CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE AÇOS API 5L X80S E X100 SOLDADOS PELO PROCESSO GMAW COM ELETRODO ROTATIVO

Gilmar Zacca Batista

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc

Rio de Janeiro
Março de 2026

COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE AÇOS API 5L X80S E X100 SOLDADOS PELO PROCESSO GMAW COM ELETRODO ROTATIVO

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Gilmar Zacca Batista

Aprovada por:

Presidente, Professor D.Sc. Jorge Carlos Ferreira Jorge (CEFET/RJ) (Orientador)

Professor D.Sc. Luís Felipe Guimarães de Souza (CEFET/RJ) (Coorientador)

Professor D.Sc. Matheus Campolina Mendes (CEFET/RJ)

Professora D.Sc. Tatiane de Campos Chuvas (CEFET/RJ)

Professor D.Sc. Leonardo Sales Araújo (COPPE/UFRJ)

Professora D.Sc. Rafaella Martins Ribeiro (COPPE/UFRJ)

D.Sc. Jeferson Frederico Monteiro Costa (Consultor Independente)

Rio de Janeiro
Março de 2026

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

B333 Batista, Gilmar Zacca
Comportamento microestrutural e mecânico da zona termicamente afetada de aços API 5l X80s e X100 soldados pelo processo GMAW com eletrodo rotativo / Gilmar Zacca Batista. — 2026.
xvii, 114f. : il. color. , enc.

Tese (Doutorado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2026.
Bibliografia : f. 138-153
Orientador: Jorge Carlos Ferreira Jorge
Coorientador: Luís Felipe Guimarães de Souza

1. Solda e soldagem. 2. Aço - Propriedades mecânicas. 3. Tubos de aço. 4. Microestrutura. I. Jorge, Jorge Carlos Ferreira. (Orient.). II. Souza, Luís Felipe Guimarães de. (Coorient.). III. Título.

CDD 671.52

Elaborada pela bibliotecária Tania Mello – CRB/7 nº 5507/04

"*Porque o Senhor dá a sabedoria, e da sua boca vem o conhecimento e a inteligência. Porquanto a sabedoria entrará no seu coração, e o conhecimento será agradável à sua alma*".

Livro de Provérbios de Salomão, capítulo 2, versículos 6 e 10.

AGRADECIMENTOS

Deixo aqui registrados meus agradecimentos a todos que contribuíram para a realização deste trabalho. Refiro-me não apenas aqueles que atuaram diretamente nas aulas, no fornecimento de serviços e materiais, na execução de experimentos e nas orientações, mas também a todos que tornaram possível que eu chegasse até aqui.

Nesse sentido, começo agradecendo à Deus pela justificação que recebi por meio de Cristo. Nisso encontro sentido para todo o restante. É a partir dessa verdade e dessa perspectiva que enxergo todas as demais áreas da vida.

Agradeço à Cristiane, minha esposa, que há mais de 15 anos me encorajava a iniciar o doutorado e acreditava, antes mesmo de mim, que eu tinha condições de chegar até aqui. Agradeço também aos meus filhos, Isabella e Lucca, que jamais e em hipótese alguma, foram um peso para os estudos, mas sim um motivo para seguir em frente. Foi exatamente no núcleo familiar que encontrei todo o suporte emocional de que precisei ao longo dessa jornada. Amo vocês!

Um agradecimento especial aos meus orientadores, professores Jorge Carlos Ferreira Jorge e Luís Felipe Guimarães de Souza, bem como ao professor Matheus Campolina Mendes, que participaram ativamente de todas as etapas deste trabalho. O conhecimento que adquiri nesse período de convivência vai muito além do que está registrado nas páginas desta tese. Lembro que o professor Jorge costumava dizer que eu escrevia artigos como quem escreve relatórios. Hoje, após alguns anos e alguns artigos publicados, reconheço claramente o quanto evoluí. Destaco ainda o apoio, o comprometimento, o respeito e a motivação que sempre demonstraram, criando um ambiente extremamente favorável para o desenvolvimento e a conclusão desta pesquisa.

Aos integrantes da banca examinadora, Jeferson Costa, Profª. Tatiane Chuvas, Prof. Leonardo Sales e Profª. Rafaella Martins. Agradeço por aceitarem o convite e também pela ajuda e pelas orientações ao longo de todo o trabalho. Agradeço igualmente à Profª Ivani e ao Eduardo Hippert pelo incentivo e pelas cartas de recomendação para o doutorado. Agradeço também aos técnicos de laboratório Hiron Akira, Marcelo Felipe, Brenno Duarte e aos demais colegas do CEFET com os quais convivi no LAMAT ao longo desses anos.

Aos meus gestores na Petrobras, Sérgio Furley, Alyson Silva, Fabrício Benites e Paulo Montes, por todo o suporte e incentivo necessários para a conclusão deste trabalho. Sem o apoio de vocês, eu não teria tido tempo nem condições de realizá-lo. Lembro que o Paulo Montes, então meu gerente, foi responsável pelo empurrão que eu precisava para iniciar essa etapa. Ele me disse, não exatamente com essas palavras: “Tu já fez todos os cursos que poderia fazer. Falta o doutorado!”

Aos meus colegas da Petrobras, com quem tirei dúvidas, pedi ideias, orientações e

ajuda. Aos colegas do setor de Engenharia de Dutos Terrestres (EDUT), onde trabalho há 23 anos, pelo apoio e compreensão ao longo do período em que minhas atividades no setor estiveram divididas com as demandas do doutorado. O apoio de vocês foi muito importante para mim. Expresso também minha gratidão ao colega Armando Pires, da Implantação de Empreendimentos, que auxiliou com a usinagem dos corpos-de-prova e ao Leonardo da Paixão, do Centro de Pesquisas, que viabilizou a maleta SAP.

Agradeço aos colegas da Vallourec, Vicente Trindade, José Francisco Maranho e José Roberto de Souza Jr. pelo fornecimento do material e pelo suporte técnico; e ao colega Antônio Souza, da Lincoln, pelos consumíveis de soldagem.

Registro também meu agradecimento às instituições que foram essenciais para a concretização deste estudo. Ao CEFET-RJ, que forneceu toda a infraestrutura e o conhecimento técnico necessários para a realização do trabalho experimental. À Petrobras, onde trabalho com orgulho há 23 anos, e que me deu meios para cursar o doutorado. À Vallourec, pelo fornecimento dos aços de alta resistência X80S e X100. À White Martins, pelo fornecimento da tocha Spin Arc. À Lincoln Electric, pelos consumíveis de soldagem.

Não posso deixar de agradecer também àqueles que acabei não mencionando nominalmente aqui. Considerando minha memória, que já não é mais a mesma, certamente não são poucos.

Finalizo com um agradecimento especial aos meus pais, Gilberto Batista e Maria Cristina Zacca Batista, que desde minha infância renunciaram a muito e lutaram intensamente para que eu e minha querida irmã Letícia tivéssemos condições de estudar. Nunca me esqueço de uma conversa em que, discutindo sobre futuro e estudos, meu pai me disse: “Estude! Conhecimento é algo que ninguém pode tirar de você.” Ele tinha razão. O conhecimento me trouxe até onde cheguei e, agora, carrego comigo a missão de transmiti-lo às próximas gerações e retribuir à sociedade por meio de um trabalho diligente, fundamentado naquilo que aprendi.

Por fim, deixo como reflexão e como expressão de gratidão a Deus um trecho da canção “Só o Começo”, com o qual me identifiquei profundamente:

“Eu vi o meu limite vir diante de mim
Eu enfrentei batalhas que eu não venci
Mas o troféu não é de quem não fracassou
Eu tive muitas quedas, mas não fiquei no chão
E ao olhar pra trás, tudo que passou
Venho agradecer quem comigo estava
E hoje eu sou quem eu sou
Pois Sua mão me acompanhava”

RESUMO

COMPORTAMENTO MICROESTRUTURAL E MECÂNICO DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE AÇOS API 5L X80S E X100 SOLDADOS PELO PROCESSO GMAW COM ELETRODO ROTATIVO

Gilmar Zacca Batista

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Resumo da Tese de Doutorado submetida ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Este trabalho investiga o efeito da soldagem com o processo GMAW com eletrodo rotativo (GMAW-RE) no comportamento microestrutural e mecânico da zona termicamente afetada de aços API 5L X80S e X100. O trabalho foi organizado em três etapas distintas: a primeira etapa com deposição de cordão sobre tubo para avaliar o comportamento microestrutural da ZTA desses materiais em função de diferentes níveis de aporte térmico e variações na frequência de rotação, bem como definir parâmetros iniciais para as etapas seguintes; a segunda etapa comparando o efeito geométrico dos processos GMAW e GMAW-RE na junta soldada em chanfro estreito; e a terceira etapa analisando o efeito do processo rotativo na microestrutura e propriedades mecânicas desses aços. A ZTA foi analisada através de microscopia óptica e eletrônica de varredura, difração de elétrons retroespalhados, ensaios de impacto Charpy-V, tração e microdureza. Os resultados revelaram que os aços X80S e X100 são mais sensíveis às variações de aporte térmico do que às alterações na frequência de rotação. Observou-se que o aço X80S foi mais impactado pelo processo rotativo do que o aço X100, resultando em juntas soldadas com características geométricas mais favoráveis à redução da falta de fusão lateral. Além disso, verificou-se que ambos os aços podem ser soldados em uma ampla faixa de velocidades de rotação, sem prejuízo das propriedades mecânicas na ZTA.

Palavras-chave: GMAW-RE; API 5L X80; API 5L X100; Chanfro estreito; propriedades mecânicas; microestrutura; EBSD.

ABSTRACT

MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL BEHAVIOR OF THE HEAT AFFECTED ZONE OF API 5L X80S AND X100 STEELS WELDED BY THE GMAW PROCESS WITH A ROTATING ELECTRODE

Gilmar Zacca Batista

Supervisors:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Thesis Abstract submitted to the Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais of Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, as part of the requirements for obtaining the degree of Doctor of Science in Mechanical Engineering and Materials Technology.

This work investigates the effect of GMAW welding process with a rotating electrode on the microstructural and mechanical behavior of the heat-affected zone of API 5L X80S and X100 steels. The study was structured into three distinct steps: the first step involved bead-on-pipe deposition to evaluate the microstructural behavior of the HAZ of these steels as a function of different heat input levels and rotating frequency variations, as well as to define initial parameters for the subsequent steps; the second step compared the geometric effects of the GMAW and GMAW-RE processes on narrow gap welded joints; and the third step analyzed the effect of the rotating process on the microstructure and mechanical properties of these steels. The HAZ was analyzed using optical microscopy, scanning electron microscopy, EBSD, Charpy-V impact testing, tensile testing, and microhardness measurements. The results revealed that X80S and X100 steels are more sensitive to variations in heat input than to changes in rotating frequency. It was observed that X80S steel was more affected by the rotating process than X100 steel, resulting in welded joints with geometric characteristics more favorable to reducing lack of sidewall fusion. Furthermore, it was found that both steels can be welded across a wide range of rotating speeds without impairing the mechanical properties of the HAZ.

Keywords: GMAW-RE; API 5L X80; API 5L X100; narrow gap; mechanical properties; microstructure; EBSD.

Sumário

CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO..... 1
CAPÍTULO II – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... 5
II.1 – Tubos de Alta Resistência para Dutos..... 5
II.2 – Soldagem Mecanizada de Dutos..... 10
II.3 – Soldagem GMAW com Eletrodo Rotativo (GMAW-RE)..... 13
II.4 – Efeito da Soldagem na Microestrutura e Propriedades da ZTA..... 21
II.5 – Caracterização Microestrutural da ZTA..... 31
CAPÍTULO III– MATERIAIS E MÉTODOS...... 42
III.1 – Etapas..... 42
III.2 – Materiais..... 42
III.3 – Soldagem..... 44
III.4 – Regiões de Análise e Remoção de Corpos de Prova..... 50
III.5 – Caracterização Microestrutural e Macrografia..... 53
III.6 – Ensaios Mecânicos..... 54
CAPÍTULO IV – RESULTADOS..... 56
IV.1 – Análises Realizadas nos Aços X80S e X100..... 56
IV.2 – Etapa 1 – Deposição de Cordão sobre Tubo..... 61
IV.3 – Etapa 2 – Análise da Geometria do Cordão Soldado em Chanfro Estreito..... 78
IV.4 – Etapa 3 – Análise Microestrutural e de Propriedades Mecânicas..... 85
CAPÍTULO V – DISCUSSÃO..... 120
V.1 – Etapa 1 – Deposição de Cordão sobre Tubo..... 120
V.2 – Etapa 2 – Efeito Geométrico dos Processos GMAW e GMAW-RE..... 123
V.3 – Etapa 3 – Análise Microestrutural e de Propriedades Mecânicas..... 124
V.4 – Considerações Finais..... 131
CAPÍTULO VI – CONCLUSÕES..... 134
CAPÍTULO VII – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS...... 136
CAPÍTULO VIII – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... 138

