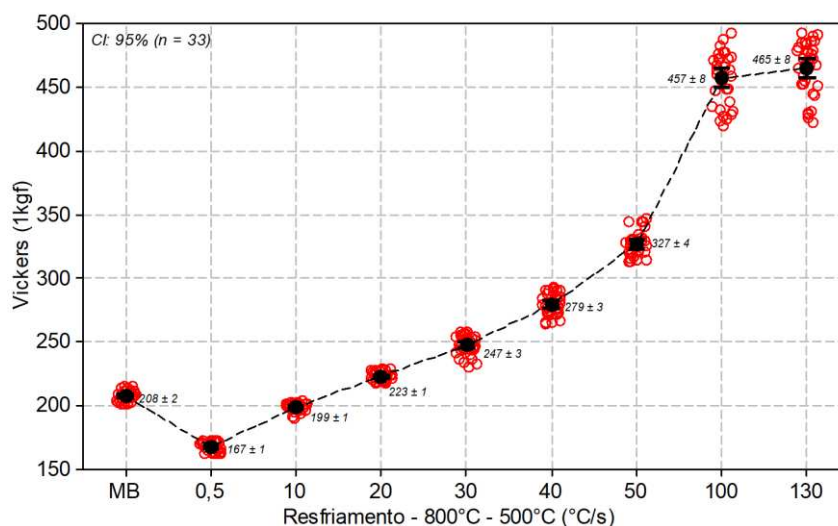


Figura 44 – Resultados de dureza em corpos de prova submetidos à diferentes taxas de resfriamento.

5.3. Influência dos principais parâmetros de soldagem na formação da lente de solda

Para realização das análises comparativas e avaliação da influência dos principais parâmetros de soldagem e impactos metalúrgicos na formação da lente de solda, foram realizadas análises e testes comparativos entre as amostras.

5.3.1. Influência dos Parâmetros De Velocidade

Para avaliação do impacto da velocidade foram realizadas análises comparativas entre as juntas obtidas pelas amostras 4 e 7 (V1), sendo a amostra 4 com velocidade em nível baixo e a amostra 7 com velocidade em nível intermediário. Entre as amostras 5 e 10 (V2) foram realizadas comparações entre velocidade alta e intermediária respectivamente. Para ambas as comparações citadas aplicou-se corrente em nível alto. Foi realizada ainda análise comparativa entre as amostras 8 e 9 (V3), representando as condições sob velocidade em nível intermediário e baixo respectivamente, ambas sob aplicação do nível baixo de corrente e força alta. Os parâmetros utilizados para as amostras avaliadas nas análises comparativas V1, V2 e V3 estão apresentados na Tabela 16.

Tabela 16 - Parâmetros de soldagem utilizados no processamento das amostras selecionadas para as avaliações comparativas V1, V2 e V3.

Avaliação	Amostra	Nível Corrente	Nível Velocidade	Nível Força	Corrente (kA)	Velocidade (m/min)	Força (kgf)
V1	4	2	1	2	18	3	2500
	7		2			5	
V2	5	2	3	1	18	8	2350
	10		2			5	
V3	8	1	2	2	16	5	2500
	9		1			3	

5.3.1.1. Características Mecânicas

O ensaio de embutimento permite avaliar o desempenho das juntas mediante aplicação de esforços mecânicos, verificar a direção de propagação das trincas após fratura e o aspecto da abertura da solda. Além disso, são avaliados deslocamento e carga máxima aplicada durante o ensaio, os quais são relacionadas às características microestruturais e propriedades mecânicas obtidas. Foram realizados 3 ensaios de embutimento Erichsen modificado, igualmente espaçados ao longo das juntas como obtidas, conforme norma ABNT NBR 16281-14⁽³⁷⁾. Os ensaios foram realizados com monitoramento do deslocamento da punção e da carga aplicada. O teste foi interrompido após identificação visual do início de propagação da trinca. Foram registradas as curvas de tensão *versus* deformação durante a execução do ensaio, de onde foram obtidas informações de carga e deslocamento, seguido pelo cálculo da energia absorvida durante a deformação. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 17.

Tabela 17 – Resultados obtidos em ensaio de Embutimento Erichsen modificado para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V1, V2 e V3

Avaliação	Amostra	Carga [kN]			p-valor	Deslocamento [mm]			Energia [N.m]			p-valor
V1	4	17,5	17,2	19,4	0,504	3,9	4,0	4,8	38,1	33,5	53,7	0,611
	7	19,2	17,6	11,0		4,5	3,2	2,6	55,5	31,6	14,1	
V2	5	24,9	23,8	28,5	0,253	3,8	4,0	4,8	45,5	56,9	87,1	0,127
	10	24,6	22,3	15,2		4,1	3,9	2,7	40,6	40,0	19,6	
V3	8	13,3	26,8	13,3	0,407	2,3	5,4	2,4	15,8	71,8	15,8	0,228
	9	23,3	22,1	22,1		5,1	5,4	5,3	64,2	64,7	71,5	

Os valores médios obtidos de carga e energia foram comparados por meio do Teste-t para duas amostras, considerando os resultados obtidos entre as amostras utilizadas nas avaliações comparativas V1, V2 e V3. Para o teste estatístico aplicado obteve-se p-valor superior 0,05 em todas as avaliações, aceitando, portanto, a hipótese nula padrão de dois grupos com resultados médios equivalentes ao nível de 95% de significância. Não foi possível estabelecer diferença significativa entre os resultados obtidos devido ao elevado desvio padrão obtido entre os resultados de carga e deslocamento. Este comportamento pode estar associado a descontinuidades geométricas provenientes da sobreposição das peças ou a presença de microtrincas na junta soldada, que será abordado no item 5.3.1.2 deste

capítulo, referente a caracterização microestrutural das juntas, levando a abertura prematura no corpo de prova ao ser submetido às deformações aplicadas no ensaio de embutimento. Desta forma, não foi possível estabelecer uma correlação entre a velocidade da solda e a resistência mecânica da junta pelo ensaio de embutimento.

O aspecto da abertura da solda após ensaio de embutimento de todas as amostras foi similar, apresentando falha longitudinal ao sentido de solda na região da ZAC. Na Figura 45 é apresentada a fotografia da junta soldada após o ensaio de embutimento para a amostra 8.



Figura 45- Aspecto de abertura de solda para amostra 8 submetida ao ensaio de embutimento.
Fonte: elaboração própria

Para avaliação do desempenho das juntas mediante aplicação de esforços mecânicos também foi realizado ensaio de cisalhamento por tração em 6 CPs retirados ao longo do comprimento de cada amostra obtida. A partir do diagrama força-deslocamento de cada ensaio, foram obtidos os resultados de carga máxima (F_{max}), deslocamento na carga máxima (S_{Fmax}) e energia (W_{Fmax}). Os resultados médios com desvio padrão referente aos resultados de carga, apresentados na Figura 46, de deslocamento, apresentados na Figura 47, e de tenacidade, apresentados na Figura 48, foram comparados entre as amostras de acordo com as avaliações comparativas V1, V2 e V3.

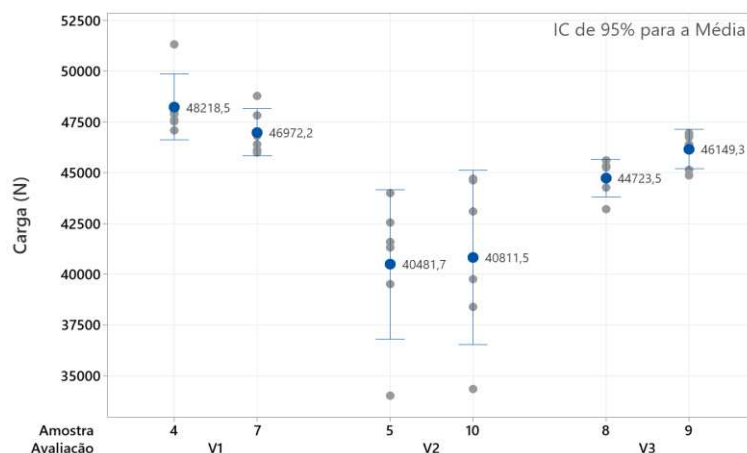


Figura 46 – Resultados de carga obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.

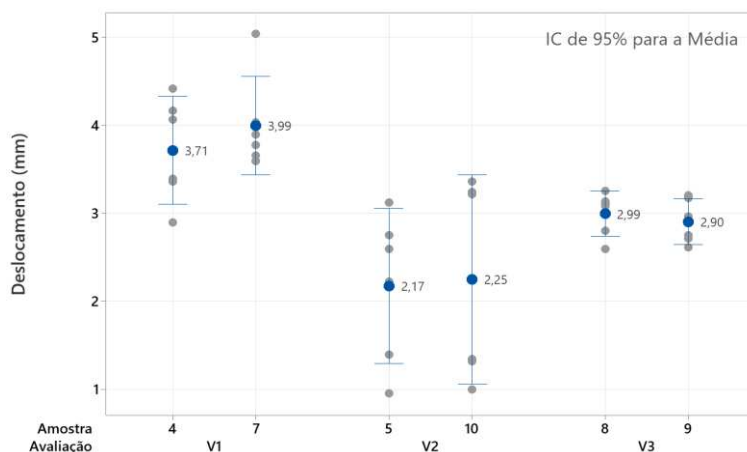


Figura 47 – Resultados de deslocamento obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.

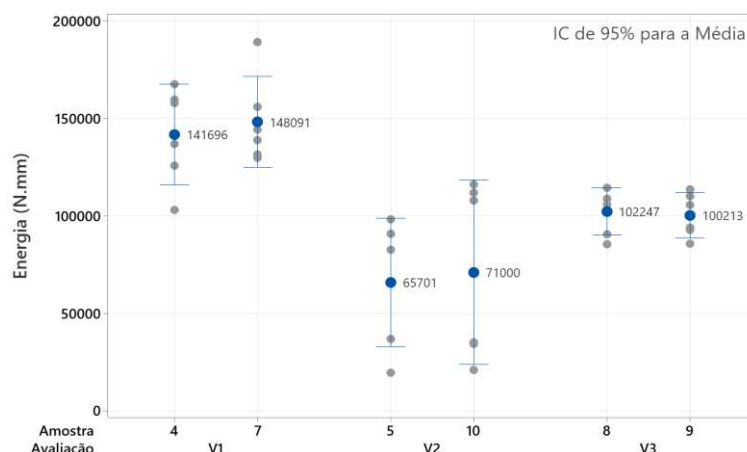


Figura 48 – Resultados de energia obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.

O resultado obtido nas análises comparativas revelou um perfil de comportamento distinto. Os valores médios obtidos de carga, deslocamento e energia foram comparados por meio do Teste-t para duas amostras, entre as amostras correspondentes para as respectivas avaliações comparativas V1, V2 e

V3. Os resultados p-valor obtidos nas avaliações comparativas são apresentados na Tabela 18.

Tabela 18 – Resultados em p-valor das análises comparativas por meio do teste-t para duas amostras referente aos resultados de carga, deslocamento e tenacidade obtidos em ensaio de tração por cisalhamento.

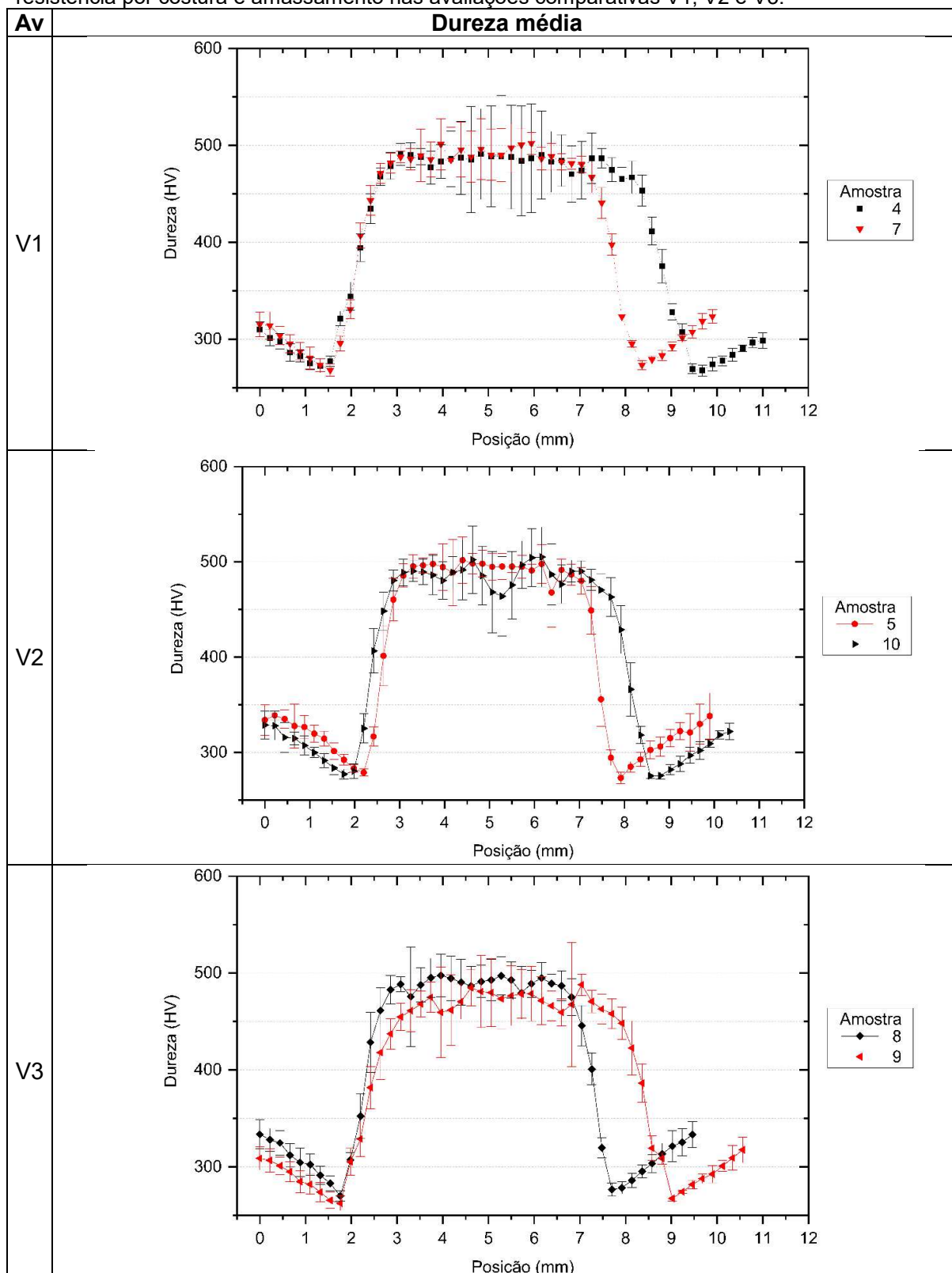
Parâmetro	p-valor		
	Avaliação V1	Avaliação V2	Avaliação V3
Carga	0,142	0,884	0,023
Deslocamento	0,406	0,899	0,537
Tenacidade	0,647	0,819	0,763

Para o teste estatístico aplicado nas avaliações V1 e V2 obteve-se p-valor superior 0,05 em todas as análises, aceitando, portanto, a hipótese nula padrão de dois grupos com resultados médios equivalentes a nível de 95% de significância. Não foi possível estabelecer diferença entre os resultados de carga, deslocamento e tenacidade nestas comparações, portanto a variação de velocidade nestas amostras não indicou diferenças entre resistência mecânica sob ensaio de cisalhamento.

Para as amostras avaliadas em V3 obteve-se também p-valor superior 0,05 para os resultados de deslocamento e tenacidade. Entretanto para o resultado de carga, obteve-se p-valor = 0,023, e rejeitou-se a hipótese nula padrão a nível de 95% de significância, evidenciando diferenças entre os resultados de carga para as amostras testadas nesta condição. A amostra 9, representa a condição de maior aporte térmico devido a menor velocidade de processo, apresentou carga média superior a amostra 8. Como consequência do maior aporte térmico de 9, era esperada maior largura e área da ZF, conforme apresentado nas análises macrográficas no tópico 5.2.1. A diferença sinalizada estatisticamente entre as cargas para análise V3 está associada à menor dispersão dos resultados.