Lista de Figuras

Figura II.1 - Segundo Gasoduto Oeste-Leste da China – Maior gasoduto construído no mundo em aço API 5L X80 (IMOA, 2009). 6
Figura II.2 – Trecho de duto com aço API 5L X100 construído no Canadá (Quintana e Hammond, 2010). 7
Figura II.3 – Processo de fabricação de tubos sem costura. a) Etapa de perfuração do tarugo (*Hot piercing seamless tubing*) (Tiele, 2016); b) Tarugo perfurado (cortesia da Vallourec); c) tubo após a formação (cortesia da Vallourec). 9
Figura II.4 – Algumas condições de soldagem em campo. a) Gasoduto Rota 3 (X70S) - soldagem em terreno inclinado; b) Gasoduto Mexilhão (X80) - soldagem em área alagada; c) Gasoduto Rota 2 (X65S) – soldagem dentro da vala; d) Gasoduto Gasfor II (X70) – soldagem sobre-cabeça. Fonte: O autor. 11
Figura II.5 – Soldagem mecanizada utilizada na construção do Gasoduto Rota 3. a) processo GMAW mecanizado em operação durante a soldagem de qualificação; b) soldagem em campo utilizando duas cabines em sequência (Batista et al., 2023). 11
Figura II.6 - Macrografias mostrando uma junta com chanfro em “V” convencional (a) e uma junta com chanfro estreito (b). Fonte: O autor. 13
Figura II.7 - a) e b) Rotação do arame na ponta da tocha (Heston, 2015); c) Representação esquemática do diâmetro de rotação (D) e da frequência de rotação (N) (Wang et al., 2007). 13
Figura II.8 – Seções transversais da poça fundida mostrando a distribuição de calor para processo sem rotação (a) e com eletrodo rotativo (b), obtidas através de modelo numérico (Guo et al., 2011). 15
Figura II.9 - Ciclo térmico simulado do processo GMAW (a) e GMAW-RE (b), realizado considerando diâmetro de rotação de 8 mm e frequência de rotação de 300 rpm (Guo et al., 2011). 16
Figura II.10 - Filmagem termográfica mostrando o efeito do diâmetro (a, b, c, d) e da frequência de rotação (e, f, g, h) do eletrodo na distribuição de temperatura (Santos, 2019). a) 0 mm; b) 1 mm; c) 2 mm; d) 4 mm; e) 500 rpm; f) 1000 rpm; g) 1500 rpm; h) 2000 rpm. ..17
Figura II.11 - Temperatura de pico na ZTA para diferentes frequências de rotação (Bai et al., 2012). 18
Figura II.12 - Microestrutura da ZTA do aço ASTM A36 após soldagem pelos processos GMAW com e sem rotação do eletrodo. As micrografias à esquerda correspondem às regiões mais próximas da linha de fusão, enquanto as da direita referem-se às regiões mais distantes. Ataque: nital 2% (Costa et al., 2019). 20
Figura II.13 – Comparação dos resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para soldagem

realizada em chapas de aço ASTM A36. Onde: MB = Metal base; ZTA = Zona termicamente afetada; MS = Metal de solda (Costa et al., 2019). 20
Figura II.14 – Correlação entre as diferentes regiões do diagrama Fe-C com a ZTA. A: metal de base; B: região intercrítica; C: grãos refinados; D: grãos grosseiros (Kou, 2002). 22
Figura II.15 – Regiões da ZTA após segundo passe (Guillal et al., 2018). RGG – Região de grãos grosseiros; RGF – Região de grãos finos; RIC – Região intercrítica; RSC – Região subcrítica; RGG-S - Região de grãos grosseiros reaquecida no campo supercrítico; RGG-IC – Região de grãos grosseiros reaquecida no campo intercrítico; RGG-SC – Região de grãos grosseiros reaquecida no campo subcrítico; GG – Grãos grosseiros; GF – Grãos finos. 23
Figura II.16 – Bainita granular composta por uma mistura de produtos de transformação incompleta (Batista et al., 2003). 25
Figura II.17 – a) Micrografia de bainita superior; b) Micrografia de bainita inferior (Muller et al., 2020). 25
Figura II.18 – Distribuição de dureza em aço QT550 (Adaptado de Cai et al., 2022). 29
Figura II.19 – Amolecimento observado na ZTA de aço temperado e revenido em região próxima ao metal de base (Xu et al., 2014). 30
Figura II.20 – Critério de avaliação de dureza para quantificar a magnitude do amolecimento da ZTA (Dinovitzer et al., 2022). 31
Figura II.21 - Padrão de Kikuchi de cádmio a 20 keV, obtido com uma câmera de vídeo analógica (Schwarzer et al., 2009). 33
Figura II.22 - Análises de contraste de banda. a) Ajuste gaussiano de dois picos; b) Mapa de contraste de banda; c) Mapa de distribuição de fases, onde vermelho e azul representam martensita e bainita, respectivamente (Baek et al., 2020). 35
Figura II.23 – Mapa de KAM de uma junta soldada (Alves, 2018). 36
Figura II.24 – Mapa de figura de polo inverso de um aço com 0,20%C em peso (Kitahara et al., 2006). 37
Figura II.25 - Mapa de contorno de grão mostrando contornos de baixo ângulo em vermelho e alto ângulo em preto. Fonte: O autor. 38
Figura II.26 - Perfil de desorientação de contornos de grão (Shrestha et al., 2014). 39
Figura III.1 – Aços API 5L X80S e X100 recebido para realização dos estudos. X80S: (a), (b) e (c). X100: (d) e (e). 43
Figura III.2 – Tocha do processo GMAW-RE mostrando o arame eletrodo rotativo. 45
Figura III.3 – a) Arranjo de soldagem; b) Sistema de aquisição de dados de soldagem; c) Controlador da frequência de rotação. 46
Figura III.4 – Seções longitudinal e transversal para análise microestrutural e de microdureza. 46
Figura III.5 – Pontos de medição de microdureza Vickers. 47

Figura III.6 – Detalhes e dimensões do chanfro utilizado para a soldagem. X80S: a); c). X100: b); d).....49
Figura III.7 – a) Distância tocha/peça; b) Bico de contato; c) Extensão para bico de contato. 50
Figura III.8 – Regiões de remoção de corpos-de-prova dos cupons soldados. 50
Figura III.9 – Região para ensaio de microdureza e metalografia das amostras de cordão sobre tubo. 51
Figura III.10 – Regiões para análise metalográfica, ensaio de microdureza e posição para remoção de corpos-de-prova para ensaios mecânicos. Juntas com 1 passe (a, c) e dois passes (b, d). Microdureza (a, b). Micrografia, tração e Charpy-V (c, d). 52
Figura III.11 – Representação da área do metal de base (A_{MB}) e área do metal de solda (A_{MS}) utilizados para determinação da diluição global. 52
Figura III.12 – Locais de medições de largura e altura do cordão, extensão da ZTA e penetração para cordão sobre tubo (a) e solda no chanfro (b). 53
Figura III.13 – Corpo-de-prova de tração (unidades em mm). 55
Figura IV.1 – Microscopia óptica e eletrônica de varredura dos aços X80S e X100. a) MO X80S; b) MO X100; c) MEV X80S; d) MEV X100. Ataque: Nital 2%. 56
Figura IV.2 – Mapas de contraste de banda (a, b), figuras de polo inverso (c, d) e mapa de fases, com bainita em azul e martensita em vermelho (e, f). Mapas obtidos por meio da técnica de EBSD para o aço X80S (a, c, e) e X100 (b, d, f). 57
Figura IV.3 – Microscopia óptica (a, b) e microscopia eletrônica de varredura (c, d) das seções longitudinal (a, c) e transversal (b, d). Aço X80S. Ataque: Nital 2%. 58
Figura IV.4 – Microdureza Vickers realizada nas seções longitudinal e transversal das amostras de aço X80S. 59
Figura IV.5 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X80S com variação de aporte térmico. 0,6 kJ/mm (a, b); 3,3 kJ/mm (c, d). 63
Figura IV.6 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X100 com variação de aporte térmico. 0,6 kJ/mm (a, b); 3,1 kJ/mm (c, d). 63
Figura IV.7 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X80S. 0 rpm (a, b); 1000 rpm (c, d); 2000 rpm (e, f); 2500 rpm (g, h). 64
Figura IV.8 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X100. 0 rpm (a, b); 1000 rpm (c, d); 2000 rpm (e, f); 2500 rpm (g, h). 65
Figura IV.9 – Aspecto visual dos cordões depositados sobre o aço X80S. Variação de aporte térmico: 0,6 kJ/mm (a); 1,7 kJ/mm (b); 2,7 kJ/mm (c); 3,3 kJ/mm (d). Variação da frequência de rotação: 1000 rpm (e); 2000 rpm (f); 2500 rpm (g).....66
Figura IV.10 – Aspecto visual dos cordões depositados sobre o aço X100. Variação de aporte térmico: 0,6 kJ/mm (a); 1,7 kJ/mm (b); 2,9 kJ/mm (c); 3,1 kJ/mm (d). Variação da

frequência de rotação: 1000 rpm (e); 2000 rpm (f); 2500 rpm (g). 66
Figura IV.11 – Macrografia das amostras GMAW sem rotação do eletrodo soldadas com diferentes aportes térmicos. Aço X80S: a) 0,6 kJ/mm; c) 1,7 kJ/mm; e) 2,7 kJ/mm; g) 3,3 kJ/mm. Aço X100: b) 0,6 kJ/mm; d) 1,7 kJ/mm; f) 2,9 kJ/mm; h) 3,1 kJ/mm. 67
Figura IV.12 – Influência do aporte térmico na extensão da ZTA (a) e na penetração (b). ...68
Figura IV.13 - Macrografia das amostras soldadas com eletrodo rotativo. Aço X80S: a) 0 rpm; c) 1000 rpm; e) 2000 rpm; g) 2500 rpm. Aço X100: b) 0 rpm; d) 1000 rpm; f) 2000 rpm; h) 2500 rpm. 69
Figura IV.14 – Efeito da frequência de rotação na penetração (a) e na razão de aspecto (b). 70
Figura IV.15 – Influência da frequência de rotação na extensão da ZTA (a) e na diluição (b). 70
Figura IV.16 – Microscopia óptica da RGG do aço X80S com aumento de 1000X. (a) 0,6 kJ/mm; (b) 1,7 kJ/mm; (c) 2,7 kJ/mm; (d) 3,3 kJ/mm. Ataque: Nital 2%. 71
Figura IV.17 – Microscopia óptica da RGG do aço X100 com aumento de 1000X. (a) 0,6 kJ/mm; (b) 1,7 kJ/mm; (c) 2,9 kJ/mm; (d) 3,1 kJ/mm. Ataque: Nital 2%. 72
Figura IV.18 – Microestrutura da RGG (MEV) do aço X80S. (a) 0,6 kJ/mm; (b) 1,7 kJ/mm; (c) 2,7 kJ/mm; (d) 3,3 kJ/mm. Nital 2%. M – Martensita; B – Bainita; A-M – Austenita-martensita. 72
Figura IV.19 – Microestrutura da RGG (MEV) do aço X100. (a) 0,6 kJ/mm; (b) 1,7 kJ/mm; (c) 2,9 kJ/mm; (d) 3,1 kJ/mm. Nital 2%. M – Martensita; B – Bainita; A-M – Austenita-martensita. 73
Figura IV.20 – Imagens de MEV das microestruturas da RGG soldadas com diferentes frequências de rotação para o aço X80S e valores de fração de área de martensita e bainita. (a) 0 rpm; (b) 1000 rpm; (c) 2000 rpm; (d) 2500 rpm. Ataque: Nital 2%. M – Martensita; B – Bainita; A-M – Austenita-martensita. 74
Figura IV.21 – Imagens de MEV das microestruturas da RGG soldadas com diferentes frequências de rotação para o aço X100 e valores de fração de área de martensita e bainita. (a) 0 rpm; (b) 1000 rpm; (c) 2000 rpm; (d) 2500 rpm. Ataque: Nital 2%. 75
Figura IV.22 – Microdureza Vickers do metal de base, metal de solda e diferentes regiões da ZTA para o aço X80S em diferentes condições de aporte térmico. 76
Figura IV.23 – Microdureza Vickers do metal de base, metal de solda e diferentes regiões da ZTA para o aço X100 em diferentes condições de aporte térmico. 76
Figura IV.24 – Microdureza Vickers para o processo GMAW-RE em diferentes frequências de rotação para o aço X80S. 77
Figura IV.25 – Microdureza Vickers para o processo GMAW-RE em diferentes frequências de rotação para o aço X100. 77

Figura IV.26 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X80S. Frequência de rotação: 0 rpm (a, b); 2000 rpm (c, d); 2500 rpm (e, f). 79
Figura IV.27 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X100. 80
Figura IV.28 – Aspecto visual dos cordões soldados no chanfro estreito. Cada cupom medindo 215 mm de largura e 250 mm de comprimento. X80S (a, b, c); X100 (d). 81
Figura IV.29 – Comparação das macrografias obtidas com o processo GMAW convencional e com eletrodo rotativo para os aços X80S e X100. 82
Figura IV.30 – Comparação das macrografias das juntas de dois passes obtidas com o processo GMAW convencional e com eletrodo rotativo para os aços X80S e X100. 83
Figura IV.31 – Razão de aspecto do cordão de solda produzido pelo processo convencional e rotativo para os aços X80S e X100. 84
Figura IV.32 – Influência do processo GMAW com eletrodo rotativo na largura da ZTA. 84
Figura IV.33 – Penetração na lateral e no fundo do cordão para o aço X80S. 85
Figura IV.34 – Penetração na lateral e no fundo do cordão para o aço X100. 85
Figura IV.35 – Microestrutura das diferentes regiões da ZTA para as amostras soldadas com 2500 rpm. X80S (a, c, e); X100 (b, d, f). RGG (a, b); RGF (c, d); RIC (e, f). M – Martensita; B – Bainita. 87
Figura IV.36 – Figuras de polo inverso (a–c) e mapas de contraste de banda (d–f). Contornos de alto ângulo (>15°) indicados em preto e contornos de baixo ângulo (<15°) indicados em amarelo (d–f). Imagens obtidas pela técnica de EBSD para o aço X100 soldado com 2500 rpm. RGG (a, d); RGF (b, e); RIC (c, f). 88
Figura IV.37 – Imagens de MEV da região de grãos grosseiros após ataque com nital 2%. X80S (a, c, e); X100 (b, d, f). Frequência de rotação: 0 rpm (a, b); 2000 rpm (c, d); 2500 rpm (e, f). M – Martensita; B – Bainita; A-M – Austenita-Martensita. 90
Figura IV.38 - Figuras de polo inverso (a, b) e mapas de contraste de banda com contornos de grão (c, d). RGG do aço X80S soldado sem rotação (a, c) e com 2500 rpm (b, d). Contornos de alto ângulo (>15°) indicados em preto e contornos de baixo ângulo (<15°) indicados em amarelo (c, d). 91
Figura IV.39 - Figuras de polo inverso (a, b) e mapas de contraste de banda com contornos de grão (c, d). RGG do aço X100 soldado sem rotação (a, c) e com 2500 rpm (b, d). Contornos de alto ângulo (>15°) indicados em preto e contornos de baixo ângulo (<15°) indicados em amarelo (c, d). 92
Figura IV.40 – Imagens de MEV da região de grãos grosseiros das amostras soldadas com 2000 rpm após ataque com nital 2%. RGG da amostra com passe único (a, c). RGG do segundo passe da amostra de dois passes (b, d). M – Martensita; B – Bainita. 93
Figura IV.41 – Região de grãos grosseiros do primeiro passe reaquecida no campo intercrítico pelo segundo passe (aço X80S). Ataque nital 2%. MO (a, c, e) e MEV (b, d, f).