Por meio do perfil médio da microdureza Vickers ao longo da seção transversal das juntas obtidas abrangendo as regiões da zona fundida, da zona afetada pelo calor e do metal base, apresentados na Tabela 19 para as avaliações comparativas, foi observada em todas as amostras redução da dureza na ZAC em relação ao metal base. A redução da dureza nesta região está associada ao revenimento da martensita presente no metal base. Estudos realizados por Midawi et al. (2022) apresentaram perfil semelhante para aços DP1180 e PHS1500, com redução da dureza na ZAC subcrítica⁽²⁵⁾.

Tabela 19 – Perfil de microdureza Vickers (HV) médio obtido em seção transversal de solda a resistência por costura e amassamento nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.



Devido às elevadas taxas de resfriamento no processo de soldagem na região da formação da lente de solda, a dureza obtida na ZF apresentou valores médios entre 470 e 495 HV, indicando assim a formação de microestruturas martensíticas,

conforme avaliações microestruturais, curva de resfriamento CCT e ensaios dilatométricos apresentados no tópico 5.2.4.

A ZF em cada uma das amostras foi delimitada pelo agrupamento de intervalos de confiança para as diferenças pareadas entre as médias de dureza e pelo fator posição, considerando taxa de erro global em 5% e nível de significância especificado de 95% em teste ANOVA utilizando método de Tukey para múltiplas comparações. Os resultados do perfil da dureza média na ZF e o desvio padrão entre as posições para as amostras avaliadas está apresentado na Tabela 20. Foram obtidos resultados similares de dureza na ZF para as amostras avaliadas. Os estudos apresentados por Midawi et. al (2022) também não indicaram diferença significativa da dureza na ZF para classes de AHSS acima de 780 MPa. Para as amostras avaliadas em V1 e V2, considerando o resultado médio de dureza na ZF e desvio padrão obtido, não foram evidenciadas diferenças significativas entre as amostras comparadas. Todavia, para a avaliação comparativa V3, obteve-se resultado de dureza médio na amostra 8 superior à amostra 9.

Tabela 20 – Resultados de dureza média na zona fundida para amostras avaliadas em V1, V2 e V3.

Amostra	Avaliação V1		Avaliação V2		Avaliação V3	
	4	7	5	10	8	9
Dureza ZF (HV)	481,65	489,10	492,34	485,32	487,88	469,65
Desvio Padrão	33,46	21,01	18,56	27,12	20,08	27,60

O agrupamento de posições definido em teste ANOVA que representa a ZF da amostra 8 compreende as posições entre 3,74 e 6,82 mm, e as posições entre 5,50 e 7,70 mm da amostra 9. O resultado de dureza nestas posições foi comparado entre as amostras 8 e 9 por meio de Teste-t para duas amostras e apresentou p-valor < 0,001. Portanto pode-se afirmar estatisticamente que o resultado médio entre as durezas na ZF para a amostra 8 é superior à dureza média na ZF da amostra 9, ao nível de 95% de significância. A diferença entre as durezas obtidas foi 18,23 HV. A amostra 9 representa a condição de maior aporte térmico devido à menor velocidade de processo e conseqüente maior tempo de soldagem. O maior aporte térmico de 9 é observado também pelo maior tamanho da ZF quando comparado à amostra 8. A menor velocidade propicia ainda maior dissipação do calor para o metal base, resultando em aumento da ZAC, especificamente da GGZAC. Esta condição reduziu a dureza média nas posições compreendidas entre 5,50 e 7,70 mm. O aumento da GGZAC pode ter apresentado impacto positivo com o aumento

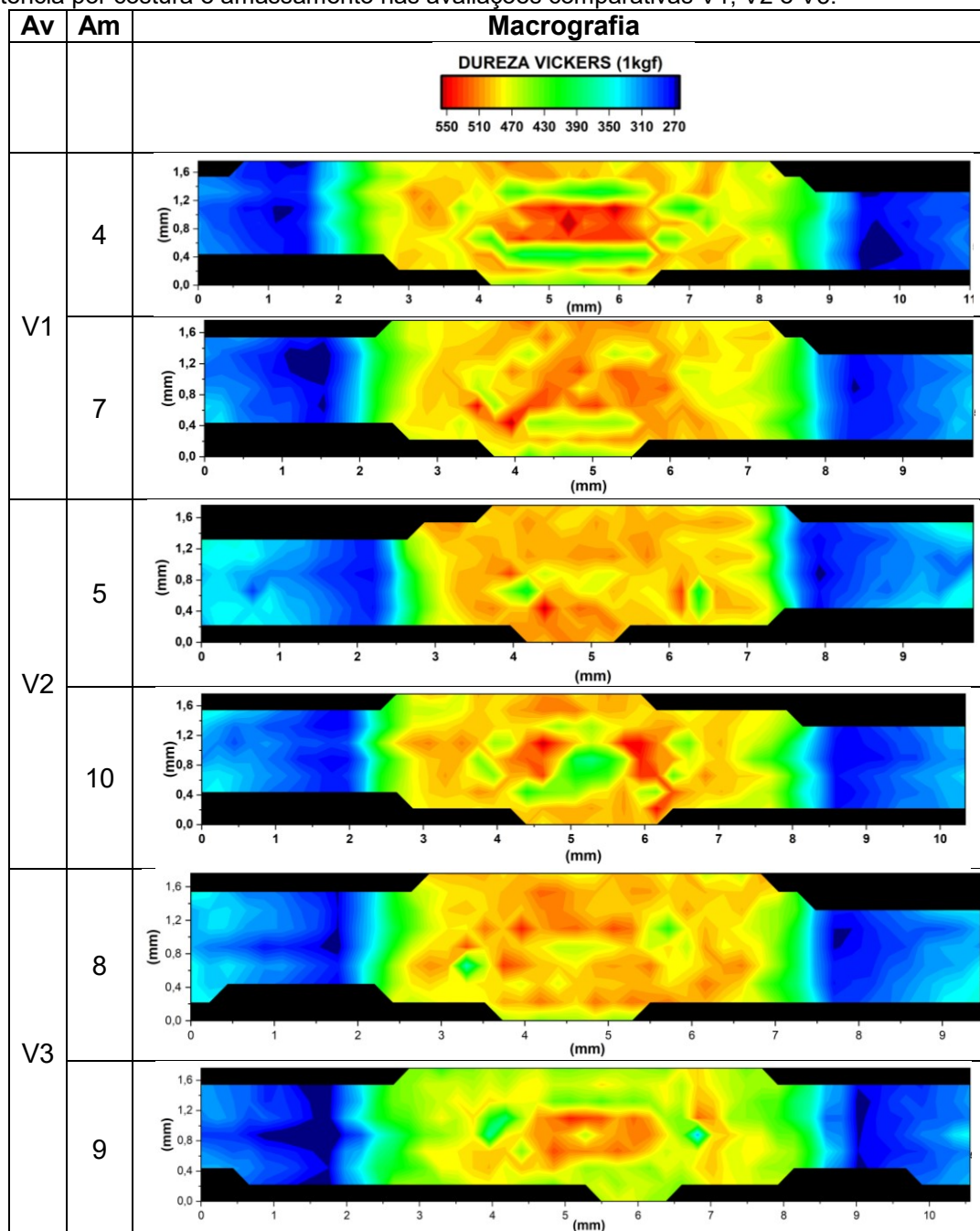
da carga máxima em ensaio de tração por cisalhamento, minimizando efeitos da propagação de trincas térmicas na região durante o ensaio.

A diferença entre a dureza na ZF, no entanto, não foi observada entre as amostras aplicadas na avaliação V1, condição em que se utilizou os mesmos níveis de velocidade, entretanto, corrente em nível elevado. Neste caso, o aumento do aporte térmico promovido pela corrente propiciou o aumento da dureza próximo à superfície da lente de solda e a formação de martensita nesta região, conforme metalografia apresentada na Figura 38. Esta região compõe a área de contato entre o eletrodo e tira, sendo, portanto, a região de maior resistividade. Em decorrência da maior resistividade promoveu-se maior geração de calor nesta região da tira em contato com o eletrodo, continuamente resfriado durante a execução da solda, assim maiores taxas de resfriamento na região. Em consequência do aumento da dureza na superfície, houve aumento da dureza média entre as posições que compreendem a ZF. O tamanho da zona fundida e a distribuição de dureza foram avaliados por meio da macrografia e do mapa de dureza. Para todas as avaliações obteve-se maior largura da ZF e desvio padrão dos resultados, para a condição com nível menor de velocidade.

O mapeamento da microdureza Vickers realizado em seção transversal das juntas soldadas utilizadas nas avaliações comparativas V1, V2 e V3 é apresentado na Tabela 21. Os resultados das indentações compõem um mapa de dureza da junta, que indicaram, para as regiões mais distantes da lente, a menor dureza obtida, com valores próximos a 290 HV, frente a 355 HV obtida para o MB. Estas regiões compõem a SCZAC onde a temperatura máxima está abaixo Ac_1 , resultando no revenimento da martensita presente na microestrutura do MB, com amaciamento e redução da dureza para valores inferiores a dureza do metal base⁽²⁵⁾. Este amaciamento foi predominante e afetou maior área nas amostras em que se utilizou parâmetro de velocidade em nível baixo (3 m/min), representado pelas amostras 4 e 9. A amostra 5 apresentou menor tamanho da SCZAC, e representa a condição de aplicação de nível elevado para a velocidade (8 m/min). A velocidade de soldagem é um parâmetro inversamente proporcional ao tempo de contato entre eletrodo e o metal a ser soldado. Baixas velocidades aplicadas no processo de soldagem aumentam o tempo de contato e favorecem a condução do calor gerado pelo metal, com consequente revenimento da martensita presente no

metal base. O aquecimento do metal base promove por consequência redução na taxa de resfriamento.

Tabela 21 – Mapa de microdureza Vickers (HV) realizado em seção transversal de junta soldada a resistência por costura e amassamento nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.



À medida que a ZAC se aproxima ZF houve aumento na dureza, atingindo faixas entre 390 e 430 HV. Na ICZAC a temperatura aumenta e atinge valores entre Ac_1 e Ac_3 , com consequente aumento na fração de austenita formada que, ao ser resfriada rapidamente durante o processo de soldagem, conduz à formação da martensita⁽²²⁾. Nas análises comparativas, esta região apresentou maior extensão

para as amostras de menor nível de velocidade, em que foi observada maior largura da zona fundida de acordo com o perfil de dureza apresentado na Tabela 19. O aumento da ZF, provocado pelo maior aporte térmico em condição de baixas velocidades, conduz ao aumento da área circundante ao nugget sob maior temperatura, entre A_{c1} e A_{c3} , elevando assim o volume de austenita formada e o tamanho da ICZAC nestas amostras.

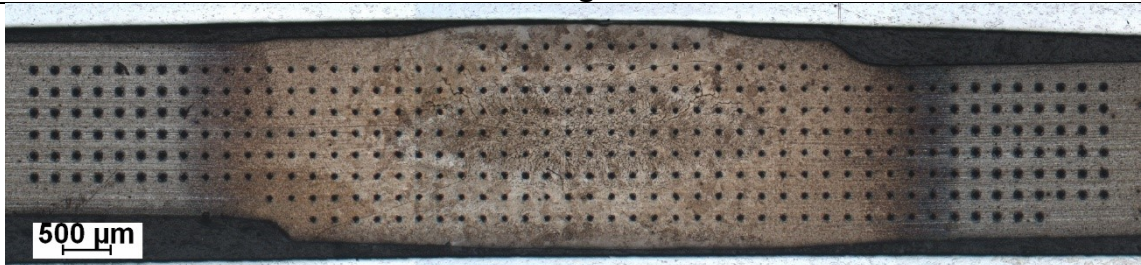
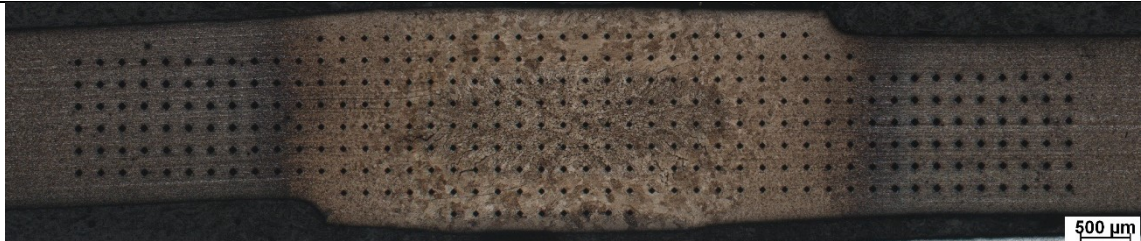
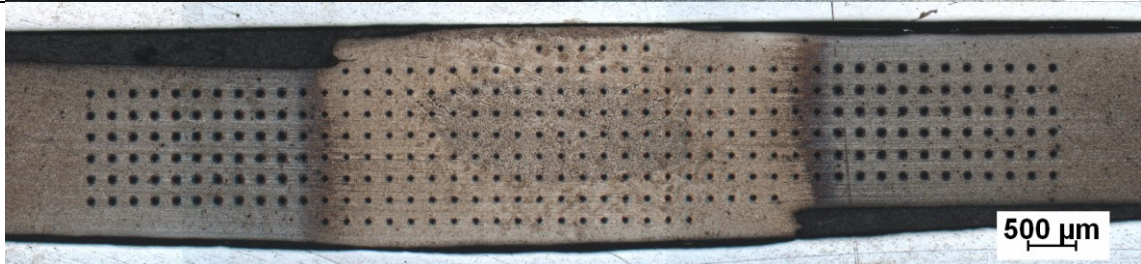
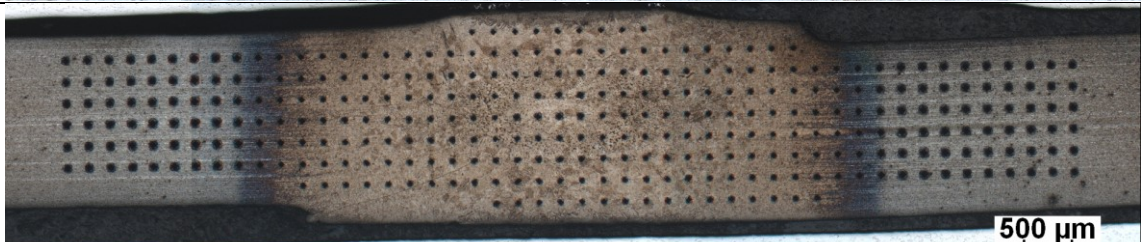
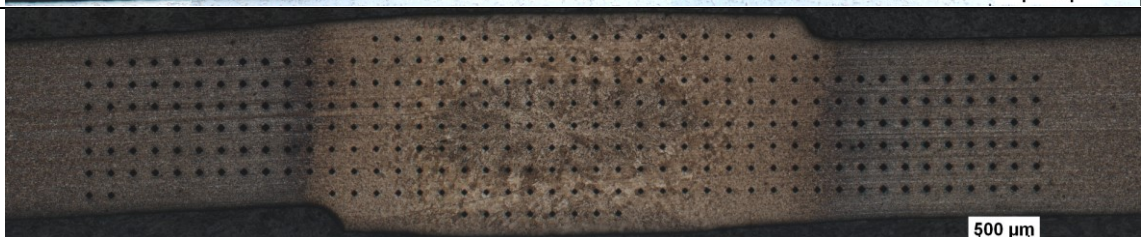
Para as demais amostras, os resultados de dureza na ZF e nas demais regiões da ZAC variaram entre 470 e 550 HV. Com exceção das amostras 4 e 9, o mapa de dureza não apresentou diferenças significativas que caracterizassem as sub-regiões da ZAC e a ZF. Para a amostra 4 foi possível distinguir uma região central, correspondente a ZF, com dureza de aproximadamente 550 HV, seguida por duas regiões distintas que podem ser caracterizadas sub-regiões da ZAC. A região mais próxima à ZF compõe a zona de grãos grosseiros (GGZAC), com dureza entre 390 e 430 HV, seguida pela zona de grãos refinados (GRZAC), com resultados de dureza entre 470 e 510 HV. É possível que a formação destas sub-regiões esteja relacionada ao tempo e à temperatura em que o material é exposto no processo, de forma que regiões próximas a ZF apresentam maior tempo de exposição a temperatura maiores, favorecendo o crescimento dos grãos nesta região ou o revenimento da martensita formada. As técnicas de avaliação empregadas neste estudo não indicaram diferenças entre a microestrutura formada na GGZAC.

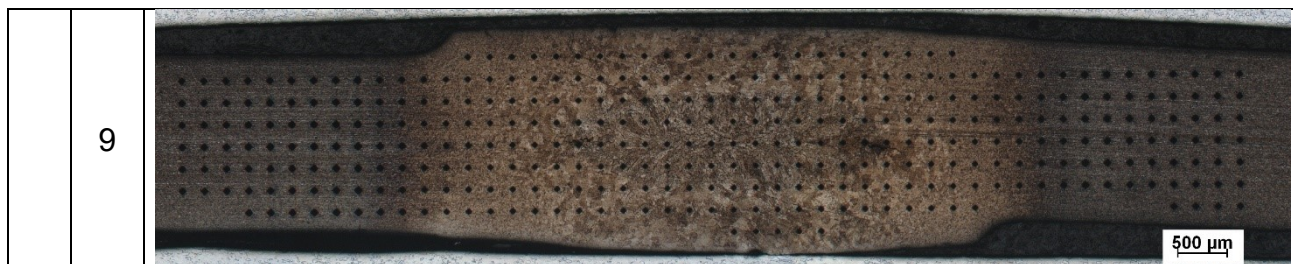
A amostra 9, também obtida sob velocidade em nível baixo, apresentou perfil do mapa de durezas semelhante à amostra 4, entretanto, as sub-regiões GGZAC e GRZAC ficaram menos definidas. Isto pode ser relacionado ao menor aporte térmico da junta 9, devido à menor corrente aplicada na análise comparativa V3. Em consequência, houve menor A_{ZF} e menor tamanho da ZAC, minimizando a formação da zona de grãos refinados e levando à maior homogeneidade da dureza na ZAC. A menor dureza da ZAC pode ter desfavorecido mecanismos de propagação das trincas presentes em região de transição entre a ZF e a GGZAC, apresentadas nas amostras 4 e 9 da Tabela 22, em decorrência da influência que o aumento da resistência mecânica de um metal normalmente promove na redução da capacidade de absorção de energia durante a deformação plástica. Ademais, foi observada maior carga durante o ensaio de cisalhamento por tração para estas amostras.

5.3.1.2. Características Macroestruturais

Para a caracterização microestrutural, as amostras foram preparadas por lixamento e polimento, e analisadas após ataque com reativo Nital 4%. As macrografias foram utilizadas no ensaio de mapeamento de microdureza na escala Vickers. As macrografias das seções transversais às regiões soldadas após o mapeamento de dureza são apresentadas na Tabela 22.

Tabela 22 – Macrografias das seções transversais das juntas soldadas após o mapeamento de microdureza nas avaliações comparativas V1, V2 e V3.

Av	Am	Macrografia
V1	4	
	7	
V2	5	
	10	
V3	8	



Para todas as amostras avaliadas houve presença de trincas com aspecto intergranular na seção transversal formadas entre a ZF e a ZAC de grãos grosseiros. Foi observada próximo a região das trincas heterogeneidade na microdureza obtida. Em algumas amostras houve pontos de aferição da dureza sobrepostos às trincas, sendo a aferição local da dureza no ponto afetada pela presença de deformação gerada pela trinca. Para as avaliações comparativas V1 e V3 houve formação de trincas entre a ZF e a ZAC em ambas as condições de velocidade testadas. Para a avaliação comparativa V2 obteve-se formação de trincas intergranulares na região entre a ZF e a ZAC da amostra 5, amostra produzida sob velocidade nível alto, enquanto a amostra 10, produzida em velocidade sob nível intermediário, não houve incidência de trincas nesta região. Não houve comportamento diferente entre amostras avaliadas em V2 ao serem submetidas ao ensaio de cisalhamento por tração.

As macrografias permitiram ainda uma avaliação comparativa da área da lente de solda que compreende a ZF, a largura total (L_t) da junta e o ângulo de deformação, conforme mapeamento ilustrado na Figura 49. Os resultados obtidos para as amostras das avaliações comparativas V1, V2 e V3 são apresentados na Tabela 23, em que é evidenciado o aumento da área da zona fundida para menores velocidades de processo. Esta condição está relacionada ao maior aporte térmico produzido em condições de elevado tempo de contato entre eletrodo/tira conforme relação apresentada na equação (1), onde a quantidade de calor é diretamente proporcional ao tempo de aplicação da corrente. De forma semelhante, foi observado aumento da largura total da solda, abrangendo a ZF, a ZAC e a Zona de Amaciamento nas amostras submetidas à maiores aportes térmicos.

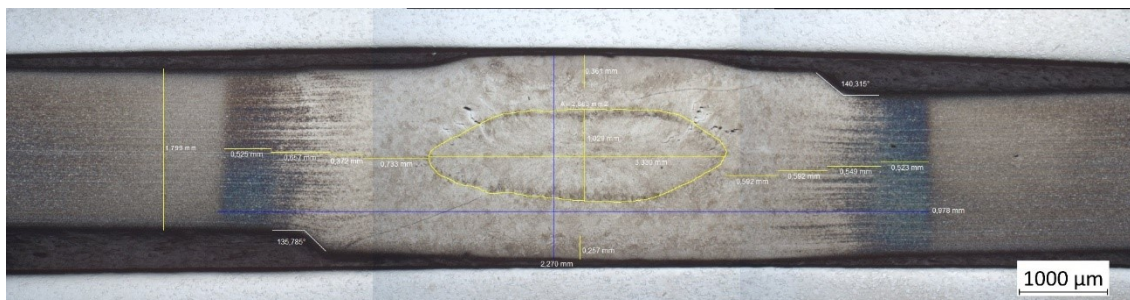


Figura 49 - Macrografia de seção transversal da amostra 4 com indicação da área da lente, largura da solda (L_t), largura da ZAC e ângulos de deformação.

Tabela 23 – Tamanho da lente de solda, largura e ângulo de deformação para as amostras produzidas sob diferentes velocidades.

Avaliação	Amostra	Q/Ω	A_{ZF} (mm ²)	Largura total L_t (mm)	Espessura solda t_w (mm)	Ângulo 1 (°)	Ângulo 2 (°)
V1	4	6480	2,663	7,978	2,270	136	140
	7	3888	1,995	6,564	2,286	134	142
V2	5	2430	1,701	5,587	2,242	89	91
	10	3888	2,188	6,609	2,164	118	133
V3	8	3072	1,619	5,905	2,244	131	135
	9	5120	2,079	7,161	2,274	142	135

De acordo com o ensaio de cisalhamento por tração obteve-se ainda maior carga para as amostras que apresentaram maior área da lente, sendo representadas pelas amostras 4, 9 e 7, seguida pela amostra 8, indicando a influência do tamanho da ZF na resistência mecânica da junta, conforme já apontado pelos estudos apontados por Chair et. al.⁽¹⁴⁾ e Nadimi et. al.⁽¹⁶⁾. A influência do tamanho da ZF na resistência mecânica da junta foi discutida no item 5.2.3 deste trabalho.

5.3.2. Influência dos Parâmetros de Corrente

Para avaliação do impacto da corrente foram realizadas avaliações comparativas entre as juntas obtidas pelas amostras 4 e 9 compondo a avaliação V4, sendo aplicado na amostra 4, corrente em nível alto, e na amostra 9 aplicada corrente em nível baixo. Entre as amostras 7 e 8, utilizadas na avaliação comparativa V5, foi utilizada corrente em nível alto e baixo, respectivamente. Para ambas as comparações citadas aplicou-se força elevada. Foram realizadas ainda

comparações entre as amostras 5 e 6, representadas em V6, utilizando os parâmetros de corrente também em nível alto e baixo, respectivamente, porém com força baixa. Os parâmetros das amostras utilizadas nas análises comparativas sob diferentes níveis de corrente estão apresentados na Tabela 24.

Tabela 24 - Parâmetros de soldagem utilizados no processamento das amostras selecionadas para as avaliações comparativas V4, V5 e V6, com variação da corrente.

Avaliação	Amostra	Nível Corrente	Nível Velocidade	Nível Força	Corrente (kA)	Velocidade (m/min)	Força (kgf)
V4	4	2	1	2	18	3	2500
	9	1			16		
V5	7	2	2	2	18	5	2500
	8	1			16		
V6	5	2	3	1	18	8	2350
	6	1			16		

5.3.2.1. Ensaio Mecânicos

Para avaliação das juntas, foram realizados ensaios de embutimento com monitoramento do deslocamento da punção e da carga aplicada, de forma semelhante às comparações realizadas para as análises com alteração de velocidade descritas no item 5.3.1.1. Foram registradas as curvas de tensão *versus* deformação durante a execução do ensaio, de onde foram obtidas informações de carga e deslocamento, e calculada a energia. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 25.

Tabela 25 – Resultados obtidos em ensaio de Embutimento Erichsen modificado para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V4, V5 e V6.

Avaliação	Amostra	Carga [kN]			p-valor	Deslocamento [mm]			Energia [N.m]			p-valor
V4	4	17,5	17,2	19,4	0,011	3,9	4,0	4,8	38,1	33,5	53,7	0,062
	9	23,3	22,1	22,1		5,1	5,4	5,3	64,2	64,7	71,5	
V5	7	19,2	17,6	11,0	0,741	4,5	3,2	2,6	55,5	31,6	14,1	0,976
	8	13,3	26,8	13,3		2,3	5,4	2,4	15,8	71,8	15,8	
V6	5	24,9	23,8	28,5	0,439	3,8	4,0	4,8	45,5	56,9	87,1	0,537
	6	20,0	15,6	29,3		5,1	5,4	5,3	64,2	64,7	71,5	

Os valores médios obtidos de carga e energia entre as amostras foram comparados por meio de Teste-t para duas amostras, considerando as condições V4, V5 e V6. Para o teste estatístico obteve-se p-valor superior 0,05 nas avaliações entre as amostras 7 e 8 (V5) e amostras 5 e 6 (V6), aceitando a hipótese nula

padrão de dois grupos com resultados médios equivalentes para as comparações a nível de 95% de significância. Desta forma, não foi possível afirmar a existência de um perfil de comportamento distinto entre carga e energia absorvida das juntas soldadas sob ensaio de embutimento para as amostras obtidas nas condições de corrente testadas entre as avaliações V5 e V6. O elevado desvio padrão obtido para os resultados de carga e deslocamento não possibilitaram estabelecer diferença entre as amostras utilizadas nos testes aplicados.

Entretanto, entre as amostras 4 e 9 (V4) foi possível estabelecer estatisticamente, a nível de 95% de confiança, diferença entre as cargas aplicadas no ensaio de embutimento para a condição testada, sendo obtido carga inferior para os ensaios realizados na amostra 4 quando comparado a amostra 9. A amostra 4 teve maior aporte térmico devido à maior corrente. O maior aporte térmico é evidenciado pelo aumento da área da ZF, apresentado no tópico 5.2.1. A influência de uma maior área com dureza elevada pode ter levado a fragilização da junta e abertura durante o ensaio de embutimento. O aspecto da abertura da solda após ensaio de embutimento de todas as amostras foi similar, apresentando falha longitudinal ao sentido de solda, ver Figura 45.

A avaliação do desempenho das juntas em ensaio de cisalhamento por tração foi realizada em 6 corpos de prova retirados ao longo do comprimento de cada amostra obtida. A partir do diagrama força-deslocamento de cada ensaio, foram obtidos os resultados de carga máxima (F_{max}), deslocamento na carga máxima (S_{Fmax}) e energia (W_{Fmax}). Os resultados médios de carga e a dispersão dos dados mediante cálculo do desvio padrão estão apresentados na Figura 50, os resultados de deslocamento estão apresentados na Figura 51, e os resultados de tenacidade são apresentados na Figura 52, permitindo comparar os resultados das amostras, de acordo com os esquemas V4, V5 e V6.

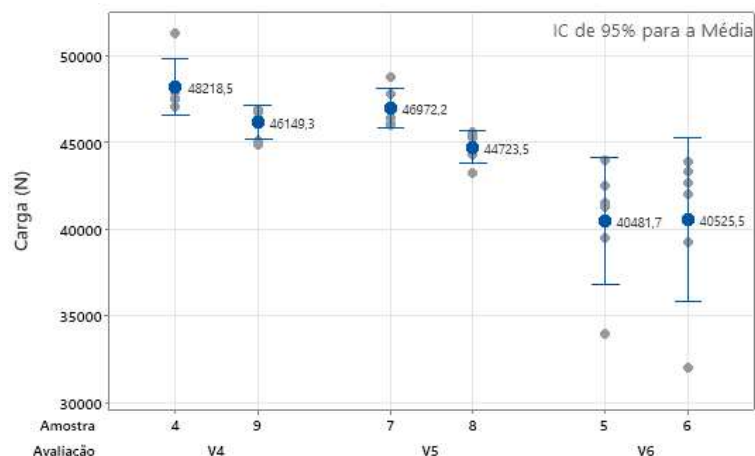


Figura 50 – Resultados de carga obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V4, V5 e V6.

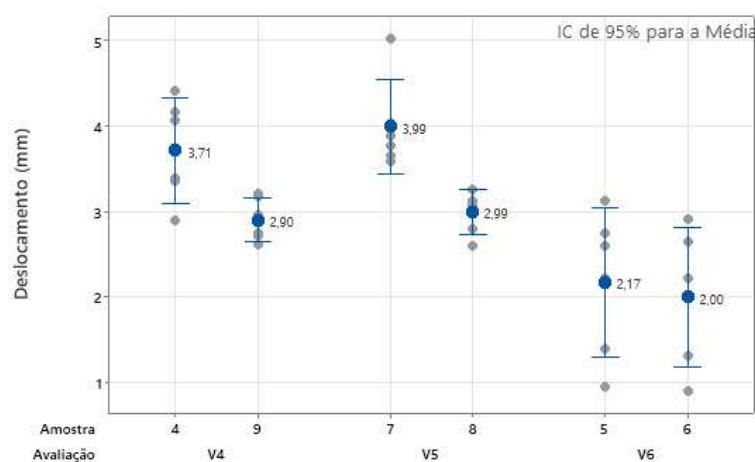


Figura 51 – Resultados de deslocamento obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V4, V5 e V6.

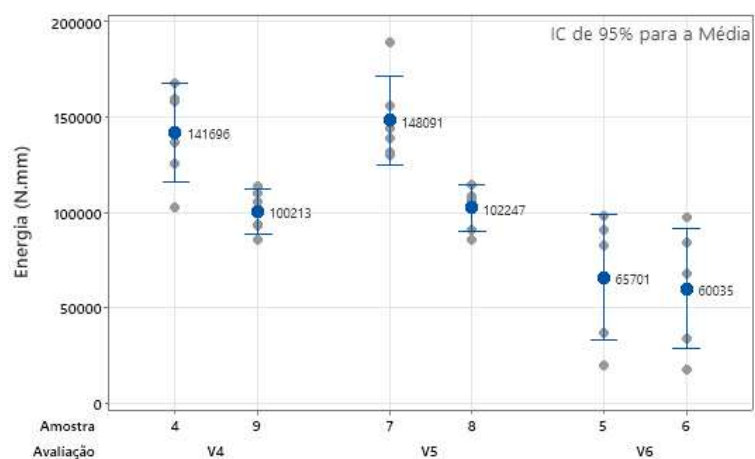


Figura 52 – Resultados de energia obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V4, V5 e V6.

Os valores médios obtidos de carga, deslocamento e energia foram comparados por meio do Teste-t para duas amostras, entre as amostras aplicadas

nas respectivas avaliações comparativas V4, V5 e V6. Os resultados de p-valor obtidos nas avaliações comparativas são apresentados na Tabela 26.

Tabela 26 – Resultados em p-valor das análises comparativas por meio do teste-t para duas amostras referente aos resultados de carga, deslocamento e tenacidade obtidos em ensaio de tração por cisalhamento.