Setas amarelas indicando decoramento nos contornos de grão. Frequência de rotação: 0 rpm (a, b); 2000 rpm (c, d) e 2500 rpm (e, f). 94
Figura IV.42 – Região de grãos grosseiros do primeiro passe reaquecida no campo intercrítico pelo segundo passe (aço X100). Ataque nital 2%. MO (a, c, e) e MEV (b, d, f). Setas amarelas indicando decoramento nos contornos de grão. Frequência de rotação: 0 rpm (a, b); 2000 rpm (c, d) e 2500 rpm (e, f). 95
Figura IV.43 - Figuras de polo inverso (a, b) e mapas de contraste de banda com contornos de grão (c, d). RGG-IC do aço X80S soldado sem rotação (a, c) e com 2500 rpm (b, d). Contornos de alto ângulo (>15°) indicados em preto e contornos de baixo ângulo (<15°) indicados em amarelo (c, d). 96
Figura IV.44 - Figuras de polo inverso (a, b) e mapas de contraste de banda com contornos de grão (c, d). RGG-IC do aço X100 soldado sem rotação (a, c) e com 2500 rpm (b, d). Contornos de alto ângulo (>15°) indicados em preto e contornos de baixo ângulo (<15°) indicados em amarelo (c, d). 97
Figura IV.45 – Detalhe da microestrutura martensítica encontrada no contorno de grão da austenita prévia na RGG-IC. Ataque nital 2%. M – Martensita. 98
Figura IV.46 – Microestrutura da RGG-IC após ataque com reagente Le Pera. 99
Figura IV.47 – Microdureza Vickers com carga de 25g realizada no interior dos grãos e nos contornos....99
Figura IV.48 – Dimensões da região onde ocorre formação de A-M nos contornos de grão da austenita prévia. 100
Figura IV.49 – Perfil de desorientação de contorno de grão para a RGG do aço X80S. 101
Figura IV.50 – Perfil de desorientação de contorno de grão para a RGG do aço X100. 101
Figura IV.51 – Perfil de desorientação de contorno de grão para a RGG-IC do aço X80S. 102
Figura IV.52 – Perfil de desorientação de contorno de grão para a RGG-IC do aço X100. 102
Figura IV.53 – Fração de área de martensita para os aços X80S (a) e X100 (b) das regiões do metal de base, RGG e RGG-IC, soldados com os processos GMAW e GMAW-RE, com diferentes frequências de rotação. 104
Figura IV.54 - Gráficos de contraste de banda com ajuste gaussiano. O pico à esquerda (em vermelho) corresponde à martensita, enquanto o pico à direita (em azul) corresponde à bainita. 106
Figura IV.55 - Mapas de contraste de banda referentes à RGG e RGG-IC do aço X80S, produzida com GMAW (0 rpm) e GMAW-RE (2500 rpm). Martensita em vermelho e bainita em azul. 107
Figura IV.56 - Mapas de contraste de banda referentes à RGG e RGG-IC do aço X100, produzida com GMAW (0 rpm) e GMAW-RE (2500 rpm). Martensita em vermelho e bainita em azul. 108

Figura IV.57 – Microdureza do metal de base e da região de grãos grosseiros da ZTA resultante dos processos GMAW e GMAW-RE para os aços X80S e X100. 110
Figura IV.58 – Microdureza transversal do cordão de solda dos processos GMAW e GMAW-RE para o aço X80S.....112
Figura IV.59 – Microdureza transversal do cordão de solda dos processos GMAW e GMAW-RE para o aço X80S.....112
Figura IV.60 – Microdureza transversal do cordão de solda dos processos GMAW e GMAW-RE para o aço X100. 113
Figura IV.61 – Microdureza transversal do cordão de solda dos processos GMAW e GMAW-RE para o aço X100. 113
Figura IV.62 – Resultados do ensaio de tração do metal de base e da ZTA das juntas do aço X80S soldado com passe único e dois passes. 115
Figura IV.63 – Corpos-de-prova de tração após o ensaio. MB – Metal de Base. T1 e T2 – Corpos de prova 1 e 2. 116
Figura IV.64 – Metalografia com ataque de nital 2% mostrando a microestrutura do corpo-de-prova de tração. 116
Figura IV.65 – Influência do processo rotativo na tenacidade ao impacto da ZTA do aço X80S.....118
Figura IV.66 – Influência do processo rotativo na tenacidade ao impacto da ZTA do aço X100. 118
Figura IV.67 – Exemplo de região onde ocorreu a propagação da fratura no ensaio Charpy-V da ZTA. Ataque realizado com nital 2%. 119

Lista de Tabelas

Tabela III.1 - Características dimensionais dos tubos. 43
Tabela III.2 - Composição química do eletrodo utilizado fornecida pelo fabricante (% em peso). 44
Tabela III.3 - Valores de frequência de rotação e aporte térmico selecionados. 48
Tabela III.4 - Juntas soldadas com os valores de frequência de rotação e o objetivo. 48
Tabela IV.1 – Resultados dos ensaios microdureza Vickers realizado nas seções longitudinal e transversal das amostras de aço X80S. 59
Tabela IV.2 – Resultados dos ensaios mecânicos de tração e Charpy-V realizados nos aços X80S e X100. 60
Tabela IV.3 – Parâmetros registrados durante a soldagem de deposição sobre tubo para o aço X80S. 61
Tabela IV.4 – Parâmetros registrados durante a soldagem de deposição sobre tubo para o aço X100. 62
Tabela IV.5 – Parâmetros registrados durante a soldagem simulando chanfro estreito. 78
Tabela IV.6 – Fração de CGAA e CGBA para o metal de base e diferentes regiões da ZTA. 89
Tabela IV.7 – Fração de CGAA e CGBA para o metal de base, RGG e RGG-IC do aço X80S. 103
Tabela IV.8 – Fração de CGAA e CGBA para o metal de base, RGG e RGG-IC do aço X100. 103
Tabela IV.9 – Fração de área de martensita e bainita obtidas pelo método de contagem de pontos. 105
Tabela IV.10 - Frações de martensita e bainita determinadas pelos métodos de contagem de pontos e contraste de banda para o aço X80S. 108
Tabela IV.11 - Frações de martensita e bainita determinadas pelos métodos de contagem de pontos e contraste de banda para o aço X100. 109
Tabela IV.12 – Resultados de microdureza do metal de base e da região de grãos grosseiros da ZTA resultante dos processos GMAW e GMAW-RE para os aços X80S e X100. 110
Tabela IV.13 – Resultados de dureza Vickers da RGG do aço X80S. 111
Tabela IV.14 – Valores médios de microdureza do metal de base e ZTA. 114
Tabela IV.15 – Resultados do ensaio de tração do MB e da ZTA do aço X80S. 115
Tabela IV.16 – Resultados do ensaio de impacto Charpy-V no metal de base e ZTA. 117
Tabela V.1 - Valores médios de microdureza do metal de base e RSC. 129

Lista de Símbolos e Abreviações

A_{c1} – Temperatura de início de austenitização no aquecimento

A_{c3} – Temperatura de final de austenitização no aquecimento

Al – Alongamento

AM – Austenita-Martensita

A_{MB} – Área do metal de base que foi fundida e se misturou ao metal de solda

A_{MS} – Área do metal de solda depositado sobre o metal de base

API – American Petroleum Institute

ASME – American Society of Mechanical Engineers

ASTM – American Society for Testing Materials

AWS – American Welding Society

B – Bainita

CGAA – Contorno de Grão de Alto Ângulo

CGBA – Contorno de Grão de Baixo Ângulo

CP – Corpo-de-Prova

D – Diluição

EBSD – Electron Backscatter Diffraction

FPI – Figura de Polo Inverso

GMAW – Gas Metal Arc Welding

GMAW-RE – Gas Metal Arc Welding with Rotating Electrode

HI – Aporte Térmico (Heat Input)

KAM – Kernel Average Misorientation

L – Comprimento do cordão

LE – Limite de Escoamento

LR – Limite de Resistência

M – Martensita

MB – Metal de Base

MET – Microscópio Eletrônico de Transmissão

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

MO – Microscopia óptica

MS – Metal de Solda

P – Potência instantânea média

RGF – Região de Grãos Refinados da ZTA

RGG – Região de Grãos Grosseiros da ZTA

RGG-IC – Região de Grãos Grosseiros Reaquecida no Campo Intercrítico

RGG-S – Região de Grãos Grosseiros Reaquecida no Campo Supercrítico

RGG-SC – Região de Grãos Grosseiros Reaquecida no Campo Subcrítico

RIC – Região Intercrítica da ZTA

RSC – Região Subcrítica da ZTA

T – Tempo de arco

TMCP – Thermo-Mechanical Control Process

V_s – Velocidade de soldagem

V_{alim} – Velocidade de alimentação do arame

ZTA – Zona Termicamente Afetada

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

A indústria de petróleo e gás mantém sua produtividade graças à ampla variedade de materiais metálicos utilizados em seus equipamentos. Diferentes condições de pressão, temperatura e corrosividade exigem materiais com características bastante específicas para cada aplicação. Caso fosse possível acompanhar o percurso de um hidrocarboneto desde o poço até o término do processamento, observar-se-ia uma diversidade significativa de materiais pelos quais ele passa. Cada etapa da cadeia produtiva requer materiais e equipamentos específicos, como poços de produção, manifolds submarinos, válvulas, risers, tanques, dutos, vasos de pressão, entre outros. Nesse cenário, a seleção dos materiais é feita com base em suas propriedades, que precisam ser adequadas às exigências do processo. Ao longo do tempo, esses materiais foram sendo desenvolvidos para atender às demandas cada vez mais rigorosas da indústria. No caso dos dutos, não foi diferente. A recente demanda por exploração em águas profundas e em regiões afastadas do continente criou a necessidade de materiais capazes de operar sob condições de alta pressão, baixas temperaturas e, em algumas situações, com fluidos contendo H_2S (Al-Ghamdi e Al-Anezi, 2023; Diana et al., 2013; Jones et al., 2013). A presença de H_2S no fluido resulta em uma condição conhecida como serviço ácido ou *sour service* em inglês, demandando o desenvolvimento de materiais resistentes à corrosão sob tensão e ao trincamento induzido pelo hidrogênio (Shi et al., 2015; Ishikawa et al., 2012; Kalwa e Hillenbrand, 2012).

A implantação de dutos de longa distância, seja em terra ou no mar, possui um custo muito elevado. Uma forma eficaz de reduzir esses custos é por meio do emprego de tubos com menores espessuras, o que demanda a utilização de aços com resistência mecânica cada vez maior, reduzindo assim os custos de aquisição, fabricação e instalação dos dutos (Kuo et al., 2022; Corbett et al., 2003; Jones et al., 2013; Biermann et al., 2004). Além disso, estes aços podem ser utilizados para viabilizar tecnicamente projetos que não seriam factíveis com os aços convencionais, permitindo trabalhar com pressões mais elevadas de maneira segura e eficiente (Batista et al., 2015; Diana et al., 2013; Hammond, 2007). Nesse contexto, tubos API 5L de grau X80 e X100 tem sido amplamente estudados (Meuser et al., 2013; Yoo et al., 2011; Yin et al., 2009; Kondo et al., 2009; Siciliano et al., 2009; Roza et al., 2006; Pontremoli et al., 1984; Jones et al., 2013, Konrad e Diana, 2010; Quintana e Hammond, 2010; Hammond, 2007).

Dependendo da composição química e da rota de fabricação, os tubos de alta resistência podem apresentar propriedades distintas. As duas principais rotas de fabricação

desses tubos envolvem a produção a partir de chapas, para tubos soldados, ou a partir de tarugos, para tubos sem costura. Embora tubos soldados de alta resistência e grande diâmetro já tenham sido utilizados em diversos projetos (Yongqing et al., 2019; Quintana e Hammond, 2010; Fazackerley et al., 2007; Kong et al., 2007; Bott et al., 2024), a produção de tubos sem costura oferece a vantagem de atender as demandas de projetos de dutos de diâmetros inferiores a 16 polegadas (406 mm) com espessuras superiores a 1 polegada (25,4 mm), que não pode ser atendida com tubos soldados.

Diferentemente dos aços normalmente utilizados, os materiais para serviço ácido possuem composição química e processo de fabricação elaborados para proporcionar alta resistência mecânica combinada com resistência ao fenômeno de corrosão sob tensão. No entanto, no caso de dutos para serviço ácido, tem havido uma preferência pelo uso do aço API 5L X65, enquanto os aços API 5L X70 e API 5L X80 são menos utilizados para essa aplicação devido à sua maior suscetibilidade a fenômenos como a corrosão sob tensão e ao trincamento induzido por hidrogênio (Al-Ghamdi e Al-Anezi, 2023; Schruff et al., 2017; Shi et al., 2015; Ishikawa et al., 2012).

De acordo com a norma API 5L (2018), quando um tubo é fabricado para serviço ácido, a identificação do grau do tubo ganha o sufixo “S”. Dessa forma, um tubo de aço X80 para serviço ácido passa a ser representado pela forma X80S. Tubos sem costura X80S temperados e revenidos já foram projetados com características específicas para operar em ambientes com H_2S (Kuo et al., 2022; Ladeuille et al., 2022; Jones et al., 2013; Konrad e Diana, 2010), abrindo uma nova possibilidade para a exploração economicamente viável de reservatórios ácidos.

Para garantir uma aplicação bem-sucedida de tubos recém-desenvolvidos, é fundamental garantir que a soldagem circunferencial realizada durante a instalação resulte em uma junta com propriedades adequadas, mantendo uma alta velocidade de soldagem, uma vez que os custos decorrentes do tempo de instalação são bastante elevados (Dornelas et al., 2022). Wang et al. (2024a) citam que a zona termicamente afetada (ZTA) das soldas circunferenciais pode ser a região crítica de um duto devido à sua menor tenacidade em baixas temperaturas, possivelmente resultando em enormes perdas econômicas em caso de falha. Da mesma forma, Shao et al. (2024) afirmam que a ZTA é considerada o ponto mais crítico da junta soldada, sendo suas características microestruturais e propriedades determinantes para a qualidade final da solda. Particularmente, a região de grãos grosseiros da ZTA (RGG), que é submetida a temperaturas acima de 1300°C durante a soldagem, é considerada uma região crítica devido à sua microestrutura mais grosseira (Guo et al., 2023). Ao utilizar novos materiais, é fundamental garantir que as transformações microestruturais provocadas pela soldagem não comprometam as propriedades necessárias para a operação segura do duto.

O processo mais apropriado para a soldagem mecanizada de dutos de longa distância é o GMAW pulsado utilizando chanfro estreito (Liu et al., 2021; Jones et al., 2013; Krishnan, 2013; Gianetto et al., 2010; Yapp and Blackman, 2004), incluindo oscilação do eletrodo (Santos, 2019; Blackman et al., 2002). Para um tubo com 31 mm de espessura, o tempo total de soldagem por junta foi reduzido de aproximadamente 10 horas, nos processos manuais e semiautomáticos com chanfro convencional com ângulo total de 60°, para cerca de 30 minutos com processo mecanizado utilizando chanfro estreito (Batista et al., 2023). Apesar de se obter um tempo de soldagem bem menor, o problema da falta de fusão nos flancos laterais da parede do chanfro ainda pode ocorrer (Yang et al., 2022; Liu et al., 2021; Silva et al., 2020; Prasad et al., 2018; Wang et al., 2007). Neste cenário, o processo GMAW com eletrodo rotativo em chanfro estreito se apresenta como uma tecnologia muito promissora. Este processo utiliza um sistema de rotação em elevada frequência que direciona o calor para as paredes laterais do chanfro estreito. Essa característica de maior concentração de calor nas laterais é benéfica para reduzir defeitos de falta de fusão (Bai et al., 2012; Wang et al., 2007), evitando interrupções para reparos e garantindo maior produtividade em campo.