Parâmetro	p-valor		
	Avaliação V4	Avaliação V5	Avaliação V6
Carga	0,023	0,004	0,985
Deslocamento	0,020	0,004	0,716
Tenacidade	0,009	0,003	0,757

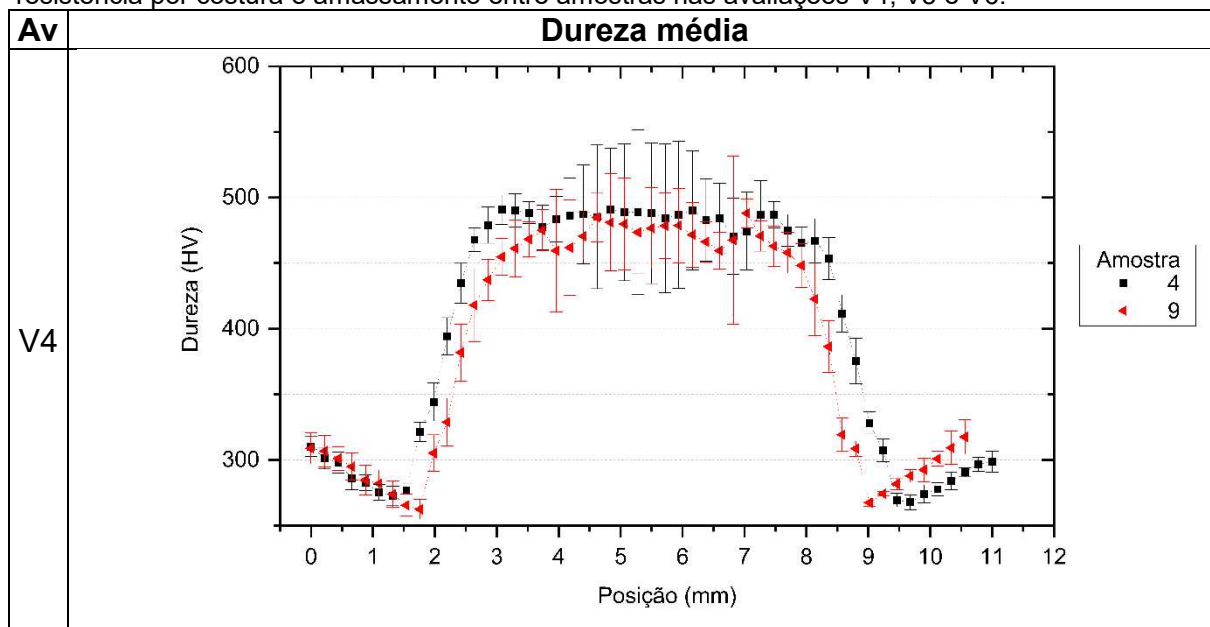
Para o teste estatístico aplicado nas avaliações V4 e V5 obteve-se p-valor inferior a 0,05, rejeitando, portanto, a hipótese nula padrão de dois grupos com resultados médios equivalentes a nível de 95% de significância. Assim evidenciou-se diferenças entre os resultados de carga, deslocamento e tenacidade para as amostras comparadas nas condições V4 e V5, e, portanto, a influência da alteração da corrente na resistência mecânica sob ensaio de tração por cisalhamento. As amostras com aplicação de corrente em nível elevado (18 kA), representada pela amostra 4 na avaliação V4 e amostra 7 na avaliação V5 apresentaram resultados médios de carga, deslocamento e tenacidade superiores às amostras com aplicação de corrente em nível baixo (16 kA). Observou-se ainda maior dispersão dos resultados obtidos para as amostras submetidas à corrente em nível alto. O aumento do aporte térmico promovido pela corrente leva a um aumento do tamanho da ZF, conforme apontado em estudos realizados por Chair et. al. e Nadimi et. al. em que se avaliou a influência do aumento da ZF no aumento da resistência mecânica da junta^(14,16).

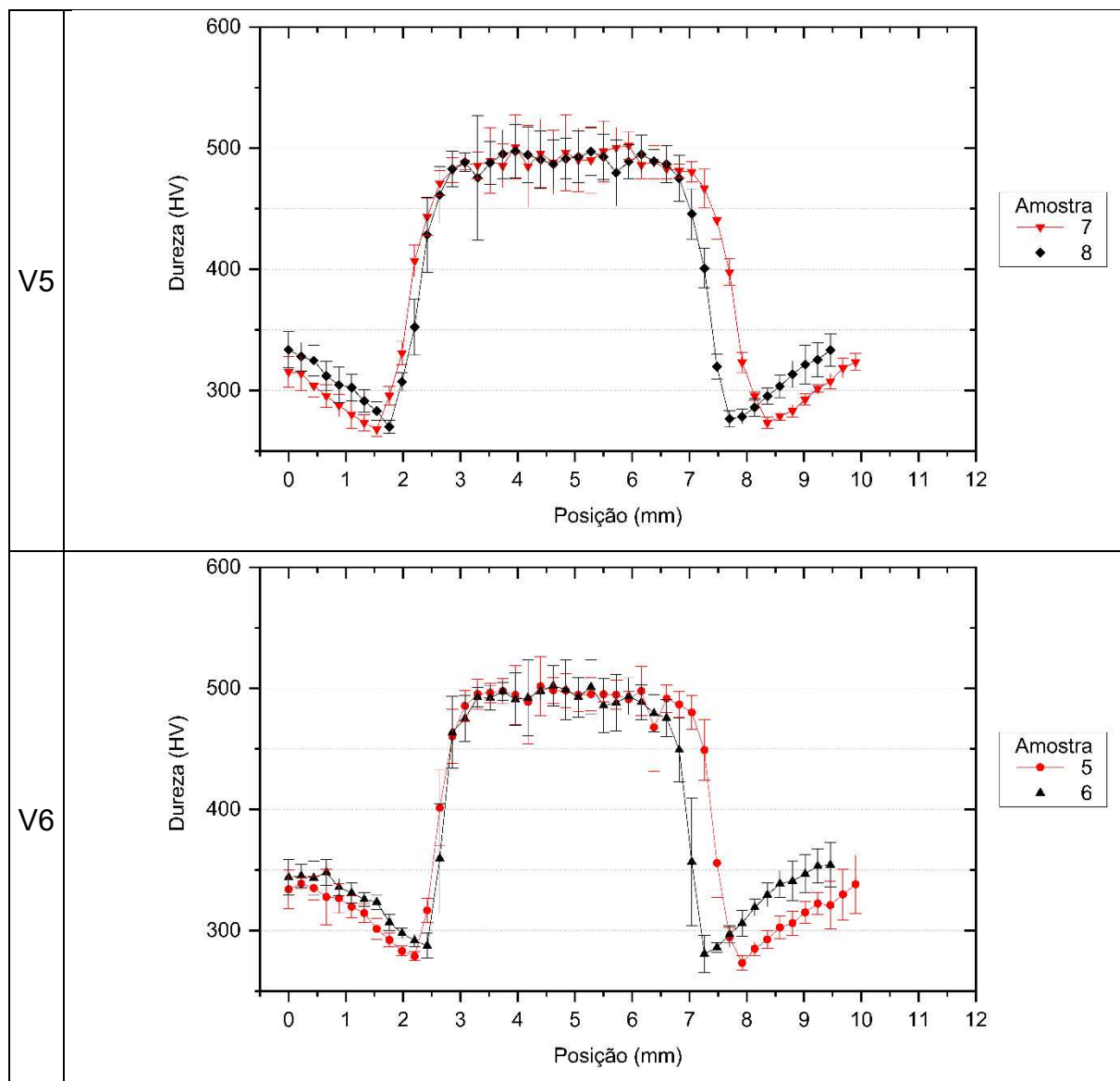
Embora a amostra 4 apresente maior resistência sob ensaio de cisalhamento atribuída à maior ZF, foi observado resultado inferior sob ensaio de embutimento em comparação com a amostra 9 (V4). Ressalta-se que os mecanismos/tensões atuantes nos dois ensaios são diferentes. Para a amostra 4 houve incidência de maior dureza na superfície da amostra, apresentada Figura 38, que pode ter contribuído para o comportamento observado em ensaio embutimento. Cabe ressaltar que a definição do ensaio deve considerar a aplicação da junta. Para processos industriais em utiliza-se o processo RMSW na união de tiras, forças tratativas são predominantes e podem estabelecer melhor correlação com a resistência da junta sob a aplicação.

Para as amostras apresentadas em V6, no entanto, obteve-se p-valor superior 0,05 para os resultados obtidos no ensaio de tração por cisalhamento, portanto, os resultados médios são equivalentes a nível de 95% de significância. As amostras avaliadas em V6 apresentaram maior dispersão dos resultados quando comparadas às avaliações V4 e V5. Para a avaliação V6, os parâmetros de velocidade e força minimizaram a influência do aporte térmico produzido pela corrente. Como nas amostras produzidas em V6 foi aplicada velocidade em nível elevado, sendo a velocidade inversamente proporcional ao tempo de contato, tem-se, portanto, redução do aporte térmico de acordo com a equação (1). Assim a quantidade de calor total (Q) no processo de soldagem reduz com o aumento da velocidade e consequentemente reduz-se a diferença de energia entre as amostras aplicadas sob maiores níveis de velocidade.

De maneira semelhante às análises realizadas para comparação do perfil de dureza média ao longo da seção transversal para diferentes níveis de velocidade, estabeleceu-se comparações entre as amostras obtidas nos dois níveis correntes. Os perfis de dureza obtidos para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V4, V5 e V6 são apresentados na Tabela 27.

Tabela 27 – Perfil de microdureza Vickers (HV) médio obtido em seção transversal de solda a resistência por costura e amassamento entre amostras nas avaliações V4, V5 e V6.





Para todas as amostras foi identificado redução de dureza na ZAC mais distante da ZF em relação ao metal base. Esta redução está associada ao revenimento da martensita presente no metal base, compondo a SCZAC. Este comportamento também foi descrito para comparação de velocidade.

A ZF em cada uma das amostras foi delimitada pelo agrupamento de intervalos de confiança para as diferenças pareadas entre as médias de dureza e pelo fator posição, considerando taxa de erro global 5% e nível de significância especificado 95% em teste ANOVA utilizando método de Tukey para múltiplas comparações. A dureza na ZF foi obtida pelo resultado médio dos ensaios que compreendem a região da ZF indicada pelo teste ANOVA. A dureza média e o desvio padrão obtido para as amostras avaliadas estão apresentados na Tabela 28.

Tabela 28 – Resultados de dureza média na zona fundida para amostras avaliadas em V4, V5 e V6.

Amostra	Avaliação V4		Avaliação V5		Avaliação V6	
	4	9	7	8	5	6
Dureza ZF (HV)	481,65	469,65	489,10	487,88	492,34	489,59
Desvio Padrão	33,46	27,60	21,01	20,08	18,56	20,38
p-valor (Teste-t)	0,000		0,603		0,227	

Devido às elevadas taxas de resfriamento presentes no processo de soldagem à resistência, a dureza obtida na ZF para as amostras avaliadas foi similar, com valores médios entre 470 e 492 HV, indicando assim a formação de microestruturas martensíticas. Foram obtidos resultados equivalentes para as amostras avaliadas em V5 e V6, considerando o resultado médio de dureza na ZF e desvio padrão obtido, não foram evidenciadas diferenças estatísticas entre os resultados para as amostras comparadas. Foi realizada análise comparativa baseado em Teste-t para duas amostras para cada avaliação comparativa, obtendo-se p-valor superior 0,05 para os resultados obtidos em V5 e V6, aceitando, portanto, a hipótese nula padrão de dois grupos com resultados médios equivalentes a nível de 95% de significância. Embora tenha-se obtido resultados similares de dureza na ZF para as amostras aplicadas em V5 e em V6, apenas para a avaliação V5 houve influência nos resultados obtidos em teste de tração em cisalhamento. Portanto, a dureza na zona fundida não explica unicamente a influência na resistência mecânica avaliada mediante ensaio de tração, sendo necessário avaliar outros impactos como o tamanho da lente de solda e possíveis pontos concentradores de tensão.

Para a análise comparativa V4, no entanto, a comparação mediante Teste-t, apresentou p-valor inferior a 0,05, indicando diferença estatística entre os resultados de dureza na ZF para as amostras aplicadas em V4. A dureza média na ZF da amostra 4 foi superior 12 HV em relação à amostra 9, e a temperatura na superfície da junta da amostra 4 superior à temperatura obtida na amostra 9, refletindo-se no maior aporte térmico aplicado em 4, como resultado do aumento da corrente. O aumento da dureza média na ZF obtida em 4 pode ser relacionado à formação de uma região de maior dureza na superfície da lente de solda, próxima aos pontos de contato entre o eletrodo e o metal base, que compõe regiões de maior resistência representadas pelos pontos 2 e 6 na Figura 6. Em decorrência da maior resistência, há aumento do calor gerado na área que entra em contato direto com o eletrodo resfriado promovendo aumento das taxas de resfriamento próxima a estes pontos e

favorecendo a formação de fases de maior dureza. Esta área contribuiu para o aumento da dureza média apresentada no perfil da amostra 4. O comportamento com maior dureza na superfície da junta não foi obtido na amostra 9, onde aplicou-se menor corrente, reduzindo, portanto, a resistência nos pontos 2 e 6, mitigando assim a formação desta microestrutura na superfície da junta. Este comportamento, no entanto, não foi replicado em V5 e V6, possivelmente associado ao menor impacto do aumento da resistência formada entre o eletrodo-tira devido ao menor tempo de contato associado à maior velocidade de soldagem nestas condições.

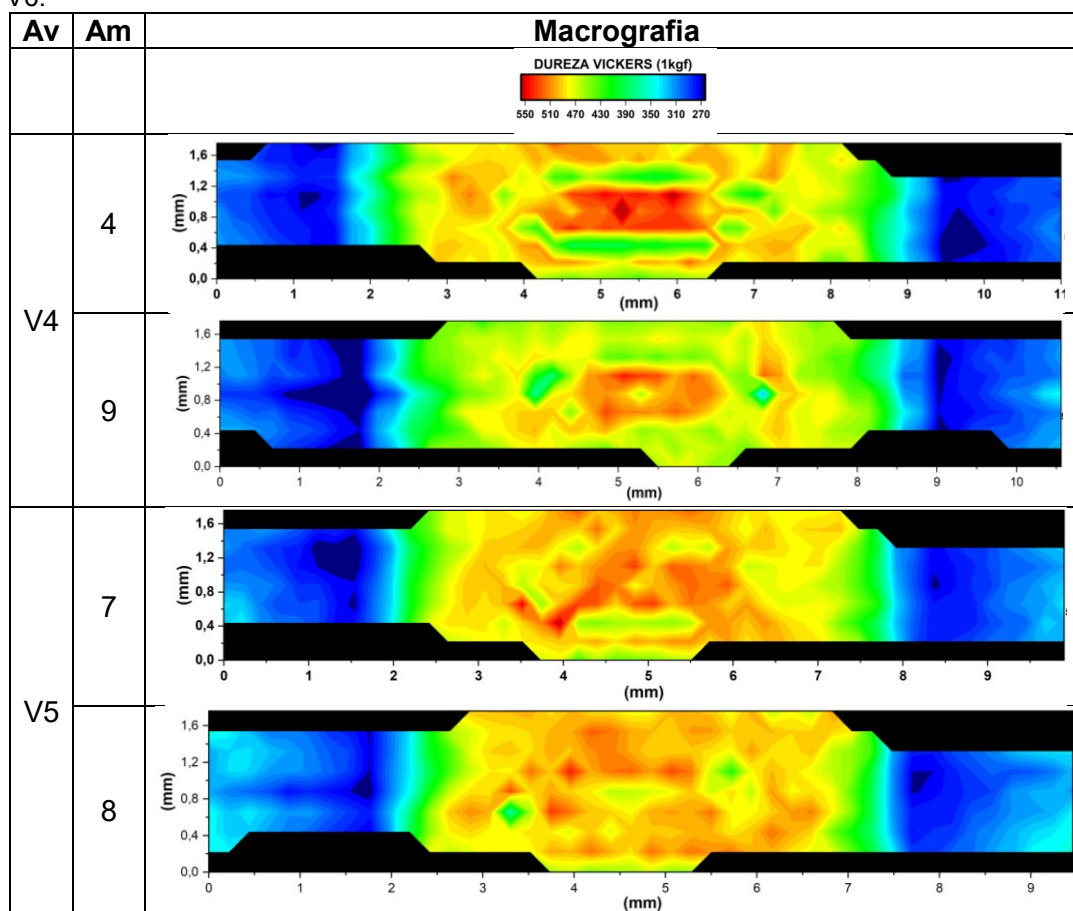
Para complementar a avaliação da influência da corrente, obteve-se ainda perfil de dureza médio na ZF diferente apenas em V4, em que as amostras foram submetidas à baixa velocidade. Esta condição indica que o aumento do aporte térmico provocado pela corrente passa a ser relevante em condições de velocidade baixas, possivelmente relacionado ao impacto da dispersão de calor nas sub-regiões da ZAC.