Embora diversos estudos tenham explorado o uso de eletrodo rotativo (Costa et al., 2024; Kannan et al., 2024; Sankar et al., 2021a; Sankar et al., 2021b; Sankar et al., 2022a; Sankar et al., 2022b; Costa et al., 2019; Prasad et al., 2018; Silva et al., 2020; Wang et al., 2007; Bai et al., 2012; Silveira et al., 2020; Silva Filho et al., 2021; Xu et al., 2014; Yang et al., 2009; Parthiban et al., 2019; Zhang et al., 2014), poucos trabalhos realizaram estudos de caracterização microestrutural com avaliação de propriedades mecânicas da ZTA produzida por esse processo (Costa et al., 2024; Costa et al., 2019; Xu et al., 2014). Para aços X80S e X100, as propriedades das juntas soldadas por este processo ainda não foram investigadas. Além disso, o conhecimento sobre as transformações microestruturais que ocorrem na ZTA de tubos X80S e X100 sem costura é limitado. Apesar de vários trabalhos terem sido publicados sobre o efeito da soldagem em tubos de alta resistência produzidos a partir de chapas pelo processo termomecânico controlado (TMCP), a escassa literatura que aborda tubos de pequeno diâmetro produzidos pelo processo sem costura com tratamento térmico de têmpera e revenimento não avalia profundamente as transformações microestruturais que ocorrem na ZTA (Bastola et al., 2017; Bastola et al., 2016; Jones et al., 2013; Wiebe et al., 2011; Bruns et al., 2014).

O principal objetivo deste trabalho é avaliar o comportamento microestrutural e mecânico da ZTA de tubos de aço X80S e X100 sem costura produzida sob diferentes condições de soldagem, utilizando os processos GMAW convencional e GMAW-RE. O propósito central é compreender como os diferentes parâmetros de soldagem empregados nos processos GMAW e GMAW-RE influenciam a microestrutura e o comportamento

mecânico da ZTA dos aços X80S e X100, com o intuito de obter uma ZTA com propriedades que atendam os requisitos normativos. Adicionalmente, busca-se analisar o potencial do processo GMAW-RE como uma alternativa vantajosa para soldagem de tubos de alta resistência, em substituição ao processo GMAW convencional com oscilação do eletrodo na soldagem em chanfro estreito.

Dessa forma, pretende-se contribuir para um melhor entendimento do comportamento dos aços X80S e X100 na forma de tubos sem costura recentemente desenvolvidos, diante dos ciclos térmicos de soldagem gerados pelos processos GMAW e GMAW-RE, visando a soldagem de dutos em chanfro estreito com alta produtividade e baixo índice de reparos. A escolha do processo GMAW-RE se deu pela sua compatibilidade com a soldagem em chanfro estreito e sua maior capacidade de fundir as paredes laterais do chanfro reduzindo os defeitos de falta de fusão.

Como principais contribuições da Tese, pode-se destacar:

a) Apresentação de resultados inéditos sobre o comportamento microestrutural e mecânico da ZTA dos aços X80S e X100 soldados pelos processos GMAW e GMAW com eletrodo rotativo (GMAW-RE);
b) Investigação pioneira do efeito de diferentes ciclos térmicos de soldagem na microestrutura da ZTA desses aços;
c) Análise dos impactos da variação do aporte térmico do processo GMAW no comportamento microestrutural e mecânico da ZTA;
d) Análise dos impactos da variação de parâmetros do processo GMAW-RE no comportamento microestrutural e mecânico da ZTA;
e) Geração de subsídios técnicos para a potencial utilização do GMAW-RE como alternativa ao GMAW convencional na soldagem de dutos com chanfro estreito, visando reduzir a ocorrência de falta de fusão.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1 – Tubos de Alta Resistência para Dutos

O método mais eficiente, econômico e seguro para o transporte de gás em elevada pressão e por longas distâncias é a utilização de dutos construídos com tubos de aço de alta resistência (Chuanguo et al., 2014; Yin et al., 2009; Hammond, 2007; Kushida et al., 1997). Estes tubos são classificados pela norma API 5L (2018) de acordo com o limite de escoamento mínimo especificado, onde um tubo que possui um requisito mínimo de 60,2 ksi (415 MPa) para o limite de escoamento é classificado como X60, um mínimo de 70,3 ksi (485 MPa) é classificado como X70 e assim por diante.

O grau de resistência do tubo é definido basicamente em função da pressão do duto, onde elevadas pressões demandam grandes espessuras. O emprego de graus até X65 pode resultar em espessuras muito elevadas, o que não é atrativo do ponto de vista econômico e traz complicações para a construção do duto em campo (Shi et al., 2015; Hammond, 2007; Corbett et al., 2003). Em alguns casos, o emprego de aços de baixa resistência torna-se inviável, pois a espessura resultante seria tão grande que excederia a capacidade dos equipamentos disponíveis para a fabricação dos tubos. A solução para superar este desafio é o emprego de tubos de alta resistência, como X70, X80 e X100. Como exemplo, uma empresa alemã economizou 20.000 toneladas de aço em um projeto de um gasoduto utilizando tubo de grau X80 em lugar do X70 (Kalwa and Hillenbrand, 2002).

O maior grau que tem sido empregado na construção dos dutos até o presente momento é o X80 (Bott et al., 2024; Yin et al., 2009; Yongqing et al., 2019; Fazackerley et al., 2007; Muthmann e Hillenbrand, 2005). A Figura II.1 apresenta como exemplo o Segundo Gasoduto Oeste-Leste construído na China em 2011, com aproximadamente 9.000 km de extensão, sendo 4.700 km com tubos de 48 polegadas (1.219 mm) de diâmetro e material de especificação API 5L X80 (Yin et al., 2008). Além deste exemplo, pode-se destacar o Gasoduto Cheyenne Plains construído com o aço X80 nos Estados Unidos em 2005 com 600 km de extensão (Bott et al., 2024). No Brasil, tubos X80 de 34 polegadas (867 mm) foram utilizados na construção de um trecho de 8 km ligando um duto submarino ao terminal de Caraguatatuba no litoral de São Paulo.

Para graus maiores que o X80, apenas alguns pequenos trechos foram construídos com graus X100 e X120 com o objetivo de testar os aspectos construtivos destes aços (Chuanguo et al., 2014; Quintana e Hammond, 2010; Johnson et al., 2008; Demofonti et

al., 2004). A Figura II.2 apresenta um trecho de gasoduto com aço X100 construído como parte de em um duto principal de aço X80.

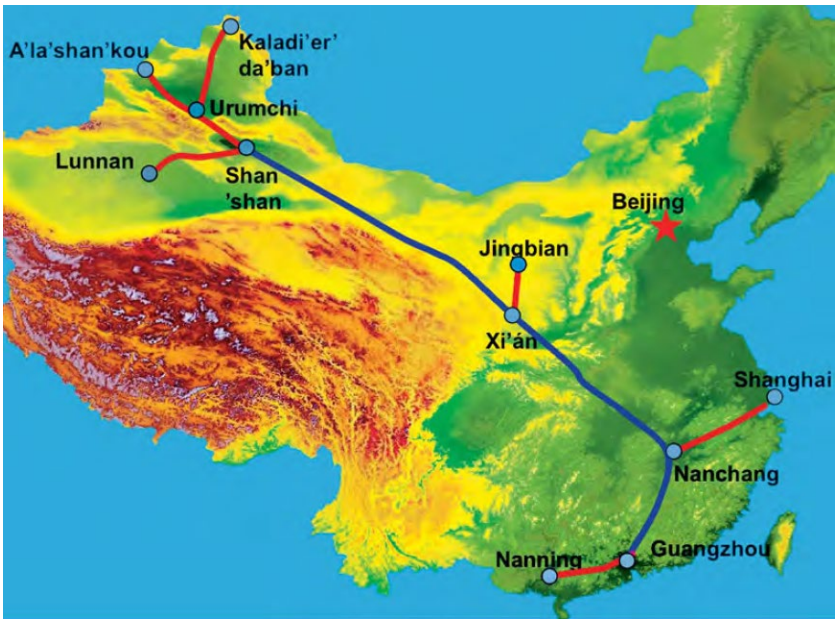


Figura II.1 - Segundo Gasoduto Oeste-Leste da China – Maior gasoduto construído no mundo em aço API 5L X80 (IMOA, 2009).

Quando o fluido a ser transportado possui pressão parcial de H_2S acima de 0,3 kPa, o serviço passa a ser classificado como serviço ácido e o material precisa apresentar resistência aos fenômenos de corrosão sob tensão e trincamento induzido pelo hidrogênio (ISO 15156-2, 2020). Quanto maior a resistência do tubo, maior a dificuldade em produzir um aço capaz de resistir a estes fenômenos (Avilés et al., 2019; Kushida et al., 1997).

Desenvolver aços de alta resistência para serviço ácido é uma tarefa complexa (Shi et al., 2015). Diferentemente do tubo convencional, o aço para serviço ácido possui uma composição química e processo de fabricação elaborados para fornecer elevada resistência mecânica combinada com resistência ao fenômeno de corrosão sob tensão. É preciso aumentar a resistência do aço, minimizando a formação de microestruturas com elevada dureza, e ao mesmo tempo manter a resistência ao trincamento provocado pelo H_2S. Isto é feito através do controle da microestrutura durante a etapa de laminação com resfriamento acelerado. A utilização de maiores teores de C e Mn para aumentar a resistência, resultam em maior susceptibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio devido à formação de inclusões e microestruturas de baixa temperatura de transformação com elevada dureza e regiões de segregação central após a laminação (Kholodnyi et al., 2017; Gray, 2012; Kushida et al., 1997). Por este motivo, há uma preferência pelo emprego de materiais com resistência mais baixa, como o X65, nos projetos de dutos para serviço em presença de H_2S (Avilés et al., 2019; Schruff et al., 2017; Shi et al., 2015; Ishikawa et al., 2012; Kushida et al., 1997).



Figura II.2 – Trecho de duto com aço API 5L X100 construído no Canadá (Quintana e Hammond, 2010).

Kushida et al. (1997) comentam que a resistência a corrosão sob tensão da ZTA diminui com o aumento da dureza provocada pelos maiores valores de carbono equivalente que os aços de alta resistência possuem. Por outro lado, inúmeros estudos mostram que os tubos X70 e X80 produzidos com baixo teor de C para serviço ácido já foram desenvolvidos com sucesso e se encontram disponíveis na indústria (Diana et al., 2013; Jones et al., 2013; Staudt et al., 2012; Konrad e Diana, 2010).

A preocupação com o controle do carbono equivalente ocorre porque valores mais elevados favorecem a formação de microestruturas de maior dureza na ZTA (Talas, 2010; Bailey, 1994; Zaczek e Cwiek, 1993), o que compromete a resistência ao serviço ácido (ISO 15156-2, 2020; Shabalov et al., 2019).

Embora a dureza da ZTA seja frequentemente utilizada como um parâmetro indicativo da suscetibilidade à trinca, essa suscetibilidade está diretamente relacionada com as microestruturas formadas. Nesse sentido, a fração volumétrica de microestruturas suscetíveis à trinca, como a martensita, pode representar um indicador mais preciso. Para um aço com determinada composição química, a dureza da ZTA é, de fato, um bom indicativo da quantidade relativa de martensita presente. No entanto, a dureza da martensita depende do teor de carbono do aço que está sendo soldado (Bruce e Etheridge, 2012). Assim, a redução do teor de carbono pode ser uma medida mais eficaz do que a redução do carbono equivalente. Biermann et al. (2004) demonstraram essa estratégia ao apresentar um projeto de liga com baixo teor de carbono, que resultou em propriedades mecânicas satisfatórias combinadas com boa soldabilidade. De acordo com os autores, a redução no teor de carbono é essencial para controlar a dureza do aço, enquanto a adição de elementos de liga como Mo, V e Nb é utilizada para aumentar a resistência mecânica e a temperabilidade.

Existem duas linhas principais para fabricação de tubos de alta resistência, uma utilizando chapas grossas para a produção de tubos soldados e outra a partir de tarugos para produção de tubos sem costura. Os tubos produzidos a partir de chapas grossas utilizam o processo de laminação controlada com a técnica de resfriamento acelerado para refinar o grão e produzir um aço com elevada tenacidade e resistência mecânica, mantendo um baixo teor de C e Mn (Shi et al., 2015; Ishikawa et al., 2012; Minato et al., 2012; Kushida et al., 1997). Além disso, é importante que os materiais para serviço com H_2S possuam o mínimo possível de inclusões, segregação e estruturas bandeadas (Kholodnyi et al., 2017). Com a redução dos teores de C, Mn, P e S é possível minimizar a formação de segregação central durante o lingotamento. Um teor de C inferior a 0,05%, em tubos produzidos a partir de chapas, contribui para uma microestrutura mais homogênea, reduzindo a fração volumétrica de perlita e a severidade da segregação central (Kalwa e Hillenbrand, 2012; Nieto et al., 2012; Stallybrass et al., 2012; Ishikawa et al., 2012).

Para os tubos sem costura, a produção é feita a partir de tarugos que são aquecidos em um forno rotativo, até atingirem cerca de 1280 °C, e depois são perfurados em um laminador perfurador oblíquo formando uma cavidade interna. A barra é forçada a passar por uma ponteira cônica, que expande e regulariza a cavidade recém-formada, alongando e formando um tubo no estado bruto. Nas etapas subsequentes de laminação, o tubo é alongado e sua espessura é reduzida, seguindo para as atividades de acabamento e tratamento térmico. Posteriormente, realiza-se o tratamento térmico de têmpera e revenido, aplicado nos aços de alta resistência. Durante a têmpera, o tubo recebe jatos de água externamente enquanto é rotacionado para garantir condições de resfriamento uniformes ao longo de sua circunferência. Simultaneamente, um jato de água é direcionado através de seu interior, visando melhorar as condições de resfriamento na superfície interna do tubo e obter homogeneidade microestrutural ao longo da espessura com um grão refinado. A resistência mecânica dos tubos sem costura é obtida por uma combinação de adição de elementos de liga e tratamento térmico (Vieira et al., 2023; Diana et al., 2013; Biermann et al., 2004; Konrad e Diana, 2010). A Figura II.3 apresenta algumas fotos do processo de fabricação de tubos sem costura.

As microestruturas com bandeamento e inclusões alongadas que servem como sítios para nucleação de trincas são mais comuns nos tubos soldados produzidos a partir de chapas laminadas (Kholodnyi et al., 2017; Gray, 2012; Kushida et al., 1997). O hidrogênio gerado a partir do H_2S pode se recombinar em hidrogênio molecular nas regiões das inclusões, formando trincas (Avilés et al., 2019; Staudt et al., 2012). Como o tubo sem costura é produzido a partir de tarugos e não de chapas laminadas, sua resistência ao trincamento por hidrogênio tende a ser maior. Por outro lado, como não possuem o benefício do aumento de resistência através do refino de grão obtido com a laminação

controlada, precisam trabalhar com maiores adições de elementos de liga e manter um baixo teor de carbono.

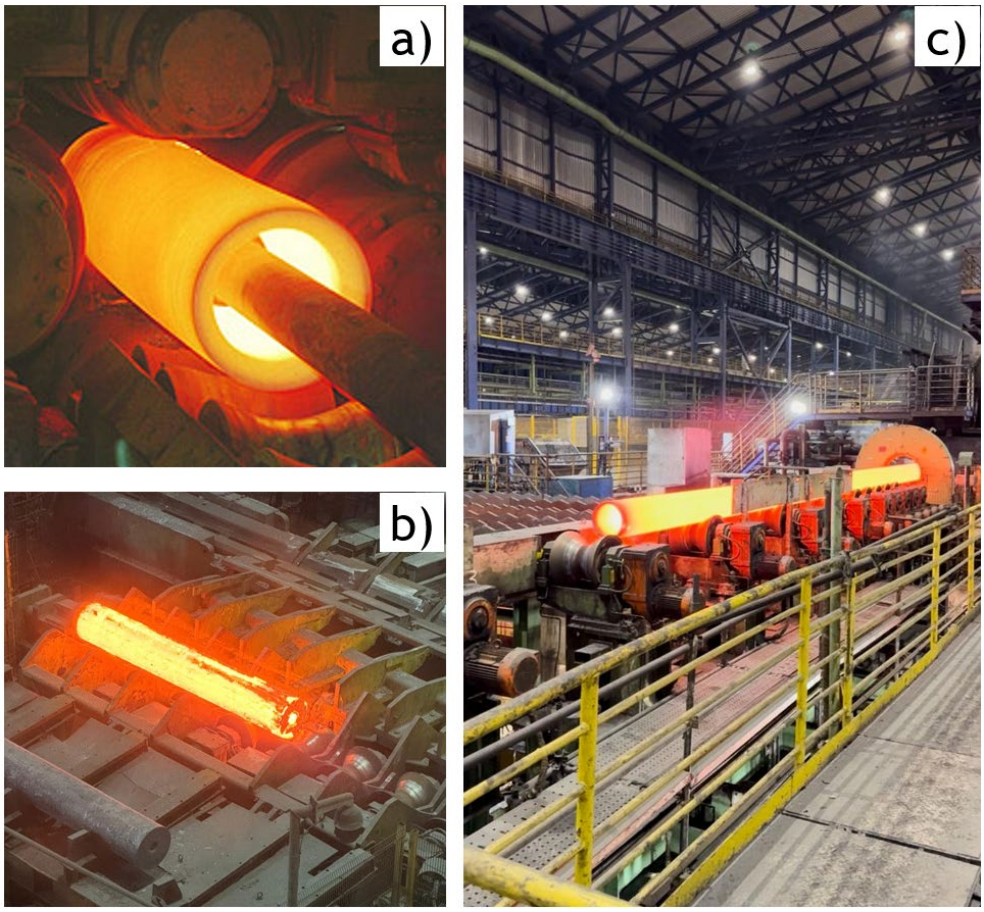


Figura II.3 – Processo de fabricação de tubos sem costura. a) Etapa de perfuração do tarugo (*Hot piercing seamless tubing*) (Tiele, 2016); b) Tarugo perfurado (cortesia da Vallourec); c) tubo após a formação (cortesia da Vallourec).

Ao longo do tempo, o conceito de aços microligados para tubos sem costura de elevada espessura com alta resistência tem sido otimizado. Parâmetros adequados de tratamento térmico foram definidos para atender aos requisitos de resistência mecânica e tenacidade, bem como proporcionar uma temperabilidade adequada que permita obter microestrutura e propriedades mecânicas homogêneas ao longo da espessura. Além disso, para serviço com H_2S, devem atender requisitos específicos de dureza máxima de 250 HV10 (ISO 15156-2, 2020; DNV-ST-F101, 2021; API 5L, 2018). Esta combinação de propriedades foi resolvida usando um conceito de baixo carbono combinado com adições de Mo, V e Nb para controlar o comportamento de transformação e o crescimento de grãos (Diana et al., 2013; Konrad e Diana, 2010).

A composição química utilizada na produção de tubos X65 foi modificada para atender graus e espessuras maiores. O projeto de liga para tubos sem costura de elevada espessura para serviço ácido é baseado em um teor de carbono inferior a 0,10% em peso,

para limitar a dureza, com adição de Mo, V e Nb para aumentar a resistência mecânica. No caso de tubos muito espessos, um aumento no teor de Mo é feito para aumentar a temperabilidade (Diana et al., 2013; Biermann et al., 2004; Konrad e Diana, 2010).

Apesar de tubos X80S e X100 de alta espessura já estarem disponíveis no mercado, sua utilização ainda é limitada. O fato de ser um material recente, com valores de dureza um pouco acima dos limites tradicionalmente adotados pela indústria, pode causar uma certa insegurança para as operadoras, especialmente no caso do X80S para aplicações em serviço ácido. Também é necessário consolidar procedimentos de soldagem que resultem em propriedades na ZTA e no metal de solda compatíveis com a resistência do tubo e com os requisitos de serviço ácido. Conforme esses tópicos forem estudados, espera-se que este material ganhe espaço e se torne um padrão para projetos de elevada pressão.

II.2 – Soldagem Mecanizada de Dutos

Um dos principais desafios na construção de dutos é a soldagem circunferencial dos tubos em campo. Considerando que a soldagem é uma atividade diretamente responsável pelo progresso da construção de um duto, qualquer problema ou situação inesperada pode ter um impacto significativo no cronograma do projeto. Além disso, os dutos são bastante longos e, como cada tubo tem apenas 12 m de comprimento, o número de juntas soldadas que precisam ser feitas em campo é elevado. Um duto de 50 km, por exemplo, tem aproximadamente 4.000 juntas soldadas. As condições de campo também podem ser desafiadoras, podendo haver influência do vento, umidade, baixa temperatura ambiente, terrenos inclinados, áreas alagadas, situações de soldagem dentro de valas, dificuldade de alinhamento dos tubos, entre outros (Bott et al., 2024). A Figura II.4 apresenta diferentes condições de campo onde ocorrem atividades de soldagem.

Outro fator que precisa ser considerado é o custo total da construção de um duto, que pode ser afetado por dois fatores relacionados com a atividade de soldagem. O primeiro é a execução do passe de raiz, que governa a produtividade da obra e o segundo é a deposição dos passes de enchimento, que determina o número de estações de soldagem necessárias para acompanhar a produtividade (Yapp e Blackman, 2004). Nesse contexto, o processo de soldagem GMAW mecanizado se apresenta como uma excelente alternativa para a soldagem de dutos devido a sua elevada produtividade, resultando em uma redução significativa no número de estações de soldagem necessárias para atingir uma determinada quantidade de juntas soldadas por dia, levando a grandes economias nos custos de mão de obra e de equipamentos (Bott et al., 2024; Blackman et al., 2002). A Figura II.5 apresenta algumas fotos do processo de soldagem GMAW mecanizado durante a construção do Gasoduto Rota 3 em 2021.



Figura II.4 – Algumas condições de soldagem em campo. a) Gasoduto Rota 3 (X70S) - soldagem em terreno inclinado; b) Gasoduto Mexilhão (X80) - soldagem em área alagada; c) Gasoduto Rota 2 (X65S) – soldagem dentro da vala; d) Gasoduto Gasfor II (X70) – soldagem sobre-cabeça. Fonte: O autor.

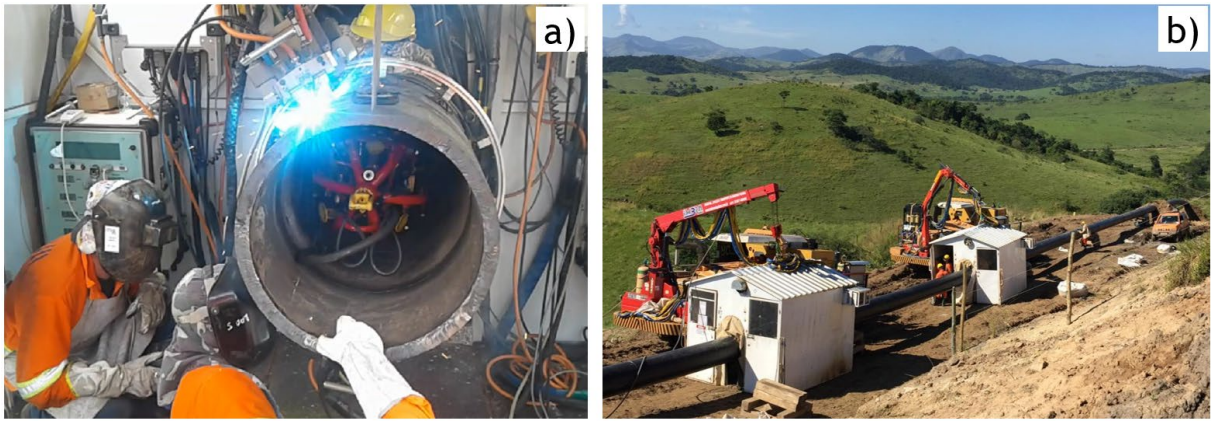


Figura II.5 – Soldagem mecanizada utilizada na construção do Gasoduto Rota 3. a) processo GMAW mecanizado em operação durante a soldagem de qualificação; b) soldagem em campo utilizando duas cabines em sequência (Batista et al., 2023).

A principal aplicação em dutos para o processo GMAW mecanizado é na soldagem com chanfro estreito, conhecido pelo termo em inglês “narrow gap” (Liu et al., 2021; Jones et al., 2013; Krishnan, 2013; Yapp e Blackman, 2004). Os chanfros normalmente utilizados em dutos possuem um formato de “V” com um ângulo de abertura em torno de 60°, para permitir

o acesso do soldador à raiz através de processos manuais e semiautomáticos. Esta configuração é desvantajosa quando comparada com a soldagem utilizando chanfro estreito, pois exige um maior tempo de soldagem e maior quantidade de material depositado, resultando em um maior número de passes e menor produtividade. Por outro lado, o uso do chanfro estreito somente se torna viável com o emprego de processos mecanizados capazes de controlar o avanço e oscilação do eletrodo dentro do chanfro, tarefa esta que seria de difícil execução e sujeita a ocorrência de descontinuidades com soldagem manual ou semiautomática. O resultado é uma soldagem rápida com menos passes e menor consumo de eletrodo (Liu et al., 2021; Xu et al., 2017; Zhu et al., 2017; Jones et al., 2013; Xu et al., 2014).

A Figura II.6 apresenta uma comparação entre as macrografias de uma junta soldada com chanfro convencional e outra soldada com chanfro estreito. Pode-se observar que há uma grande redução na quantidade de metal de solda depositado com o chanfro estreito. Esta diferença resulta não apenas em economia de consumível, mas também em um significativo aumento de produtividade na obra de um duto.

Embora os ganhos de produtividade sejam mais expressivos em espessuras maiores, em torno de 25 mm, o uso de processos mecanizados com chanfro estreito também é comum em dutos de menor espessura, próximos de 10 mm (Fazackerley et al., 2007).

Apesar das inúmeras vantagens, a fusão das paredes laterais ainda é um desafio para soldagem em chanfro estreito, resultando em defeitos de falta de fusão (Yang et al., 2022; Liu et al., 2021; Silva et al., 2020; Prasad et al., 2018; Wang et al., 2007). Vários métodos têm sido empregados na soldagem de chanfro estreito para favorecer a fusão das paredes laterais, como eletrodo rotativo, oscilação do arco e arames duplos em espiral (Zhu et al., 2017; Xu et al., 2014; Wang et al., 2007). Costa et al. (2019) comentam que, no caso do eletrodo rotativo, a força centrífuga resultante do movimento rotativo, acelera as gotículas metálicas radialmente resultando em condições mais favoráveis para reduzir a falta de fusão nas paredes laterais do chanfro estreito. Por isso, este processo tem sido considerado uma excelente alternativa para garantir penetração nas paredes laterais durante a soldagem em chanfro estreito (Yang et al., 2022; Silva et al., 2020; Bai et al., 2012; Wang et al., 2007; Guo et al., 2011).

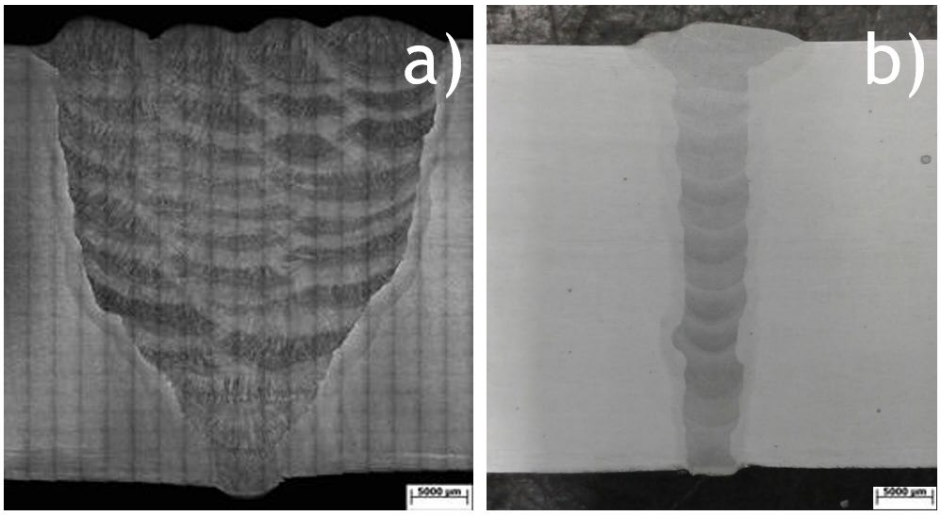


Figura II.6 - Macrografias mostrando uma junta com chanfro em “V” convencional (a) e uma junta com chanfro estreito (b). Fonte: O autor.

II.3 – Soldagem GMAW com Eletrodo Rotativo (GMAW-RE)

O processo GMAW com eletrodo rotativo (GMAW-RE) foi patenteado em 1983 nos EUA, sendo descrito como um equipamento para soldagem a arco que transmite um movimento rotacional à ponta do eletrodo fazendo com que gotas de metal fundido sejam lançadas por ação da força centrífuga contra as paredes laterais de duas peças que estão sendo soldadas. A tocha permite o ajuste tanto do diâmetro quanto da frequência de rotação. Embora seja utilizado o termo “eletrodo rotativo”, é importante esclarecer que o eletrodo não gira ao redor de seu eixo, mas sua ponta faz movimentos circulares resultando em um diâmetro de rotação (Figura II.7) (Silva Filho et al., 2021; Silveira et al., 2020; Silva et al., 2020; Costa et al., 2019; Roen, 1983).

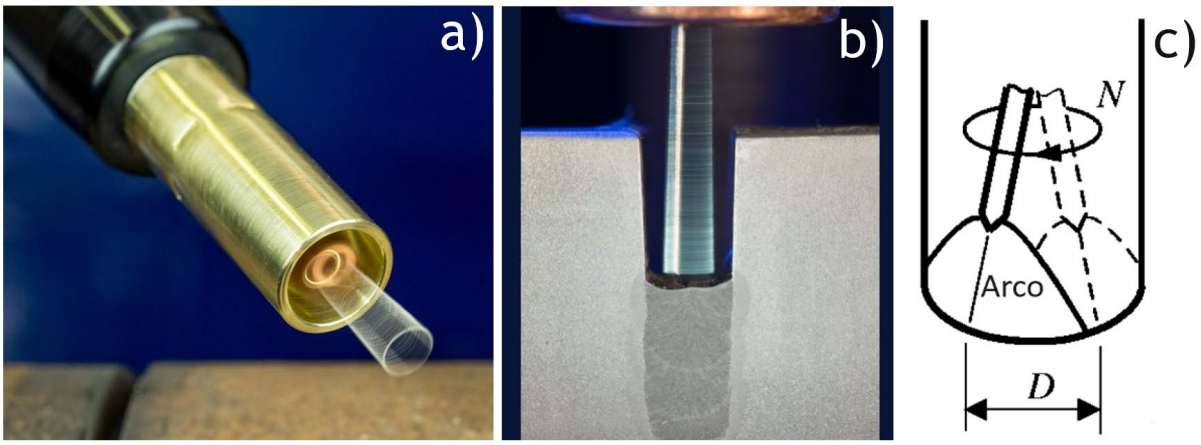


Figura II.7 - a) e b) Rotação do arame na ponta da tocha (Heston, 2015); c) Representação esquemática do diâmetro de rotação (D) e da frequência de rotação (N) (Wang et al., 2007).