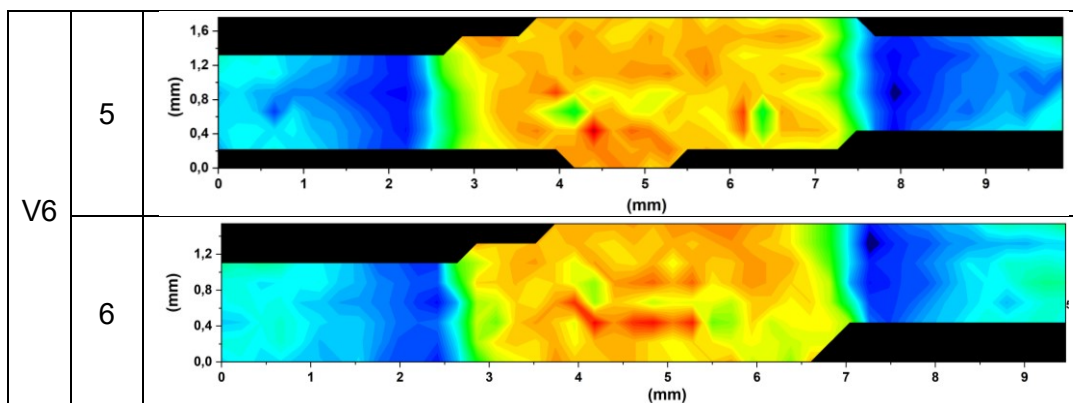
No mapeamento de microdureza Vickers os resultados das indentações compõem um mapa de dureza que indicaram resultados próximos à 300 HV nas regiões mais distantes da lente, para as amostras aplicadas nas comparações V4 e V5, enquanto as amostras aplicadas na comparação V6, apresentaram resultado próximo a 350 HV, e, portanto, com dureza próxima à do metal base. Esta variação em V6 está relacionada ao menor aporte térmico aplicado nesta condição, promovido pela maior velocidade de soldagem. A influência do menor aporte térmico pode ser evidenciado também através da comparação entre as amostras aplicadas em V6, onde a amostra 6, de menor corrente, apresentou dureza superior à amostra 5 nas regiões mais distantes da zona fundida. Esta região compõe a SCZAC. À medida que a ZAC se aproxima ZF observou-se aumento da dureza, alcançando valores entre 390 e 430 HV. É possível que esta região componha a subregião ICZAC. De acordo com o mapa de dureza, não foi evidenciada diferença entre a extensão da região sob esta dureza para as amostras avaliadas nos níveis de corrente testados.

Para as amostras 4 e 9, avaliadas em V4, foi possível distinguir ainda uma região central com maior dureza, próximo à 550 HV, correspondente a ZF. Para a amostra 4 evidenciaram-se duas regiões distintas que caracterizam as sub-regiões da ZAC, sendo a GGZAC onde é registrada uma dureza na faixa de 390 a 430 HV, seguida pela GRZAC, com resultados de dureza entre 470 e 510 HV. A distinção

destas regiões está relacionada ao tempo que o material é submetido à elevadas temperaturas, de forma que regiões mais próximas a ZF apresentam maior tempo de exposição à temperatura, favorecendo assim o crescimento dos grãos. Para as amostras avaliadas comparativamente em V4 e processadas em nível mais baixo de velocidade foi gerado maior aporte térmico devido ao elevado tempo do processo, que favorece à formação e distinção destas sub-regiões. Para velocidades baixas ocorre aquecimento do metal base nas regiões adjacentes à junta, e, portanto, propicia a concentração de calor na ZAC, favorecendo assim a formação da zona de grãos grosseiros. Para as demais amostras, o mapa de dureza não apresentou diferenças significativas que caracterizassem as sub-regiões da ZAC na zona de grãos refinados e na zona de grãos grosseiros e os resultados de dureza variaram entre 470 e 550 HV. Esta homogeneidade observada não permitiu a diferenciação entre as durezas na ZF conforme descrito na Tabela 28.

Tabela 29 – Mapa de microdureza Vickers (HV) realizado em seção transversal de junta soldada a resistência por costura e amassamento entre as amostras avaliadas nas análises comparativas V4, V5 e V6.

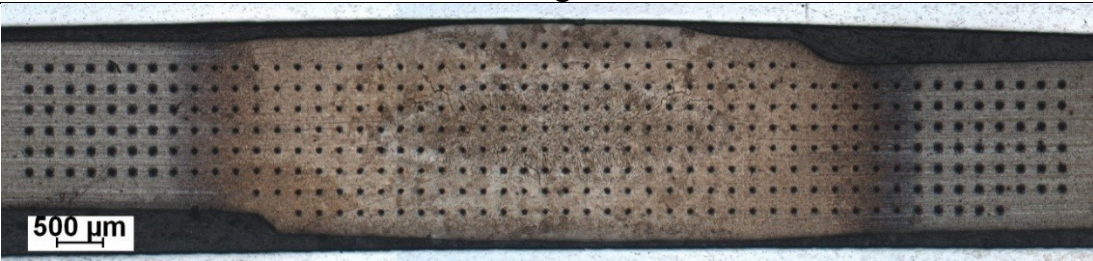
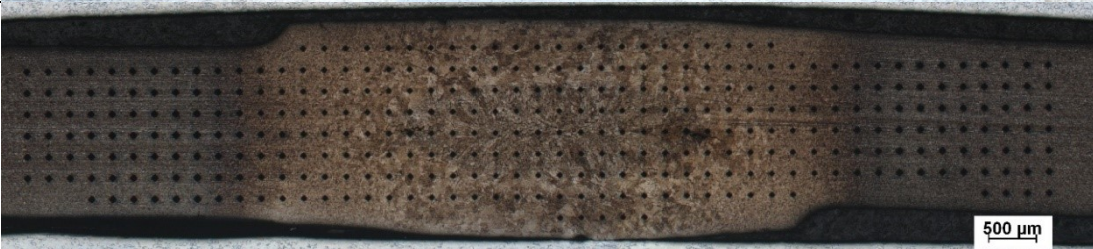



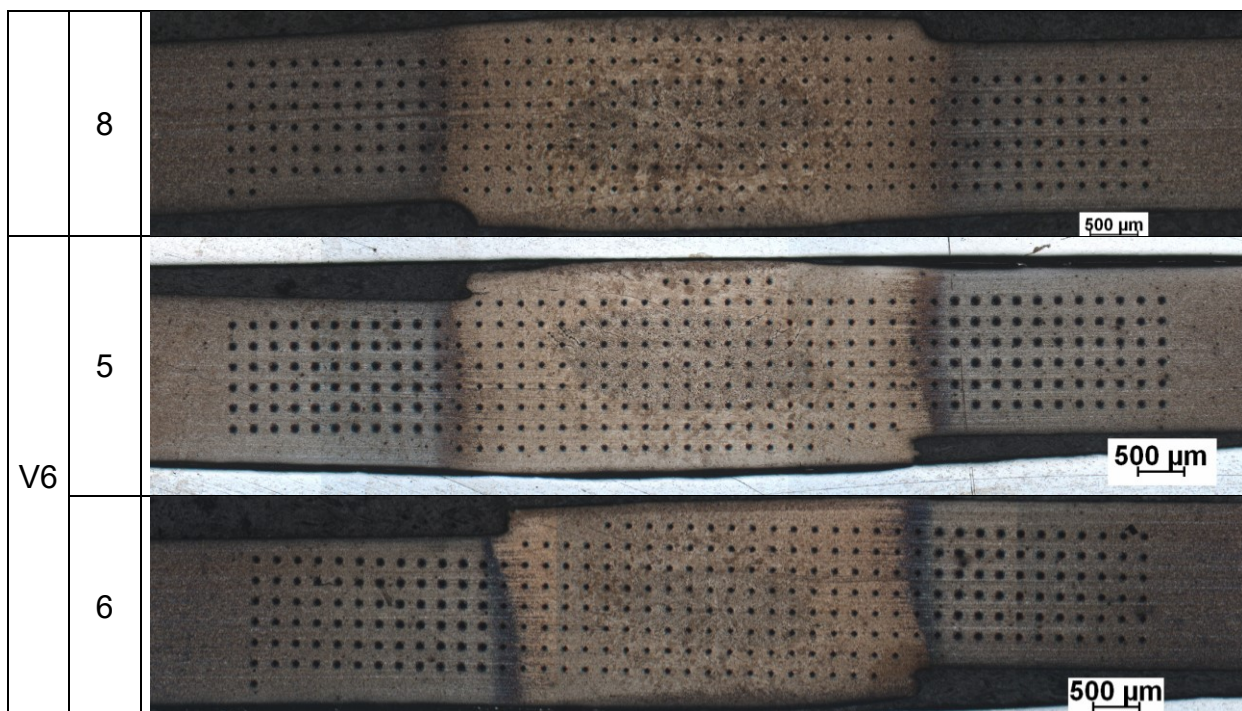


5.3.2.2. Características Macroestruturais

A caracterização microestrutural foi realizada na seção transversal da amostra retirada no centro da junta produzida, sendo preparadas convencionalmente e analisadas após ataque com Nital 4%. As macrografias das seções transversais às regiões soldadas após o mapeamento de dureza são apresentadas na Tabela 30.

Tabela 30 – Macrografias das seções transversais as regiões soldadas após o mapeamento de dureza entre as amostras aplicadas nas análises comparativas V4, V5 e V6.

Av	Am	Macrografia
V4	4	
	9	
V5	7	



Para todas as amostras avaliadas houve presença de trincas de aspecto intergranular na seção transversal localizadas entre a ZF e a GGZAC. As trincas incidiram nas análises comparativas de ambas as condições testadas, sendo registrada maior frequência e comprimento das descontinuidades para maior nível de corrente aplicada. A menor frequência da formação de trincas ocorreu na amostra 6, que representa a condição de menor nível de corrente e maior nível de velocidade, resultando em menor aporte térmico. As trincas formadas têm aspecto semelhante a trincas de liquação, dada pela formação de segregação em contorno de grão em zona parcialmente fundida, de forma que o aumento do aporte térmico, como consequência do aumento da corrente, favorece a difusão e a consequente formação do defeito.

Para as análises comparativas V4 e V5 observou-se ainda a formação de microestrutura martensítica na superfície das juntas soldadas, sendo observada maior granulometria para as condições que representam maior corrente. Em nível mais elevado de corrente foi observada maior granulometria da microestrutura formada, indicando o impacto do aumento da corrente no aumento das resistências de contato eletrodo-tira e consequente aumento da temperatura na superfície da solda, favorecendo a austenitização e o crescimento de grão austenítico, previamente ao processo de resfriamento da região em contato com o eletrodo resfriado. Durante a produção das juntas 4, 7 e 9 foi notada a formação de

centelhamento na superfície da amostra, sendo ainda registrada para a amostra 4 a adesão do material base da junta da pista do eletrodo. Entretanto, para as amostras avaliadas, não foi evidenciada nas análises macrográficas da seção transversal da junta a ocorrência de expulsão do metal líquido da lente de solda, possivelmente contida pelo elevado nível de força. Assim, a presença da borra nas amostras citadas está relacionada ao impacto da resistência de eletrodo-tira durante a execução do processo de soldagem. Destaca-se ainda para condição de menor aporte térmico (amostra 6), em que se aplicou maior velocidade de processo e corrente em nível baixo, não houve formação desta microestrutura na superfície da junta.

A avaliação das macrografias permitiu ainda determinar o tamanho/área de formação lente de solda (A_{ZF}), a largura total da lente (L_t) e os ângulos de deformação na região de união sólida da solda. Os resultados estão mostrados na Tabela 31, onde é apresentado o aumento da A_{ZF} e do L_t nas amostras com aplicação da corrente sob nível alto para todas as avaliações. Esta condição evidencia o aumento do aporte térmico de acordo com a relação apresentada na equação (1), em que a quantidade de calor é diretamente proporcional à corrente elevada ao quadrado. Apesar do aumento no nível da corrente aplicada na amostra 5 (avaliação V6), a área de lente desta amostra foi inferior à observada na amostra 9 (avaliação V4), condição em que se aplicou corrente em nível baixo, porém com velocidade baixa, evidenciando assim a influência significativa da velocidade.

Tabela 31 – Tamanho da lente de solda, largura e ângulo de deformação para juntas produzidas sob diferentes velocidades.

Avaliação	Amostra	Q/Ω	A_{ZF} (mm ²)	Largura total L_t (mm)	Espessura solda t_w (mm)	Ângulo 1 (°)	Ângulo 2 (°)
V4	4	6480	2,663	7,978	2,27	136	140
	9	5120	2,079	7,161	2,274	142	135
V5	7	3888	1,995	6,564	2,286	134	142
	8	3072	1,619	5,905	2,244	131	135
V6	5	2430	1,701	5,587	2,242	89	91
	6	1920	1,287	4,898	2,223	91	92

Para a avaliação V6 foram observados ainda ângulos de deformação mais baixos quando comparada às demais amostras avaliadas em V4 e V5. O menor ângulo está associado à baixa força aplicada e ao menor aporte térmico produzido pelo baixo tempo de contato (velocidade elevada). A pressão promove coalescência

e fusão do material na seção de contato entre o eletrodo e as peças a serem unidas⁽¹⁴⁾, assim para menores níveis de força, a coalescência do material entre as seções de contato pode ser limitada. Esta condição, associada aos parâmetros de soldagem que fornecem menor aporte térmico, e, portanto, limitam também a coalescência metal fundido. O ponto de atenção em relação a ângulos próximos à 90°C se deve à formação de região concentradora de tensões que pode afetar o comportamento mecânico da junta sob aplicação de cargas. Esta condição favorece as tensões de cisalhamento dos corpos de prova mediante a aplicação de tensão tratativa, promovendo falhas prematuras nos corpos de prova. Esta condição pode ter favorecido a maior dispersão dos resultados de carga e deslocamento obtidos durante o ensaio de cisalhamento por tração, comprometendo a resistência mecânica da amostra, de modo que o aumento da área da lente não promova diferença entre os resultados de carga, deslocamento e energia conforme observado nas amostras avaliadas em V4 e V5.

5.3.3. Influência dos Parâmetros de Força

Para análise do impacto da força aplicada pelos eletrodos na qualidade da junta soldada foram realizadas avaliações comparativas entre as juntas representadas pelas amostras 7 e 10 (V7), sendo a amostra 7 com força em nível alto, e a amostra 10 com força em nível baixo. Entre as amostras 11 e 6 (V8) foram realizadas comparações entre força sob os níveis alto e baixo, respectivamente. Para cada avaliação comparativa houve diferentes níveis de corrente e velocidade. Os parâmetros utilizados para obtenção das juntas entre as amostras avaliadas estão apresentados na Tabela 32.

Tabela 32 - Parâmetros de soldagem utilizados no processamento das amostras selecionadas para as avaliações V7 e V8, com variação da força

Avaliação	Amostra	Nível Corrente	Nível Velocidade	Nível Força	Corrente (kA)	Velocidade (m/min)	Força (kgf)
V7	7	2	2	2	18	5	2500
	10			1			2350
V8	11	1	3	2	16	8	2500
	6			1			2350

5.3.3.1. Características Mecânicas

Para avaliação da qualidade das juntas, foram realizados ensaios de embutimento com monitoramento do deslocamento da punção e da carga aplicada. De forma semelhante às comparações realizadas para as análises com alteração de velocidade e corrente descritas nos itens 5.3.1.1 e 5.3.2.1, foram registradas as curvas de tensão versus deformação durante a execução dos ensaios, de onde foram obtidas informações de carga e deslocamento para cálculo da energia absorvida durante a realização do ensaio. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 33.

Tabela 33 – Resultados obtidos em ensaio de Embutimento Erichsen modificado para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V7 e V8.

Avaliação	Amostra	Carga [kN]			p-valor	Deslocamento [mm]			Energia [N.m]			p-valor
V7	7	19,2	17,6	11,0	0,297	4,5	3,2	2,6	55,5	31,6	14,1	0,982
	10	24,6	22,3	15,2		4,1	3,9	2,7	40,6	40,0	19,6	
V8	11	10,7	10,2	27,1	0,472	2,4	2,0	5,7	11,5	9,3	76,3	0,661
	6	20,0	15,6	29,3		3,7	3,0	5,8	31,6	22,3	86,5	

Os valores médios obtidos de carga e energia entre as amostras foram comparados por meio de teste-t para duas amostras, considerando as amostras representadas pelas condições V7 e V8. Para o teste estatístico aplicado obteve-se p-valor superior 0,05 nas avaliações entre as amostras 7 e 10 (V7) e amostras 6 e 11 (V8), aceitando a hipótese nula padrão de dois grupos com resultados médios equivalentes, a nível de 95% de significância. Portanto, não foi possível afirmar nenhuma diferença entre os comportamentos de carga e de energia absorvida em ensaio de embutimento Erichsen. O elevado desvio padrão obtido nas amostras avaliadas pode favorecer o aumento do p-valor e a consequente aprovação da hipótese nula padrão. Os diferentes comportamentos obtidos nos ensaios de embutimento para cada condição podem estar associados à presença de descontinuidade geométrica formada pela sobreposição das amostras e a consequente falha do corpo de prova em menor carga ou microtrincas na junta soldada. Desta forma, não foi possível afirmar a existência de um perfil de comportamento distinto entre carga e energia absorvida sob ensaio de embutimento para as amostras obtidas nas condições de força testadas.

O desempenho das juntas em teste de cisalhamento por tração foi avaliado mediante ensaios realizados em 6 corpos de prova retirados ao longo do comprimento de cada amostra obtida. Os resultados médios de carga obtidos e a dispersão dos dados mediante cálculo do desvio padrão estão apresentados na Figura 53, os resultados de deslocamento estão apresentados na Figura 54, e os resultados de tenacidade são apresentados na Figura 55, a fim de comparar os dados das amostras de acordo com as avaliações comparativas V7 e V8.

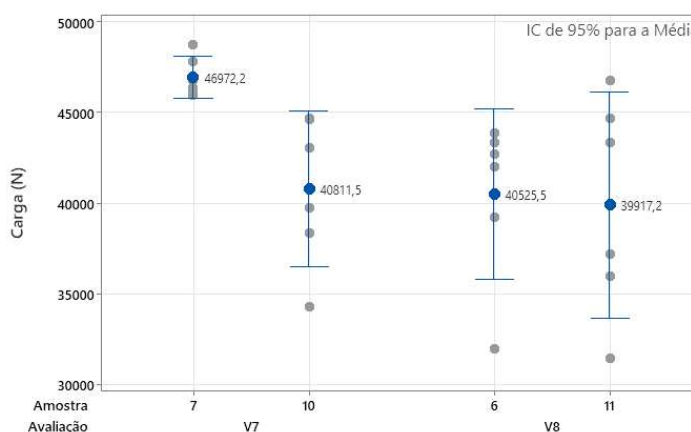


Figura 53 – Resultados de carga obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V7 e V8.

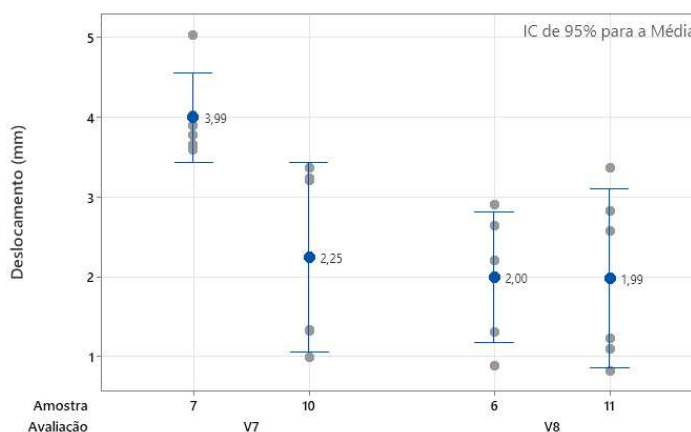


Figura 54 – Resultados de deslocamento obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V7 e V8

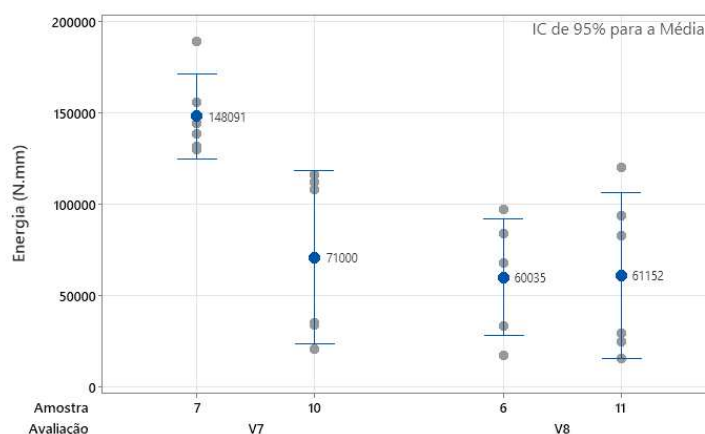


Figura 55 – Resultados de energia obtidos em ensaio de tração por cisalhamento para as amostras aplicadas nas avaliações comparativas V7 e V8.

Os valores médios obtidos de carga, deslocamento e energia foram comparados por meio do Teste-t para duas amostras, entre as amostras aplicadas nas respectivas avaliações comparativas V7 e V8. Os resultados p-valor obtidos nas avaliações comparativas são apresentados na Tabela 34.

Tabela 34 – Resultados em p-valor das análises comparativas por meio do teste T para duas amostras referente aos resultados de carga, deslocamento e tenacidade obtidos em ensaio de tração por cisalhamento.

Parâmetro	p-valor	
	Avaliação V7	Avaliação V8
Carga	0,016	0,846
Deslocamento	0,011	0,986
Tenacidade	0,007	0,960

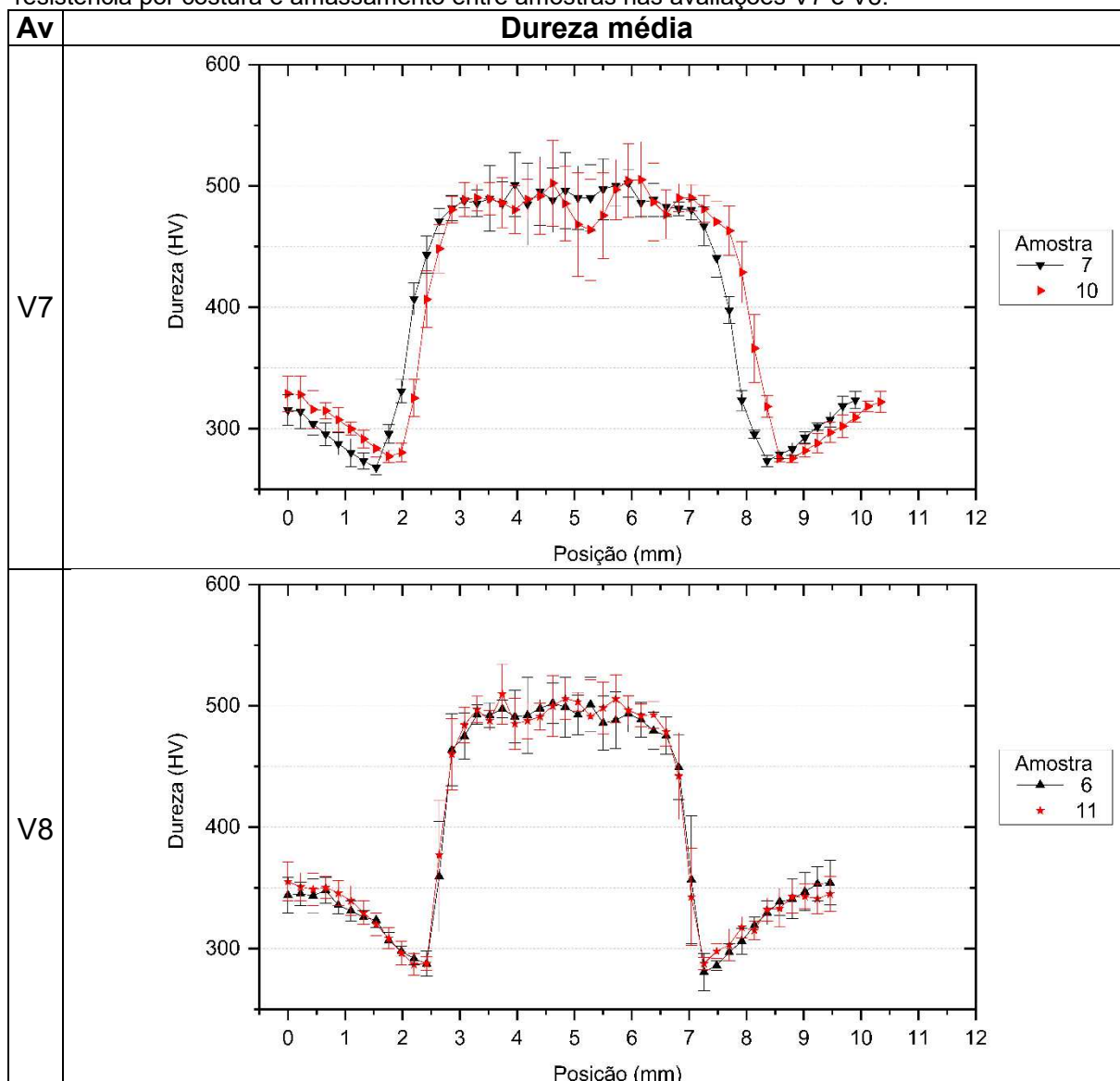
Para o teste estatístico aplicado na avaliação V7 obteve-se p-valor inferior a 0,05, rejeitando, portanto, a hipótese nula padrão de dois grupos com resultados médios equivalentes a nível de 95% de significância. Assim evidenciou-se diferenças entre os resultados de carga, deslocamento e tenacidade para as amostras comparadas na condição V7, e portanto, a influência da alteração da força de aplicação do eletrodo em resultado obtido sob ensaio de tração por cisalhamento, sendo obtidos resultados médios de carga, deslocamento e tenacidade superior para a amostra sob aplicação de força em nível elevado (2500 kgf), representada pela amostra 7. O aumento da força aplicada pelo eletrodo promove redução na resistência elétrica formada na interface entre as amostras, reduzindo assim a quantidade de calor e consequentemente a lente de solda. O aumento do aporte térmico leva a um aumento do tamanho da ZF, conforme apontado em estudos realizados por Chair et. al. e por Nadimi et. al. em que se avaliou a influência do aumento da ZF no aumento da resistência mecânica da junta^(14,16). Entretanto, para

a amostra 7, foi registrado aumento da resistência da solda, embora a A_{ZF} apresentada na Tabela 39, seja menor quando comparada a amostra 10. Neste caso, para a solda 7 houve aumento da razão espessura da lente/junta, representada por t_n/t_w na Tabela 12, sugerindo que para maior força houve maior coalescência entre os materiais e maior estabilidade no processo.

Para as amostras apresentadas em V8, no entanto, obteve-se p-valor superior 0,05 para os resultados obtidos no ensaio de tração por cisalhamento, portanto, os resultados médios são equivalentes a nível de 95% de significância. Para as amostras produzidas em V8 aplicou-se velocidade em nível elevado, que é, como se sabe, inversamente proporcional ao tempo de contato, resultando, portanto, em uma redução do aporte térmico de acordo com a equação (1). Nestas amostras, aplicou-se também corrente em nível baixo. Assim a quantidade de calor total (Q) no processo de soldagem reduziu. Consequentemente, reduz-se a diferença do aporte térmico entre as amostras aplicadas em V8, além da diminuição da A_{ZF} , Tabela 39. Portanto, a influência da variação da força sob os eletrodos nos níveis avaliados torna-se representativa à medida que a quantidade de energia aumenta.

De maneira semelhante às análises realizadas para comparação do perfil de dureza média ao longo da seção transversal descritas para os diferentes níveis de velocidade e de corrente, estabeleceu-se comparações entre as amostras obtidas nos dois diferentes níveis de força do eletrodo. Os perfis de microdureza realizados ao longo da seção transversal das amostras avaliadas nas avaliações V7 e V8 são apresentados na Tabela 35. Para todas as amostras foi identificada redução de dureza em relação ao metal base na ZAC subcrítica. Esta redução está associada ao revenimento da martensita presente no metal base.

Tabela 35 – Perfil de microdureza Vickers (HV) médio obtido em seção transversal de solda a resistência por costura e amassamento entre amostras nas avaliações V7 e V8.



A ZF em cada uma das amostras foi delimitada pelo agrupamento de intervalos de confiança para as diferenças pareadas entre as médias de dureza e pelo fator posição, considerando taxa de erro global 5% e nível de significância especificado 95% em teste ANOVA utilizando método de Tukey para múltiplas comparações. A dureza na ZF foi obtida pelo resultado médio dos ensaios que compreendem a região da ZF indicada pelo teste ANOVA. A dureza média e o desvio padrão obtido para as amostras avaliadas estão apresentados na Tabela 36.

Tabela 36 – Resultados de dureza média na zona fundida para amostras avaliadas em V7 e V8.

Amostra	Avaliação V7		Avaliação V8	
	7	10	6	11
Dureza ZF (HV)	489,10	485,32	489,59	494,62
Desvio Padrão	21,01	27,12	20,38	18,26
p-valor (Teste-t)	0,139		0,033	

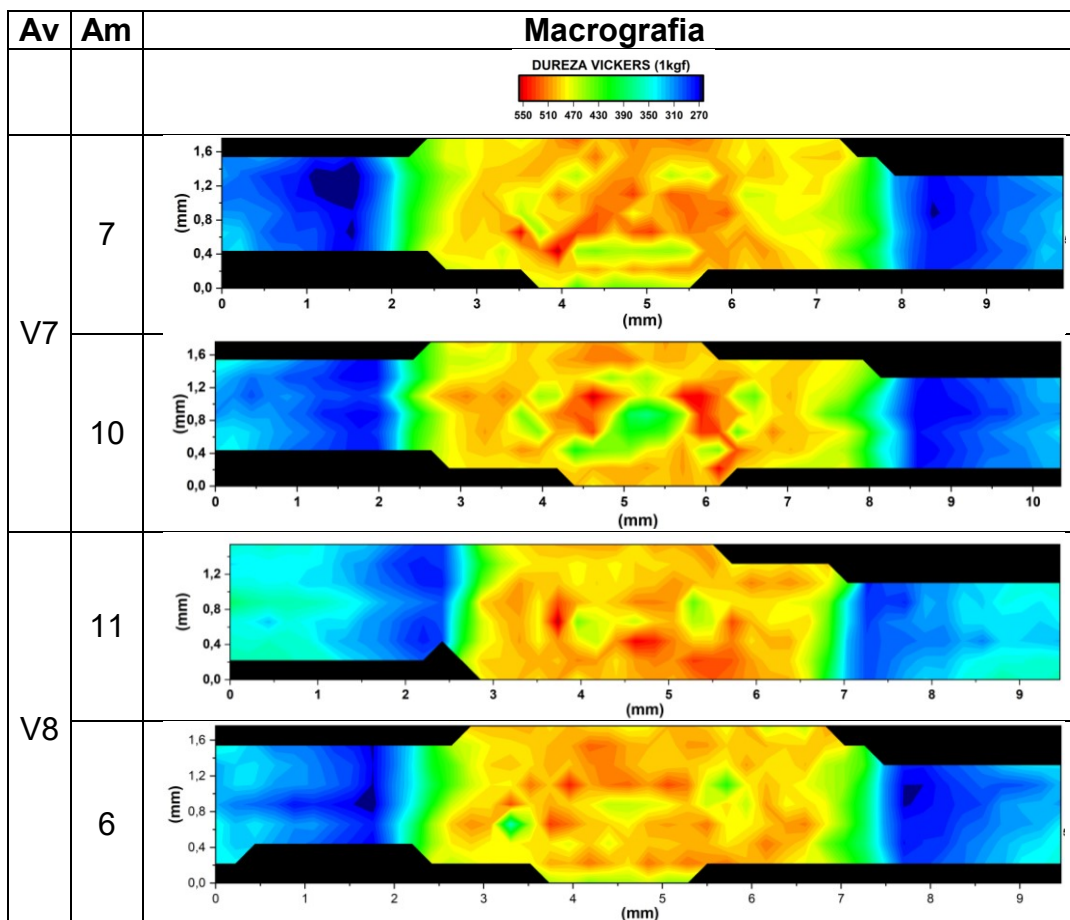
Devido às altas taxas de resfriamento obtidas no processo de soldagem, a dureza obtida na ZF para as amostras avaliadas foi similar, com valores médios entre 485 e 495 HV. Estes resultados obtidos para dureza são indicativos da presença de martensita na região. A avaliação do perfil de dureza entre amostras apresentadas na Tabela 35 não indicou diferenças relevantes entre média e desvio padrão para os resultados de dureza obtidos entre as amostras utilizadas nas avaliações comparativas V7 e V8. Foi realizada análise comparativa estatística dos resultados de dureza na ZF baseado em Teste-t para duas amostras para cada avaliação comparativa, e obteve-se p-valor superior 0,05 para os resultados obtidos em V7, aceitando, portanto, a hipótese nula padrão de dois grupos com resultados médios equivalentes a nível de 95% de significância. Enquanto a análise comparativa V8 apresentou p-valor de 0,03, indicando que há diferença estatística entre dureza média nas amostras 6 e 11, sendo a dureza média maior em aproximadamente 5 HV para a amostra 11 que representa a condição de força em nível baixo e conseqüente maior aporte térmico. A diferença indicada estatisticamente não apresenta relevância metalúrgica significativa nas propriedades do material. Destaca-se ainda que apenas para a avaliação V7 foi observada diferença de comportamento das amostras mediante ensaio de cisalhamento por tração. Portanto, a dureza na zona fundida não explica unicamente a influência na resistência mecânica avaliada mediante ao ensaio de tração por cisalhamento, sendo necessário avaliar outros impactos como o tamanho da lente de solda e possíveis pontos concentradores de tensão.