A soldagem com eletrodo rotativo adota um sistema que rotaciona o arame eletrodo em alta velocidade o que provoca um maior direcionamento de calor para as paredes laterais do chanfro estreito. Com a rotação do eletrodo, o perfil de penetração se espalha pelas paredes laterais (Yang et al., 2022; Silva et al., 2020; Wang et al., 2007; Guo et al., 2011). Neste processo, o diâmetro e a frequência de rotação são os parâmetros mais importantes e uma combinação apropriada destes permite que o eletrodo rotativo distribua calor de forma eficiente nas paredes laterais do chanfro (Wang et al., 2007).

Na soldagem com o processo GMAW convencional, o modo de transferência metálica curto-circuito é caracterizado por baixos valores médios de corrente e tensão, resultando em um aporte térmico mais baixo (Silva et al., 2020). Quando a corrente de soldagem é aumentada progressivamente, ela atinge um valor que é conhecido como corrente de transição, onde ocorre uma abrupta redução do tempo de formação da gota até o seu desprendimento, resultando em um aumento na frequência de transferência com redução do diâmetro da gota, que é a transferência por spray (Silva et al., 2020).

Silva et al. (2020) verificaram que no processo GMAW-RE o aumento da velocidade de rotação resulta em redução na frequência do curto-circuito, indicando que o modo de transferência metálica está sendo alterado de curto-circuito para spray, sem que nenhum outro parâmetro tenha sido alterado e com um valor de corrente abaixo da corrente de transição. Isto ocorre porque a ação da força centrífuga, decorrente da rotação do arame, atua na transferência metálica auxiliando no destacamento da gota, sem a necessidade de utilizar elevadas correntes de transição. Wang et al. (2007) também observaram que o diâmetro da gota diminui com o aumento da velocidade de rotação devido ao efeito da força centrífuga.

O modo de transferência spray no processo sem rotação traz alguns inconvenientes decorrentes do elevado valor da corrente de transição, como alta fluidez, prejudicando a soldagem fora de posição, e fusão excessiva na soldagem de chapas finas ou passe de raiz. Com o processo rotativo, espera-se que esses problemas sejam minimizados pelo fato da transferência por spray ocorrer com uma corrente mais baixa, evitando um aporte térmico excessivo. Estes pontos são vistos como benefícios para a soldagem mecanizada em chanfro estreito, com possibilidade de soldagem fora da posição plana, menores chances de perfuração do passe de raiz, além de menor propensão à falta de fusão nas paredes laterais do chanfro, obtido pelo maior diâmetro de ação do arco e direcionamento lateral das gotas destacadas (Silva et al., 2020; Wang et al., 2007).

A distribuição de calor no processo rotativo ocorre de forma diferente do processo sem rotação. No processo convencional, a energia do arco é concentrada no centro do cordão enquanto no processo rotativo a rotação do arame faz com que a energia seja direcionada de forma periódica para as paredes do chanfro, modificando a distribuição de

calor na junta (Costa et al., 2024; Costa et al., 2019; Wang et al., 2007; Bai et al., 2012; Guo et al., 2011).

No processo rotativo, a rotação do arco elétrico leva a uma mudança no perfil de temperatura da peça de modo que a penetração diminui e a largura aumenta (Figura II.8). Devido à rotação do arco, o ponto da fonte de calor onde a máxima densidade do fluxo de calor existe, não está sempre no centro da solda. A posição do arco muda constantemente no chanfro resultando em uma diminuição de energia no centro do cordão de solda e aumento na região periférica, ou seja, nas paredes laterais do chanfro. Essa distribuição de calor mais extensa é favorável para a fusão lateral na soldagem de chanfro estreito e resultará em uma maior extensão de ZTA (Silva et al., 2020; Costa et al., 2019; Bai et al., 2012; Wang et al., 2007; Guo et al., 2011; Xu et al., 2017).

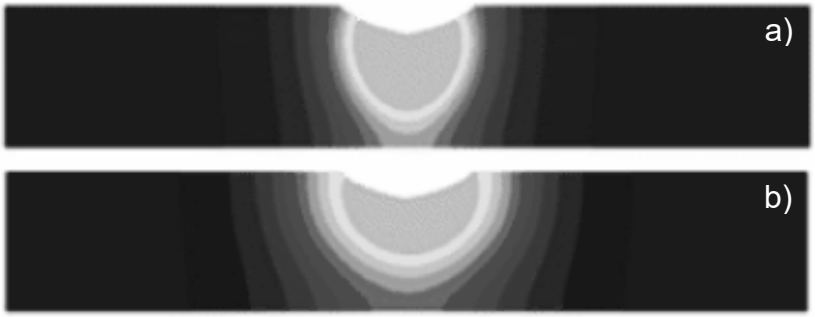


Figura II.8 – Seções transversais da poça fundida mostrando a distribuição de calor para processo sem rotação (a) e com eletrodo rotativo (b), obtidas através de modelo numérico (Guo et al., 2011).

A Figura II.9 apresenta o resultado de uma simulação por modelo computacional mostrando a diferente distribuição de calor resultante do processo rotativo em comparação com o convencional. Pode-se observar que no processo rotativo, a temperatura de pico diminui no centro da solda e aumenta na parede lateral.

O diâmetro e a frequência de rotação do eletrodo exercem uma influência significativa no processo de soldagem com eletrodo rotativo, alterando a distribuição de calor na junta soldada (Santos, 2019; Prasad et al., 2018; Bai et al., 2012). Ao comparar o processo rotativo com o convencional por meio de simulação, Bai et al. (2012) constataram que um raio de rotação de 4 mm resulta em um aumento de aproximadamente 300 °C na temperatura da ZTA. Santos (2019) avaliou o efeito do diâmetro e da frequência de rotação do eletrodo através de uma câmera termográfica posicionada na parte posterior da peça que estava sendo soldada, concluindo que tanto o aumento do diâmetro quanto da frequência de rotação levam a uma redução do gradiente térmico central da poça de fusão, como mostrado na Figura II.10.

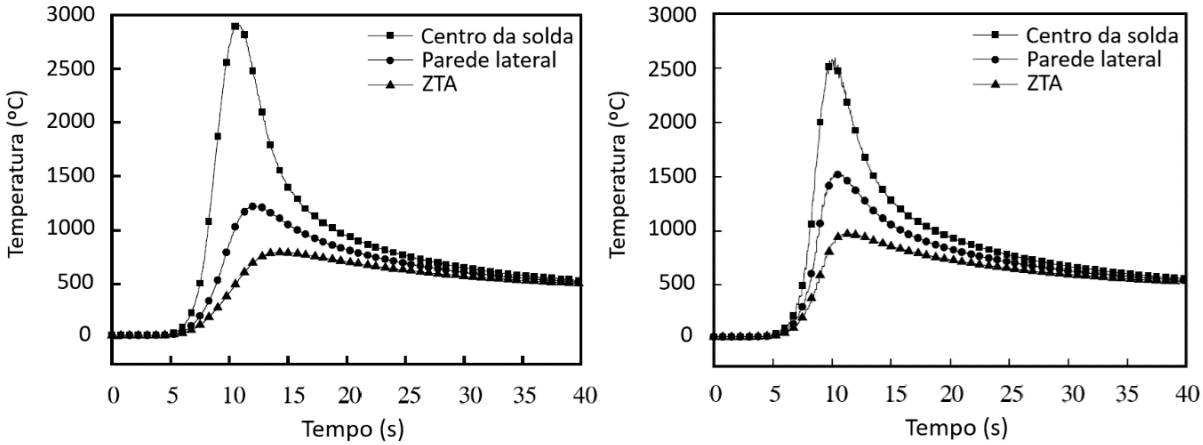


Figura II.9 - Ciclo térmico simulado do processo GMAW (a) e GMAW-RE (b), realizado considerando diâmetro de rotação de 8 mm e frequência de rotação de 300 rpm (Guo et al., 2011).

A regulagem do diâmetro de rotação deve ser feita de acordo com o tipo de condição que se deseja soldar. Para soldagem em chanfro estreito, por exemplo, o diâmetro de rotação não pode ser muito elevado para evitar que o eletrodo entre em contato com a lateral do chanfro (Silva et al., 2020; Santos, 2019). Já para deposição de revestimento metálico, onde se deseja um cordão mais largo, deve-se utilizar um diâmetro de rotação maior. Zhu et al. (2017) explicam que na soldagem com chanfro estreito, o arco elétrico não é aberto apenas entre ponta do arame e o fundo do chanfro, mas também entre a ponta do arame e as paredes laterais do chanfro. Se esta distância for relativamente pequena, o arco elétrico pode subir ao longo da parede lateral.

Para cada diâmetro de rotação nominal regulado na tocha, existirá um diâmetro efetivo, que corresponde ao real diâmetro percorrido pelo eletrodo em função da frequência de rotação (Santos, 2019). Quanto maior for o diâmetro de rotação, mais significativo será o efeito do processo rotativo. O aumento do diâmetro efetivo de rotação aumenta com a frequência, reduzindo a temperatura na região central da poça de fusão, devido à dissipação de energia de soldagem por uma área maior, e aumentando a temperatura de pico nas paredes laterais. Com isso, a largura da solda aumenta e a penetração diminui (Santos, 2019; Bai et al., 2012).

Bai et al. (2012) observaram que a temperatura de pico tanto no centro da solda quanto na região periférica pode variar, aumentando ou diminuindo, em função da frequência de rotação. Eles constataram que, quando a frequência de rotação era inferior a 270 rpm, a temperatura de pico na região periférica aumentava com a frequência e quando a frequência era superior a 270 rpm, a temperatura diminuía. A explicação para esse comportamento reside no fato de que, com o aumento da frequência, a repetição do

aquecimento na parede do chanfro aumenta, mas o tempo de exposição efetiva ao calor diminui. Existe, portanto, uma correspondência ideal entre a frequência de repetição do aquecimento e o tempo efetivo, de modo que o calor transferido atinge seu valor máximo em uma determinada frequência de rotação. Isso explica por que a temperatura na parede lateral primeiro aumenta e depois diminui, resultando em uma frequência de rotação específica onde a temperatura atinge seu valor máximo (Figura II.11). Já no estudo de Wang et al. (2007), realizado com frequências mais elevadas, foi observado que o calor nas paredes do chanfro aumenta continuamente com o aumento da frequência de rotação. De fato, o modelo matemático desenvolvido por Bai et al. (2012) funciona bem para baixas frequências de rotação. O autor explica que o modelo utilizado não levou em consideração o efeito do arco “escalando” o chanfro estreito, que ocorre para frequências maiores aumentando o calor na parede lateral pela mudança no formato e posição do arco.

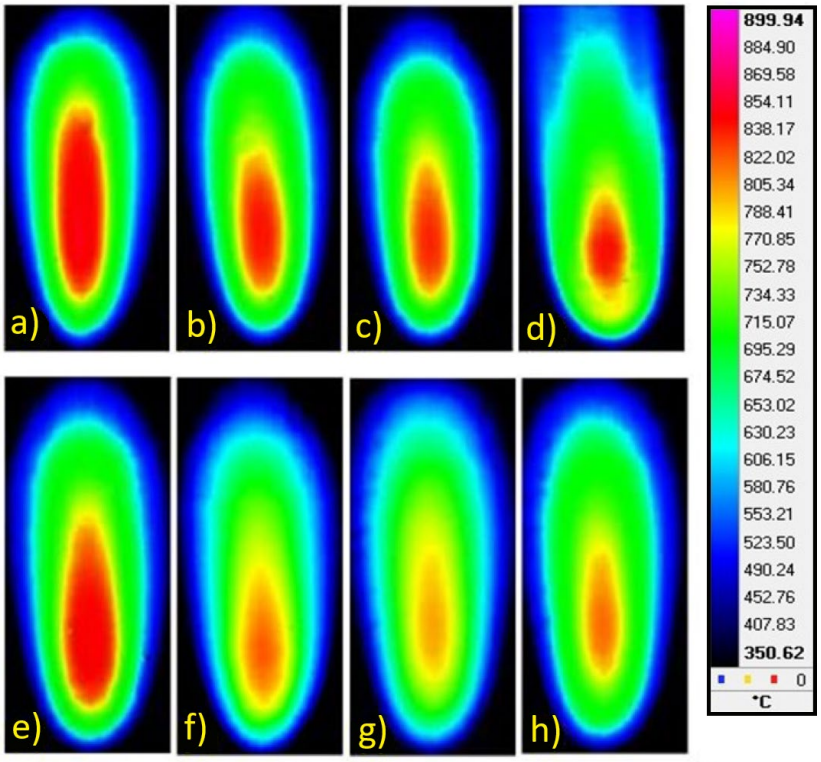


Figura II.10 - Filmagem termográfica mostrando o efeito do diâmetro (a, b, c, d) e da frequência de rotação (e, f, g, h) do eletrodo na distribuição de temperatura (Santos, 2019). a) 0 mm; b) 1 mm; c) 2 mm; d) 4 mm; e) 500 rpm; f) 1000 rpm; g) 1500 rpm; h) 2000 rpm.

Com relação ao efeito deste processo nas propriedades mecânicas, a maioria dos trabalhos publicados concentram-se na análise do metal de solda e apenas alguns realizaram algum tipo de avaliação na ZTA.

Zhang et al. (2014) fizeram um estudo depositando cordões em chapas de aço-carbono, utilizando uma frequência de rotação de 500 rpm. Eles observaram que o refinamento da microestrutura do metal de solda resultou em um aumento de

aproximadamente 15% na resistência à tração em comparação com o metal de solda depositado sem a rotação do eletrodo.