As avaliações comparativas aplicadas em análise da influência da velocidade e força obtiveram diferença entre o perfil de dureza médio para as condições em que as amostras foram testadas em velocidade sob nível baixo ou intermediário, sendo a diferença de dureza favorecida pelo aumento do aporte térmico e influência da dureza da ZAC dos valores médios da região na ZF.

No mapeamento de microdureza Vickers, os resultados das indentações compõem um mapa de dureza da junta que indicaram para a comparação V8 o resultado de dureza nas regiões mais distantes da lente na amostra próximo a 350 HV, enquanto nas comparações V7 os valores obtidos foram próximos à 300 HV. Esta variação em V8 está relacionada ao menor aporte térmico destas amostras promovido pela menor corrente e maior velocidade de soldagem. A influência do menor aporte térmico pode ser evidenciado ainda pela comparação entre as amostras avaliadas em V8, onde a amostra 11, de maior força, apresentou dureza superior à amostra 6 nas regiões mais distantes da zona fundida, compondo a ZAC subcrítica (SCZAC). O aumento na força leva a redução das resistências entre as superfícies pelo aumento da área de contato, e conseqüente redução na quantidade de calor gerada. Na SCZAC a temperatura máxima encontra-se abaixo de A_{c1} resultando no revenimento da martensita presente na microestrutura com amaciamento e redução da dureza para valores inferiores à dureza do metal base. Para a análise comparativa V7, entretanto, não foi possível evidenciar diferença significativa entre a dureza na SCZAC das amostras avaliadas, podendo ser associada ao maior aporte térmico destas amostras e à menor velocidade do processo de soldagem, permitindo a condução do calor pelo metal base e levando ao aumento da SCZAC.

À medida que a ZAC se aproxima ZF há aumento da dureza, alcançando valores entre 390 e 430 HV, atingindo região próxima à zona intercrítica da ZAC (ICZAC). Os mapas de dureza na ZF e nas regiões mais próximas não apresentaram diferenças significativas que caracterizassem as sub-regiões da ZAC de grãos refinados (GRZAC) e de grãos grosseiros (GGZAC). Os resultados de dureza nestas regiões foram homogêneos e variaram entre 470 e 550 HV.

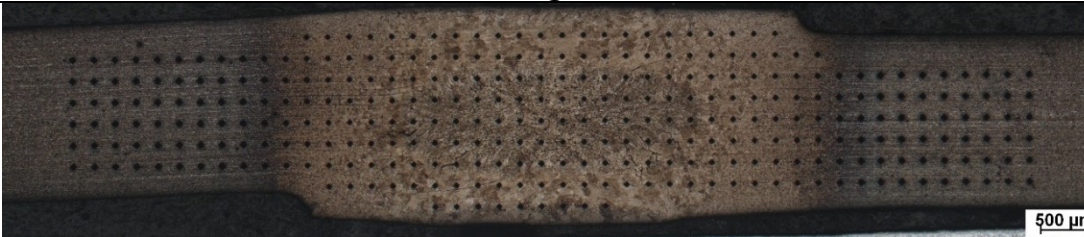
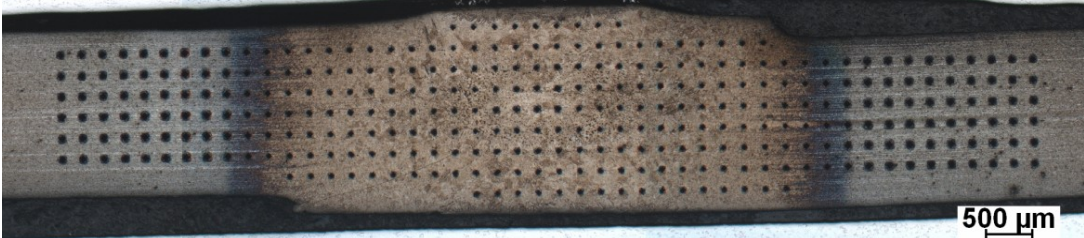
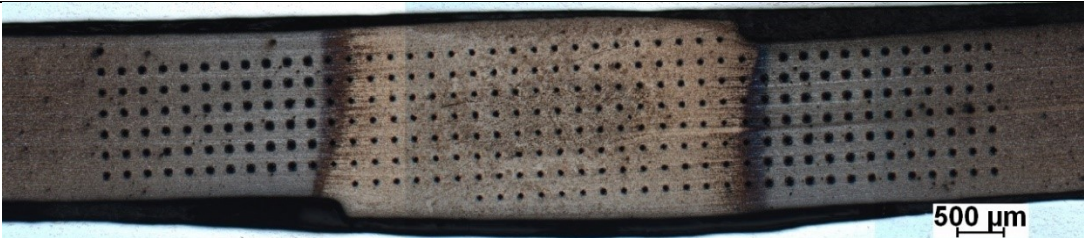
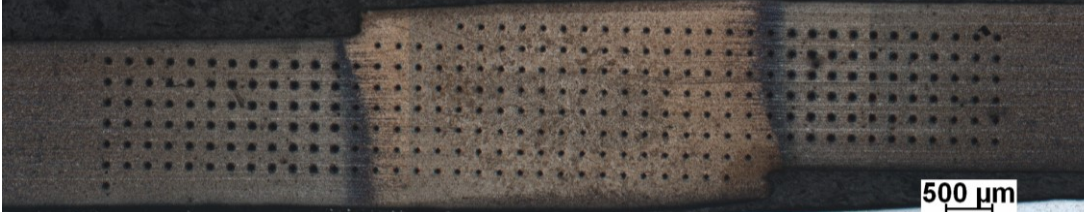
Tabela 37 – Mapa de microdureza Vickers (HV) realizado em seção transversal de junta soldada a resistência por costura e amassamento entre as amostras avaliadas nas análises comparativas V7 e V8.



5.3.3.2. Características Macroestruturais

Para a caracterização microestrutural das amostras foram realizadas análises metalográficas em seção transversal retirada no centro da junta produzida. Após preparação metalográfica convencional, as amostras foram analisadas após ataque com reativo Nital 4%. As macrografias das seções transversais às regiões soldadas após o mapeamento de dureza são apresentadas na Tabela 38.

Tabela 38 – Macrografias das seções transversais as regiões soldadas após o mapeamento de dureza entre as amostras comparadas na avaliação V7 e V8.

Av	Am	Macrografia
V7	7	
	10	
V8	11	
	6	

Para todas as amostras avaliadas houve presença de trincas na seção transversal formadas entre a ZF e GGZAC, com aspecto intergranular. A presença das trincas foi evidenciada nas análises comparativas de ambas as condições de força testadas, sendo registrada maior frequência e comprimento das discontinuidades para condições de maior força. As trincas têm aspecto semelhante a trincas de liquação, dada pela formação de segregação em contorno de grão em zona parcialmente fundida, de forma que o maior aporte térmico nestas amostras favoreceu a formação do defeito.

Para a análise comparativa V7, em que foi aplicado nível elevado de corrente, observou-se a formação de microestrutura martensítica e com maior granulometria na superfície das juntas soldadas, indicando o impacto do aumento da corrente no aumento das resistências de contato eletrodo-tira, seguido do resfriamento na região. A amostra 7 apresentou uma microestrutura de maior granulometria, enquanto a amostra 10 uma microestrutura refinada. Durante a execução da solda

da amostra 10 foi observada uma intensa formação de centelhamento na superfície da amostra e adesão do material base da junta da pista do eletrodo. Esta formação está relacionada ao aumento da resistência entre eletrodo-tira pronunciada pelo menor nível de força aplicado. Entretanto não foi evidenciada a expulsão do metal líquido na lente de solda, de modo que a formação do centelhamento tenha favorecido o resfriamento na superfície e conseqüente formação nesta região de uma microestrutura mais refinada se comparada à amostra 7. O centelhamento pode ainda afetar a área de contato na interface entre o eletrodo e a amostra pela erosão ou formação de pites nos eletrodos, afetando a densidade de corrente e o tamanho da lente de solda ao reduzir a resistência local. Destaca-se ainda que, para a condição de menor aporte térmico, em que se aplicou maior velocidade de processo e corrente em nível baixo, avaliada nas amostras em V8, não foi observada a formação de microestrutura martensítica próxima à superfície da junta.

A análise das macrografias permitiu ainda a avaliação da área de formação lente de solda (A_{ZF}), largura total da solda (L_t) e ângulo de deformação. Os resultados são apresentados na Tabela 39, onde é apresentado menor tamanho da A_{ZF} e L_t nas análises comparativas V7 e V8 em que houve aplicação da força sob nível alto. À medida em que a força exercida pelos eletrodos aumenta, os picos na superfície dos materiais que compõem o sistema de soldagem são deformados e a área de contato aumenta, reduzindo a resistência elétrica de contato. Conseqüente à maior área de contato, a resistência elétrica gerada para a passagem de corrente reduz, diminuindo também a quantidade de calor gerada para a formação da lente. Esta influência é detectada pelo aumento da A_{ZF} em condição de força em nível baixo (Força II).

Tabela 39 – Tamanho da lente de solda, largura e ângulo de deformação para juntas produzidas sob diferentes velocidades.

Avaliação	Amostra	Q/Ω	A_{ZF} (mm ²)	L_t (mm)	t_w (mm)	Ângulo 1 (°)	Ângulo 2 (°)
V7	7	3888	1,995	6,564	2,286	134	142
	10	3888	2,188	6,609	2,164	118	133
V8	11	1920	0,744	4,835	2,169	113	120
	6	1920	1,287	4,898	2,223	91	92

A variação da largura das soldas (L_t) entre as amostras avaliadas nas análises comparativas V7 e V8 não foram significativamente diferentes, indicando que a alteração da força dos eletrodos não varia significativamente, conforme já

apresentado na Figura 30. Os ângulos de deformação na região da sobreposição, registrados em V7, foram similares. Entretanto, os ângulos obtidos na amostra 6 foram significativamente inferiores aos obtidos na amostra 11. Para a comparação V8, condição de menor aporte térmico, a força passa a ser um fator relevante no processo de deformação plástica do metal aquecido próximo à lente de solda, união sólida do material e deformação da superfície. Ângulos próximos à 90°C , como obtidos na amostra 6, leva à formação de região concentradora de tensões que pode afetar o comportamento mecânico e tensões cisalhantes da junta sob aplicação de cargas. O maior aporte térmico aplicado em V7 favorece a deformação plástica da junta ainda sob níveis de força baixos.

6. CONCLUSÕES

O aço em estudo, DP1200, é considerado um aço de alta temperabilidade e baixa soldabilidade ($C_{eq} = 0,59\%$ e $CE_{SP} = 0,37\%$), e reforça a necessidade de combinação de parâmetros de soldagem ideais que promovam a nucleação e o crescimento controlado da lente de solda, devido à sua susceptibilidade à fragilização. A pesquisa indicou que os parâmetros de soldagem, como corrente, velocidade e força, têm um efeito significativo na formação da lente de solda e na resistência mecânica das juntas. A otimização desses parâmetros é fundamental para melhorar a qualidade da soldagem e a resistência das juntas, destacando a importância de testes experimentais para determinar as melhores condições de soldagem.

As variações nos parâmetros de soldagem e conseqüentemente no aporte térmico calculado de acordo com a Lei de Joule, proporcionaram impactos no volume que compõe a lente de solda. Foi possível estabelecer assim uma relação linear diretamente proporcional entre a quantidade de calor e a área da zona fundida (R^2 ajustado entre 91 e 95%). As variações de aumento de corrente e redução da velocidade conduziram a aumento da A_{ZF} e na largura total da solda, enquanto o aumento da força aplicada sobre os eletrodos gerou uma redução do aporte térmico e da área da zona fundida que não influenciou a largura total da solda, podendo estar associado a fatores de distribuição do calor ligados à geometria do eletrodo.

A qualidade de juntas soldadas pode ser atribuída a sua resistência mecânica. Para avaliação da resistência e energia necessária para falha foi realizado teste de cisalhamento em tração, obtendo-se relação diretamente proporcional e linear entre a força máxima e área da zona fundida (R^2 ajustado = 51%), em soldas produzidas em força sob nível alto. A relação entre o tamanho da lente de solda e a resistência mecânica em soldas é também descrita na literatura. Esta relação, no entanto, somente é pronunciada em aços AHSS submetidos a pressões suficientemente elevadas para promover a coalescência do metal fundido, união sólida satisfatória e minimização de concentradores de tensão da junta, além de maior estabilidade no processo de soldagem. Embora a variação de força entre as amostras produzidas não seja expressiva, observou-se impacto desta alteração para o aço em estudo sob força em menor nível, visto que a relação entre a área da

ZF e a força ou energia máxima obtida nos ensaios de tração nesta condição de força não apresentou correlação estatisticamente relevante. Nesta condição de menor força houve maior dispersão dos resultados obtidos e incidência de fraturas que se propagaram pela zona de fusão, indicando modo de falha interfacial, e na ZAC de grãos grosseiros. O menor aporte térmico aplicado nas amostras testadas sob força em nível inferior também restringiu a coalescência metal fundido, formando ângulos de sobreposição menores e concentrações de tensões que, por sua vez, favorecem as tensões de cisalhamento na interface da solda dos corpos de prova e promoveram falhas em níveis de carga mais baixo.

A variabilidade dos resultados de resistência da solda mediante ao ensaio de tração, também aumenta em condição de baixo aporte térmico e, portanto, menor área da zona fundida. A menor área da zona fundida contribuiu para a predominância do modo de falha interfacial de fratura com incidência da fratura pela zona fundida, região com formação de constituintes frágeis. Sob menores A_{ZF} , tem-se o aumento da região de união sólida (amassamento) e ressalta-se a presença de pontos concentradores de tensão formados pelas extremidades sobrepostas. Estas condições podem ter favorecido a falha prematura dos corpos de prova e maior dispersão para os resultados obtidos. A fragilidade gerada nos pontos concentradores de tensão formados pelas extremidades sobrepostas deve ser considerada no projeto de acordo com a aplicação proposta. Em contrapartida, o aumento no tamanho lente de solda proporcionou a ruptura mediante ensaio de tração na ZAC em seção mais distante da ZF, onde a capacidade de absorção de energia é superior em consequência de presença ferrita, aumentando, portanto, a tenacidade da junta. Desta forma, para mitigar a ocorrência de falhas prematuras na da junta sob aplicação em aço em estudo, propõe-se a utilização de pressões elevadas e aporte térmico que promova A_{ZF} superior a $0,74 \text{ mm}^2$ e taxa de união (β) acima de 26% e Ct acima de 4,0.