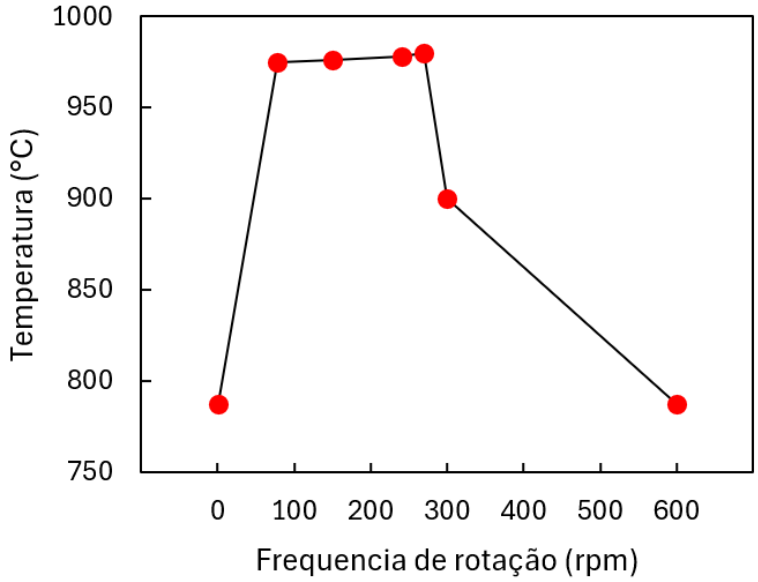


Figura II.11 - Temperatura de pico na ZTA para diferentes frequências de rotação (Bai et al., 2012).

Parthiban et al. (2019) realizaram um estudo utilizando o processo com eletrodo rotativo para soldar uma chapa de aço carbono AISI 1018 com 10 mm de espessura. Foram depositados três passes de solda com frequência de rotação de 300 rpm e diâmetro de rotação de 3 mm. Foram realizados ensaios mecânicos de tração, dureza, impacto Charpy-V e dobramento. Os resultados dos ensaios de tração mostraram que a resistência da junta soldada foi superior à do metal de base, com todas as fraturas ocorrendo no metal de base. Nos ensaios de impacto Charpy-V, realizados no metal de base e no metal de solda, o metal de solda apresentou valores superiores de energia absorvida. No ensaio de dureza, verificou-se que no metal de solda os valores aumentaram da raiz para o acabamento da junta, comportamento atribuído ao efeito dos passes subsequentes, refino de grão e diferenças nas taxas de resfriamento. Na ZTA, apenas o ensaio de dureza foi realizado, apresentando resultados próximos aos do metal de solda, impossibilitando, contudo, uma comparação mais completa da ZTA com o metal de solda. Embora o estudo não tenha realizado comparação com juntas produzidas pelo processo GMAW convencional, os resultados obtidos indicaram que o metal de solda produzido pelo processo rotativo não constitui a região mais crítica da junta, visto que suas propriedades, tanto de resistência quanto de tenacidade, foram superiores às do metal de base.

Silveira et al. (2020) e Silva Filho et al. (2021) avaliaram o efeito do processo rotativo no metal de solda utilizando metal de base ASTM A516 Gr.70 e ASTM A36 respectivamente. Estes estudos foram realizados utilizando consumível de arame tubular do

tipo *metal cored* com frequência de rotação de 1500 rpm e diâmetro de rotação de 3mm. Em ambos os trabalhos foi observado que o processo rotativo resultou em uma microestrutura homogênea para o metal de solda, permitindo que este seja menos dependente da recristalização provocada por vários passes para atingir propriedades mecânicas adequadas, o que é importante para soldagens com poucos passes. Além disso, verificou-se uma maior presença de ferrita acicular no metal de solda quando comparado com outros metais de solda de trabalhos distintos, contribuindo para essa homogeneidade microestrutural. Como resultado, ambos os trabalhos obtiveram um metal de solda de elevada resistência e propriedades mecânicas adequadas para aplicações industriais.

Costa et al. (2019) e Silveira et al. (2021) realizaram estudos comparativos através da soldagem com processos GMAW e GMAW-RE em chapas de 10 mm de espessura. Nos experimentos, foi utilizado arame sólido classe 110 ksi, diâmetro de rotação de 3 mm e frequência de rotação de 3000 rpm, com aplicação de somente 2 passes. Observaram maior tenacidade ao impacto no metal de solda depositado pelo processo GMAW-RE atribuída à formação de uma microestrutura mais refinada com maior quantidade de ferrita acicular. Para a ZTA, Costa et al. (2019) concluíram que o ciclo térmico provocado pela rotação do eletrodo resultou na formação de uma microestrutura mais grosseira com consequente redução de tenacidade (Figuras II.12 e II.13).

Costa et al. (2024) estudaram a microestrutura e as propriedades mecânicas de uma junta soldada de ASTM A516 Grau 70 obtida pelo processo GMAW-RE com frequência de rotação de 1500 rpm, utilizando arame *metal cored*. Os resultados de tenacidade ao impacto foram superiores no metal de solda. Na ZTA, a região próxima à linha de fusão apresentou valores inferiores em relação à região a 3 mm da linha de fusão, porém semelhantes aos observados no metal de base.

Sankar (2021a) e Sankar (2021b) investigaram a soldagem de chapas de aço carbono IS2062 Gr.B com 12 mm de espessura, utilizando o consumível AWS A5.18 ER70S-6 e o processo GMAW com e sem eletrodo rotativo, operado a uma frequência de rotação de 1500 rpm e diâmetro de rotação de 3 mm. No estudo de 2021a, foram realizados três passes e comparadas as propriedades do metal de solda com o metal de base. A tenacidade ao impacto foi 20% mais baixa no metal de solda, sendo atribuída à presença de uma microestrutura composta por ferrita acicular e perlita lamelar fina, que resultou em maior dureza e menor tenacidade nessa região. A resistência à tração foi satisfatória, com todas as fraturas ocorrendo no MB, e com limite de resistência do MS 10% superior ao do MB. No estudo de 2021b, o foco foi a comparação entre o processo rotativo e o convencional. O processo rotativo apresentou maior limite de resistência à tração, com ruptura no MB, enquanto no convencional a fratura ocorreu no MS. A tenacidade ao impacto do MS no processo rotativo (137 J) foi inferior à do convencional (153 J) e aproximadamente

20% mais baixa em relação ao MB, comportamento também associado à maior dureza e microestrutura refinada proporcionada pelo eletrodo rotativo. Além disso, enquanto o processo convencional utilizou seis passes, o rotativo alcançou resultados superiores de resistência e refinamento microestrutural com apenas três passes, embora com uma leve redução na tenacidade do MS em relação ao processo convencional.

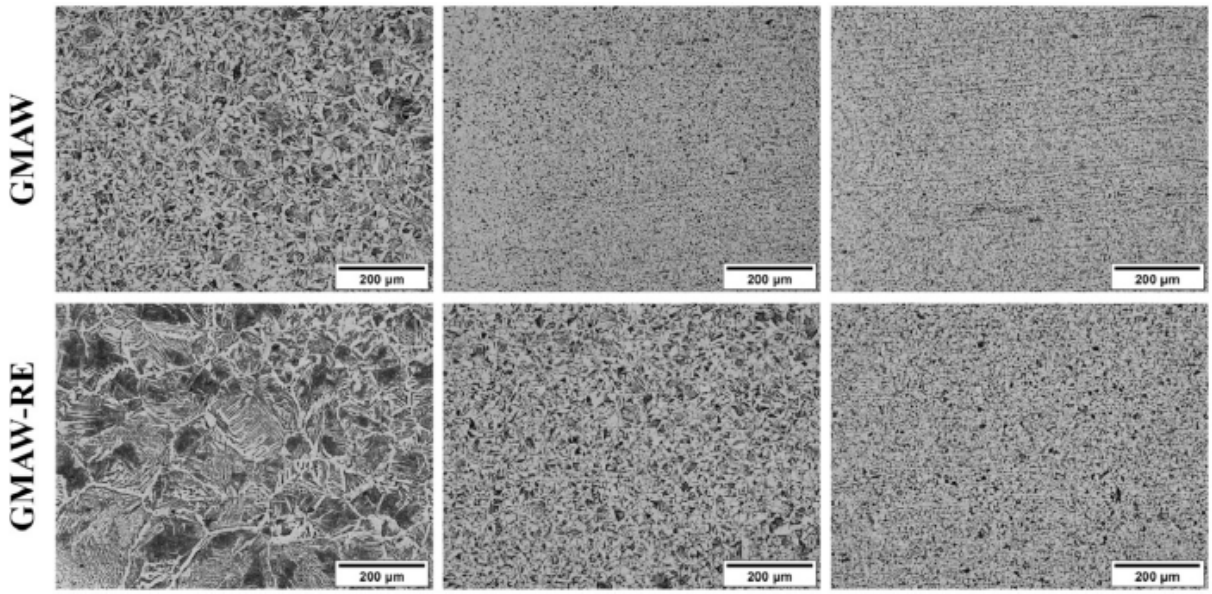


Figura II.12 - Microestrutura da ZTA do aço ASTM A36 após soldagem pelos processos GMAW com e sem rotação do eletrodo. As micrografias à esquerda correspondem às regiões mais próximas da linha de fusão, enquanto as da direita referem-se às regiões mais distantes. Ataque: nital 2% (Costa et al., 2019).

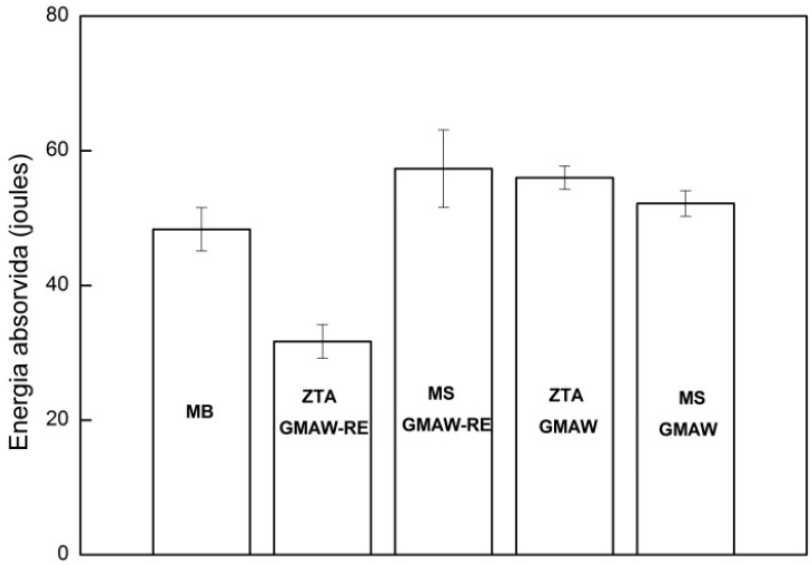


Figura II.13 – Comparação dos resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para soldagem realizada em chapas de aço ASTM A36. Onde: MB = Metal base; ZTA = Zona termicamente afetada; MS = Metal de solda (Costa et al., 2019).

Em 2022, Sankar et al. (2022a) e (2022b) estudaram a aplicação do processo GMAW com eletrodo rotativo em comparação ao GMAW convencional, utilizando diferentes materiais e consumíveis, mas mantendo os mesmos parâmetros de rotação, com frequência de 1500 rpm e diâmetro de 3 mm. No trabalho de 2022a, foram soldadas chapas de aço naval de alta resistência com 12 mm de espessura utilizando consumível ER8028. Os resultados indicaram que o GMAW-RE apresentou limite de resistência, limite de escoamento e tenacidade ao impacto aproximadamente 15% superiores ao processo convencional, desempenho atribuído à formação de uma microestrutura composta por ferrita acicular e ilhas de austenita-martensita (A-M) no metal de solda. Já no estudo de 2022b, realizado em chapas de aço para blindagem veicular com 18 mm de espessura e consumível de aço inoxidável austenítico AWS A5.9 ER307, o processo GMAW-RE também apresentou desempenho superior, com microestrutura de austenita e ferrita delta, resistência mecânica 16% maior e tenacidade ao impacto 21% superior em relação ao GMAW convencional. Ambos os trabalhos concluíram que o uso do arco rotativo promoveu melhorias significativas nas propriedades mecânicas e nas características microestruturais do metal de solda.

Kannan et al. (2024) investigaram a influência da frequência de rotação do eletrodo no processo GMAW-RE aplicado em chapas de aço de alta resistência 15CDV6 com 3,7 mm de espessura, utilizando o consumível 8CD12. Foram empregadas três frequências de rotação: 1200 rpm, 1500 rpm e 1800 rpm, com diâmetro de rotação de 2 mm. Os resultados indicaram que menores frequências de rotação resultaram em maior resistência mecânica, atribuída à formação de estruturas de grão mais refinadas e a uma distribuição de fases mais equilibrada no metal de solda, evidenciando a influência direta e relevante da frequência de rotação sobre as características microestruturais e o desempenho mecânico das soldas. Neste caso, as melhores propriedades observadas com a menor frequência de rotação foram atribuídas a uma temperatura mais moderada na poça de fusão, favorecendo a precipitação de carbonetos de vanádio.

Embora de relevância, alguns trabalhos apresentam inconsistências nas análises microestruturais e insuficiência de dados para as conclusões, o que sugere a necessidade de estudos mais detalhados sobre as transformações microestruturais decorrentes da soldagem com eletrodo rotativo, tanto para o metal de solda quanto para a ZTA.

II.4 – Efeito da Soldagem na Microestrutura e Propriedades Mecânicas da ZTA

O ciclo térmico de soldagem aplicado em materiais de alta resistência pode gerar microestruturas de granulação grosseira, com fases frágeis e baixa tenacidade na região aquecida (Wang et al., 2019a; Wang et al., 2019b; Lee et al., 2018). Essa área do metal de base é conhecida como zona termicamente afetada (ZTA) e é subdividida em diferentes

regiões, como a região de grãos grosseiros (RGG), região de grãos refinados (RGF), região intercrítica (RIC) e região subcrítica (RSC), dependendo do pico de temperatura atingido durante o ciclo térmico de soldagem (Lee et al., 2018). Dentre estas, a RGG, que passa por um aquecimento extenso devido à alta temperatura de pico, é usualmente considerada a região mais crítica, com menor tenacidade devido as suas características de maior crescimento de grão, microestruturas resultantes de baixa temperatura de transformação e presença de microconstituinte austenita-martensita (A-M) (Shao et al., 2024; Guo et al., 2023; Narimani et al., 2022; Lee et al., 2018; You et al., 2013). Xu et al. (2014) explicam que a formação de grãos grosseiros devido ao elevado aporte térmico influencia de forma significativa a microestrutura e as propriedades da ZTA na soldagem de aços de alta resistência temperados e revenidos.

A Figura II.14 mostra a relação da ZTA com o diagrama Fe-C, levando em conta que os efeitos da cinética do rápido aquecimento nas transformações de fase não sejam considerados. Os pontos vermelhos indicam as temperaturas de pico de cada região.

No caso de soldagem multipasse, a RGG é alterada devido ao novo ciclo térmico aplicado pelo passe seguinte, podendo ser dividida em RGG supercrítica (RGG-S), RGG intercrítica (RGG-IC) e RGG subcrítica (RGG-SC), conforme apresentado na Figura II.15 (Guillal et al., 2018). Dentre estas, duas regiões na ZTA despertam particular interesse devido ao potencial de formação de áreas de baixa tenacidade, o que representa uma preocupação na soldagem de aços para dutos: a RGG próxima à zona de fusão (Mandal et al., 2018; Zhang et al., 2009; Hutchinson et al., 2015) e a RGG-IC, que se forma durante a soldagem multipasse (Lee et al., 2018; Li et al., 2015a; Li et al., 2015b; Mohseni et al., 2014; Bonnevie et al., 2004; Matsuda et al., 1996; Davis and King, 1994).