Na zona fundida foi observada a presença de grãos colunares constituídos de ripas típicas de martensita em direção paralela ao eletrodo para todas as amostras. A avaliação do mapa de dureza da lente de solda e da dureza média da ZF apresentaram dureza Vickers entre 470 e 570 HV, o que indica a presença de microestrutura martensítica nesta região de acordo com o diagrama CCT do aço em estudo e evidenciadas nos ensaios dilatométricos. A previsão da dureza em soldas à resistência por costura em aços AHSS pode também ser prevista através de

equação proposta por Yurioka T. et al.. A dureza na zona fundida nas condições testadas não apresentou variação significativa que possa ser correlacionada com as características da solda como tamanho da lente de solda ou aporte térmico aplicado. Não foi possível, portanto, estabelecer impacto ou correlação entre a dureza e a performance da junta sob os ensaios mecânicos de tração por cisalhamento ou de embutimento.

A avaliação das microestruturas formadas no aço indica que as taxas resfriamento obtidas na ZF são superiores a 100°C/s em todas as condições de aporte térmico aplicadas e evidenciam a similaridade da dureza da zona fundida obtida para todas as amostras avaliadas, resultando em uma microestrutura martensítica dura e frágil nesta região. A variação do aporte térmico pela corrente aplicada e velocidade de processo promove variação na largura da ZAC, especialmente para as sub-regiões ICZAC e SCZAC. Entretanto, não apresenta impacto relevante nas microestruturas locais avaliadas. Desta forma, tem-se que a qualidade da junta para um mesmo material pode ser mais bem associada a aspectos macro como o tamanho da lente solda e fatores geométricos da junta, se comparadas às questões micro como microdureza e microestrutura locais.

O mapeamento de microdureza Vickers permitiu evidenciar as variações de dureza ao longo da junta e o aumento da área da ZAC sub-crítica (SCZAC) e ZAC intercrítica (ICZAC) à medida em que o aporte térmico aumenta e a velocidade de soldagem reduz, resultado da condução do calor pelo metal base e revenimento da martensita presente no metal base em baixas velocidades de soldagem. Por meio do mapeamento da microdureza foi possível distinguir em amostras de maior aporte térmico, superior a $3880/\Omega$, e menor velocidade, a região da ZF, seguida pela ZAC de grãos grosseiros (GGZAC) e ZAC de grãos refinados (GRZAC). A distinção destas regiões está relacionada ao tempo que o material é submetido às elevadas temperaturas, de forma que regiões mais próximas a ZF apresentam maior tempo de exposição, favorecendo assim o crescimento dos grãos. O maior tempo a elevadas temperaturas favorece a concentração de calor na ZAC e a formação da GGZAC, além de aumentar a largura da SCZAC. Para as amostras de maior aporte térmico em nível elevado de corrente, houve formação de uma microestrutura martensítica na superfície da solda formada pelo aquecimento provocado pelo contato entre a tira e o eletrodo continuamente resfriado. Esta região, no entanto, não apresentou

impacto significativo sob a resistência da solda, obtida mediante ensaios de cisalhamento realizados.

Na avaliação da influência entre os principais parâmetros de soldagem individualmente e seus impactos metalúrgicos na formação da lente de solda obteve-se aumento da área da zona fundida e da largura total da solda para condições de menor velocidade e para maior nível de corrente, evidenciando o aumento do aporte térmico nestas condições de acordo a Lei de Joule. O aumento da área da zona fundida aumenta também para menor nível de força dos eletrodos, indicando a influência da resistividade, entretanto, sem impacto significativo na largura total da solda, que pode ser associada à configuração geométrica do eletrodo.

Na caracterização mecânica das juntas não foi possível afirmar a existência de um perfil de comportamento distinto entre carga e energia absorvida sob ensaio de embutimento Erichsen entre as variações aplicadas nos parâmetros de soldagem, associada a elevada dispersão dos resultados associado a presença pontos concentradores de tensão provenientes de descontinuidades geométricas formadas pela sobreposição das amostras e a direção das tensões aplicadas no ensaio, resultando em falhas do corpo de prova sob menores cargas. Cabe destacar que para elevados aportes térmicos, o aumento da corrente apresentou influência negativa nos ensaios de embutimento. Suspeita-se que esteja relacionado à formação de grãos grosseiros de microestrutura dura e frágil na superfície da solda.

Os ensaios de tração sob cisalhamento evidenciaram a influência da alteração da corrente na resistência mecânica da junta. O aumento da corrente levou a resultados de carga, deslocamento e tenacidade superiores, além de maior dispersão dos resultados. De acordo com equação de Joule, a corrente apresenta o maior impacto no aporte térmico, e, como consequência, promove maior aumento da área da zona fundida, evidenciando assim a diferença no comportamento das amostras sob variação deste parâmetro. Para variação de corrente em amostras sob menor aporte térmico, não foi observada diferença entre os resultados obtidos no ensaio de tração. Nas avaliações para os diferentes níveis de força, no entanto, é observado aumento da resistência para maiores níveis de força, condição que leva a menor aporte térmico. A força exerce, portanto, um relevante papel na coalescência do material para a formação da lente de solda, sendo seu aumento benéfico para o desempenho de juntas produzidas de aços AHSS sob o método RMSW.

Para as variações aplicadas sob os parâmetros de soldagem comparados não houve diferença expressiva na dureza média da zona fundida, entretanto, as variações nos parâmetros de velocidade, corrente e força levaram às variações no aporte térmico da amostra que produziram impacto no tamanho da área da zona fundida e das sub-regiões que compõem a zona afetada pelo calor. Suspeita-se que a redução da dureza média na ZAC provocado pelo aumento do aporte térmico sob baixas velocidades de soldagem apresenta impacto positivo com o aumento da carga máxima em ensaio de tração por cisalhamento, minimizando efeitos da propagação de trincas térmicas na região durante o ensaio de tração. Assim, a dureza na zona fundida não explica unicamente a influência na resistência mecânica mediante ensaio de cisalhamento em tração, sendo necessário avaliar outros impactos como o tamanho da lente de solda e possíveis pontos concentradores de tensão frente às comparações dos parâmetros de soldagem.

Houve incidência de trincas de aspecto intergranular localizadas entre a ZF e a GGZAC na seção transversal avaliadas para todos os parâmetros de velocidade, corrente e força aplicados, sendo a incidência em maior frequência e comprimento destas descontinuidades nos maiores níveis de corrente e de força.

Os resultados apresentados sugerem que a maximização da área de zona fundida é relevante no aumento da resistência de juntas soldadas pelo método RMSW. O aumento da área pode ser obtido pelo aumento do aporte térmico conduzido pela corrente. Ressalta-se que, para esta condição deve-se manter uma velocidade de processo estável e que minimize a formação de centelhamento, evitando possíveis danos na pista do eletrodo em decorrência à adesão do material base neste. Esta condição pode levar ainda à formação de fase dura e frágil na superfície da solda que afetam principalmente os resultados mediante ensaio de embutimento Erichsen, usualmente utilizado em processos de fabricação como critério de liberação de soldas em ambientes industriais. Este ensaio não se mostrou representativo para a caracterização das juntas soldadas.

Para minimizar o impacto do centelhamento na superfície da solda, mais estabilidade no processo de soldagem e melhor coalescimento entre os metais sugere-se ainda aumento da força de contato entre eletrodo e amostra. O aumento da força associado a um aporte térmico adequado, minimiza a formação de pontos concentradores de tensão na superfície da junta em região de sobreposição das

peças que afetam o comportamento mecânico e tensões cisalhantes da junta sob aplicação de cargas.

A definição de um critério para avaliação das soldas em aços AHSS sugerido por este trabalho, portanto, leva em consideração ensaios de tração por cisalhamento, tamanho da lente de solda mediante maximização da área da zona fundida e avaliação da geometria da solda sob possíveis pontos concentrações de tensão em seção transversal. Este estudo contribuiu para a compreensão dos fenômenos de metalurgia física durante a fabricação de juntas soldadas em aço AHSS pelo processo RMSW, permitindo o direcionamento dos parâmetros operacionais para um entendimento mais profundo e eficaz da soldabilidade deste material e melhorias do desempenho das juntas durante sua aplicação industrial.

REFERÊNCIAS

- [1] KUZIĄK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. Advanced high strength steels for automotive industry. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 8, n. 2, p. 103–117, jan. 2008.
- [2] KALHOR, A. et al. A review of recent progress in mechanical and corrosion properties of dual phase steels. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, v. 20, n. 3, p. 85, set. 2020.
- [3] KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J. **Advanced high-strength steels application guidelines**. WorldAutoSteel, , 2017. Disponível em: <https://www.worldautosteel.org/download_files/AHSS%20Guidelines%20V6/00_AHSSGuidelines_V6_20170430.pdf>. Acesso em: 5 nov. 2023
- [4] KHAN, M. S. et al. A review on heat affected zone softening of dual-phase steels during laser welding. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 102, p. 663–684, set. 2023.
- [5] BADKOOBEH, F. et al. Microstructural Characteristics and Strengthening Mechanisms of Ferritic–Martensitic Dual-Phase Steels: A Review. **Metals**, v. 12, n. 1, p. 101, 5 jan. 2022.
- [6] BILLUR, E.; ALTAN, T. Three generations of advanced high-strength steels for automotive applications, Part III. **Stamp. J**, v. 2, p. 12–13, 2014.
- [7] KHAN, M. S. et al. The Effect of Zinc Coating Type on the Morphology, Joint Geometry, and Mechanical Properties of Weld-Brazed Thin-Gauge Automotive Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 54, n. 1, p. 179–195, jan. 2023.
- [8] FONSTEIN, N. **Advanced High Strength Sheet Steels: Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties**. Cham: Springer International Publishing, 2015.
- [9] FONSTEIN, N. 7 - Dual-phase steels. Em: RANA, R.; SINGH, S. B. (Eds.). **Automotive Steels**. [s.l.] Woodhead Publishing, 2017. p. 169–216.
- [10] KALHOR, A. et al. **Processing, microstructure adjustments, and mechanical properties of dual phase steels: A review**. **Materials Science and Technology**, 2021.
- [11] FONSTEIN, N. Evolution of Advanced High Strength Steels (AHSS) for Automotive Industry. **50º Seminário de Laminação**, v. 50, p. 229–240, 2013.
- [12] POTTORRE, N.; GUPTA, I.; PRADHAN, R. Effects of Composition & Processing in Cold-Rolled, Dual-Phase Steels for Automotive Applications. **MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY-ASSOCIATION FOR IRON AND STEEL TECHNOLOGY-**, v. 4, p. 721, 2006.

- [13] BHATTACHARYA, D. et al. **A Family of 590 Mpa High Strength Steels with Various Microstructures**. Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings. **Anais...**2003.
- [14] CHAIR, J. W. D. et al. Resistance Spot and Seam Welding. Em: **Welding Handbook**. 9. ed. ed. Miami, Fla: American Welding Soc, 2007. v. 3.
- [15] BATISTA, M. **Estudo comparativo da soldabilidade de chapas para indústria automotiva utilizando dois equipamentos de soldagem a ponto por resistência**. Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais—São Paulo: Universidade de São Paulo, 17 out. 2011.
- [16] NADIMI, N. et al. Understanding fusion zone hardness in resistance spot welds for advanced high strength steels: Strengthening mechanisms and data-driven modeling. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 26, p. 5549–5565, set. 2023.
- [17] JENNEY, C. L. et al. (EDS.). **Welding handbook**. 9 ed. ed. Miami, FL: American Welding Society, 2001. v. 1
- [18] KOLEY, S. et al. Prediction of electrical resistivity of steel using artificial neural network. **Ironmaking & Steelmaking**, v. 46, n. 4, p. 383–391, 21 abr. 2019.
- [19] WAN, X.; WANG, Y.; ZHANG, P. Modelling the effect of welding current on resistance spot welding of DP600 steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 11, p. 2723–2729, nov. 2014.
- [20] TUMULURU, M. D.; ZHANG, H.; MATTESON, R. (BOB). Procedure Development and Practice Considerations for Resistance Welding. Em: **Welding Fundamentals and Processes**. [s.l.] ASM International, 2011. v. 6Ap. 463–485.
- [21] PATIL, P.; BADIGER, V. Resistance Spot Welding of CRCA Steel sheets using surface modified electrodes. **Compliance Engineering Journal**, v. 9, n. 2, p. 13–21, 2018.
- [22] ZHANG, H. et al. Microstructure and mechanical properties of resistance spot welded dissimilar thickness DP780/DP600 dual-phase steel joints. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 54, p. 443–449, 1 fev. 2014.
- [23] TOMINAGA, N. et al. **Development of New Mash Seam Welder (Cross Seam Welder, CSW) Compatible with Continuous Rolling of Steel Sheets at Thicknesses up to 6 mm**. 2012.
- [24] TALAŞ, Ş. The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 31, n. 5, p. 2649–2653, maio 2010.
- [25] MIDAWI, A. R. H. et al. A novel technique to measure the local mechanical properties of third generation advanced high strength steel resistance spot welds. **Forces in Mechanics**, v. 9, p. 100150, dez. 2022.

- [26] OIKAWA, H. et al. Resistance spot weldability of high strength steel sheets for automobiles and the quality assurance of joints. **Welding in the World**, v. 51, 2007.
- [27] LIAO, X. et al. Microstructures in a resistance spot welded high strength dual phase steel. **Materials Characterization**, v. 61, n. 3, p. 341–346, mar. 2010.
- [28] POURANVARI, M.; MARASHI, S. P. H. Key factors influencing mechanical performance of dual phase steel resistance spot welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, n. 2, p. 149–155, fev. 2010.
- [29] POURANVARI, M. Understanding the factors controlling the interfacial failure strength of advanced high-strength steel resistance spot welds: hardness vs. fracture toughness. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 23, n. 6, p. 520–526, ago. 2018.
- [30] YURIOKA, N.; KASUYA, T. A Chart Method to Determine Necessary Preheat Temperature in Steel Welding. **Quarterly Journal of Japan Welding Society**, v. 13, n. 3, p. 347–357, 1995.
- [31] KIM, E. W.; EAGAR, T. W. Parametric Analysis of Resistance Spot Welding Lobe Curve. **SAE Transactions**, v. 97, p. 107–118, 1988.
- [32] AYDIN, K.; HIDIROGLU, M.; KAHRAMAN, N. Characterization of the Welding Zone of Automotive Sheets of Different Thickness (DP600 and DP800) Joined by Resistance Spot Welding. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 75, n. 5, p. 1279–1291, maio 2022.
- [33] ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E92-17(2021): Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/E0092-17R21>>. Acesso em: 6 fev. 2024.
- [34] A01 COMMITTEE. **Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. ASTM International, , [s.d.]. Disponível em: <<http://www.astm.org/cgi-bin/resolver.cgi?A370-24>>. Acesso em: 3 ago. 2025
- [35] **SEP 1220-2: Testing and Documentation Guideline for the Joinability of thin sheet of steel - PART 2: Resistance Spot Welding**. , 2011.
- [36] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 14273:2016 - Resistance welding - Destructive testing of welds - Specimen dimensions and procedure for tensile shear testing resistance spot and embossed projection welds**. Geneva, 2016. . Acesso em: 6 maio. 2025
- [37] **Determinação do índice embutimento em chapas de aço pelo método Erichsen modificado: NBR 16281**. [s.l.] Abnt, 2014.
- [38] BORBA, T. M. D. **Avaliação do Efeito de Diferentes Aportes de Calor na Microestrutura e Tenacidade da Região de Grãos Grosseiros da Zona Afetada pelo Calor de Aço TMCP**. Dissertação de Mestrado—Belo Horizonte: UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS, 2019.

- [39] ASTM INTERNATIONAL. **ASTM A370-21: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products**. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2021. Disponível em: <<https://doi.org/10.1520/A0370-21>>. Acesso em: 23 set. 2025.
- [40] KIMCHI, M.; PHILLIPS, D. H. **Resistance Spot Welding: Fundamentals and Applications for the Automotive Industry**. Cham: Springer International Publishing, 2018.
- [41] **Resistance welding manual**. 4. ed ed. Philadelphia, Pa: RWMA, Resistance Welder Manufacturers' Association, 1989.
- [42] EASTERLING, K. E. **Introduction to the physical metallurgy of welding**. 2nd ed ed. Oxford ; Boston: Butterworth Heinemann, 1992.