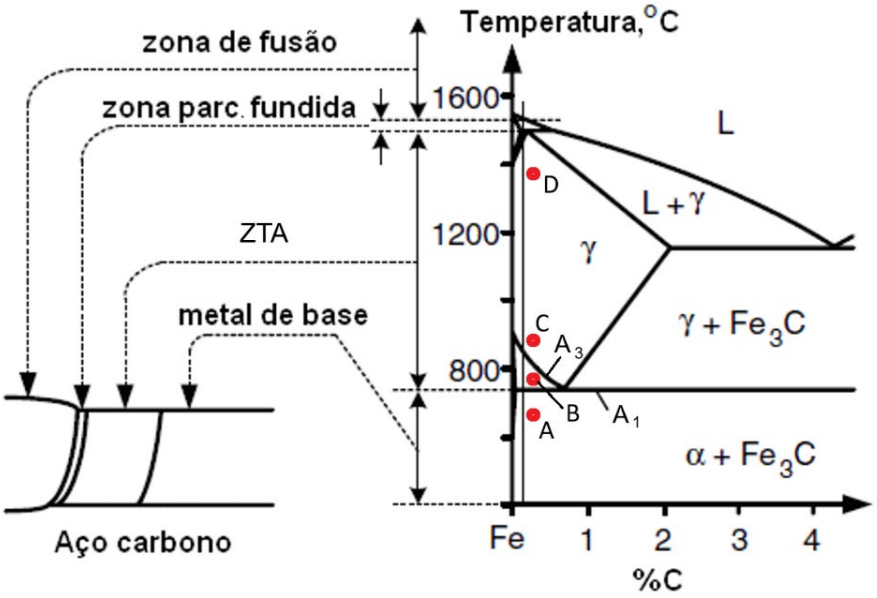


Figura II.14 – Correlação entre as diferentes regiões do diagrama Fe-C com a ZTA. A: metal de base; B: região intercrítica; C: grãos refinados; D: grãos grosseiros (Kou, 2002).

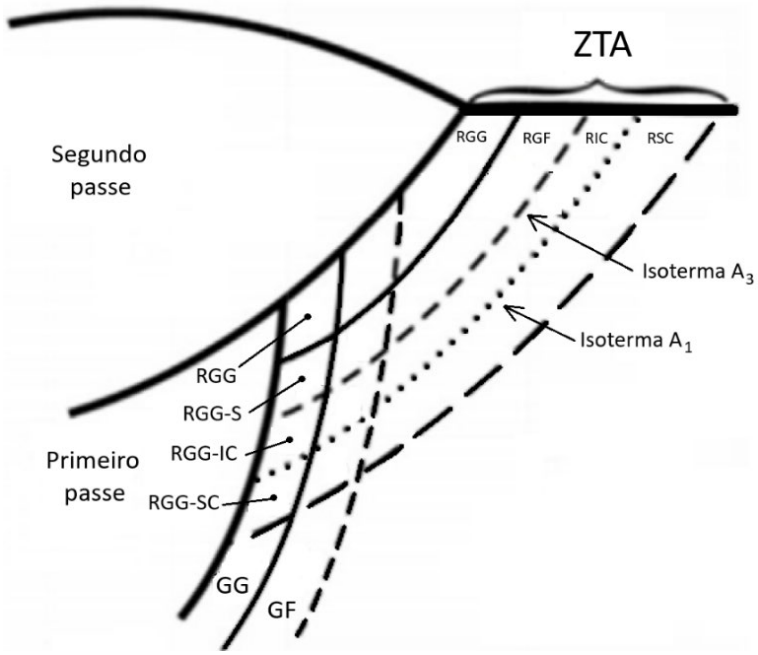


Figura II.15 – Regiões da ZTA após segundo passe (Guillal et al., 2018). RGG – Região de grãos grosseiros; RGF – Região de grãos finos; RIC – Região intercrítica; RSC – Região subcrítica; RGG-S - Região de grãos grosseiros reaquecida no campo supercrítico; RGG-IC – Região de grãos grosseiros reaquecida no campo intercrítico; RGG-SC – Região de grãos grosseiros reaquecida no campo subcrítico; GG – Grãos grosseiros; GF – Grãos finos.

A RGG-IC é formada quando a RGG do primeiro passe é aquecida em uma faixa de temperatura entre Ac_1 (temperatura na qual a austenita começa a se formar durante o aquecimento) e Ac_3 (temperatura na qual a transformação da ferrita em austenita é finalizada durante o aquecimento), chamada de região intercrítica. Nesta região, parte da microestrutura original se transforma em austenita durante o aquecimento. Durante o resfriamento, essa austenita se converte em diferentes microestruturas, cuja natureza, quantidade e distribuição dependem da composição química do aço e do ciclo térmico aplicado (Guillal et al., 2018).

A microestrutura da ZTA e seus efeitos nas propriedades mecânicas dependem fortemente do ciclo térmico aplicado durante a soldagem e da composição química do aço. Nos aços API X80 e X100, a ZTA é composta geralmente por bainita e martensita em diferentes proporções dependendo da composição química e do ciclo térmico aplicado (Jia et al., 2024; Han et al., 2020; Wang et al., 2019a; Wang et al., 2019b; Mandal et al., 2018; Li et al., 2015b;). A microestrutura bainítica cresce em forma de placas ou sub-unidades individuais, que podem formar feixes de ripas paralelas de ferrita, podendo apresentar diferentes morfologias, sendo geralmente classificada como bainita granular, superior e inferior, dependendo da temperatura de transformação. A temperatura de início da formação da bainita depende da composição e da taxa de resfriamento, mas é geralmente da ordem de 560 °C. A bainita granular se forma em temperaturas relativamente mais altas enquanto a

bainita em ripas se desenvolve em temperaturas mais baixas, apresentando ripas paralelas mais finas (Jorge et al., 2021; Zajac et al., 2005).

A bainita granular é composta por uma ferrita com formato irregular, com segunda fase distribuída entre os grãos de ferrita. Essa segunda fase pode ser perlita degenerada (ou fragmentos de cementita), bainita fina, mistura de produtos de transformação "incompleta", A-M e martensita. Na bainita superior, a segunda fase é constituída por cementita (Fe_3C) que se precipita entre as ripas de ferrita bainítica da austenita residual enriquecida em carbono. Uma bainita superior típica é composta por ripas alongadas organizadas em pacotes, com cementita distribuída ao longo dos contornos das ripas da ferrita bainítica. A bainita inferior também possui uma morfologia em forma de ripas de ferrita. A principal diferença entre a bainita superior e a inferior está na precipitação dos carbonetos, que ocorre tanto dentro das ripas de ferrita quanto entre elas (Jorge et al., 2021; Zajac et al., 2005). As Figuras II.16 e II.17 apresentam microestruturas típicas de bainita granular, superior e inferior.

A microestrutura martensítica se forma a partir do resfriamento rápido da austenita por um mecanismo de transformação sem difusão, formando uma nova fase com estrutura cúbica ou tetragonal com uma subestrutura caracterizada por alta densidade de discordâncias organizadas em células. Nos aços com maior teor de carbono, a martensita apresenta uma morfologia de placas e uma estrutura cristalina tetragonal. Já nos aços de baixo carbono, a estrutura cristalina tende a ser cúbica ou levemente tetragonal, e a morfologia de placas é gradualmente substituída por ripas. Cada ripa de martensita é composta por múltiplas células de discordâncias. Nestas condições, a martensita em ripas tende a ser auto-revenida, devido a elevada temperatura de início de transformação, o que permite que ela sofra auto-revenimento ainda durante o processo de resfriamento, exibindo uma morfologia muito similar à da bainita inferior, diferenciando-se apenas pela precipitação de cementita a partir da ferrita supersaturada (Chakraborty et al., 2022; Mohrbacher, 2018; Zajac et al., 2005; Kitahara et al., 2006).

Além das características da microestrutura e do balanço entre os diferentes tipos de bainita e martensita, as propriedades da ZTA podem ser afetadas pela formação de zonas frágeis localizadas, que são pequenas regiões com fases de dureza relativamente elevada, resultantes de pequenas ilhas formadas por uma mistura de martensita de alto teor de carbono e austenita retida, conhecida como microconstituinte A-M (Ramachandran et al., 2020; Guillal et al., 2018; Bhadeshia, 2014).

Nos aços microligados de baixo carbono, a microestrutura da ZTA geralmente consiste em bainita superior ou bainita granular, que possuem uma tenacidade aceitável. A formação de martensita frágil nestes aços é improvável devido ao baixo carbono equivalente. Assim, o constituinte A-M é considerado o principal fator responsável pela

deterioração da tenacidade na ZTA, especialmente na RGG e RGG-IC (Li et al., 2018; Matsuda et al., 1996; Davis e King, 1994; Li e Baker, 2010; Bonnevie et al., 2004).

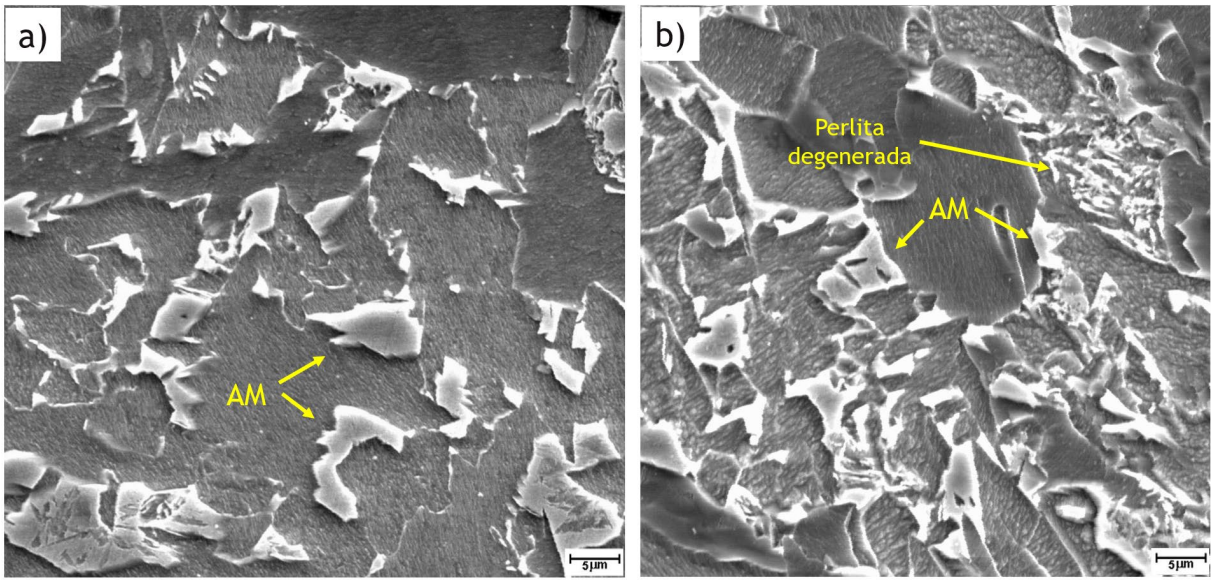


Figura II.16 – Bainita granular composta por uma mistura de produtos de transformação incompleta (Batista et al., 2003).

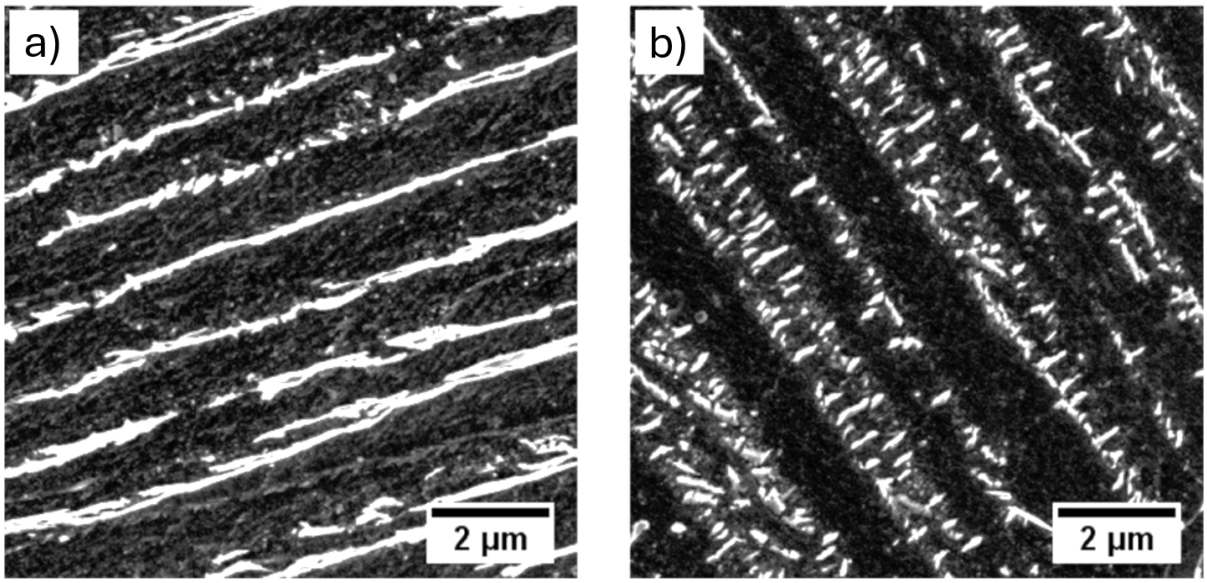


Figura II.17 – a) Micrografia de bainita superior; b) Micrografia de bainita inferior (Muller et al., 2020).

A formação do A-M ocorre a partir da austenita que, durante o resfriamento, se torna estável devido ao enriquecimento de carbono promovido pelo crescimento da ferrita bainítica, onde o carbono possui baixa solubilidade. Esse processo se completa em torno de 400-350 °C, com o teor de carbono da austenita residual atingindo entre 0,5% e 0,8%. Após o resfriamento, a austenita residual se decompõe em ferrita e carbonetos na faixa de

temperatura de 350 a 300°C. Se o resfriamento for suficientemente rápido, como ocorre na soldagem, a austenita residual se transforma em martensita de alto carbono em temperaturas mais baixas, deixando uma pequena quantidade de austenita retida, formando assim o constituinte A-M (Jorge et al., 2021; Ikawa et al., 1980). Na RGG-IC, o A-M se forma quando apenas parte da matriz se reverte em austenita, aparecendo nos contornos da austenita prévia e ripas de bainita (Ma et al., 2023; Bhadeshia, 2014; Li et al., 2018). Durante o resfriamento, parte da austenita se transforma em martensita de alto carbono, e a fração remanescente, retida, compõe o A-M (Guillal et al., 2018).

O A-M pode apresentar diferentes características de distribuição na matriz, morfologia, tamanho e teor de carbono, podendo se apresentar de forma fina e alongada entre ripas de bainita, como constituintes grosseiros e quase conectados que se formam nos contornos dos grãos de austenita prévia, ou em blocos (massivos) que se formam dentro dos grãos (Li et al., 2015a). Dependendo de suas características, o A-M pode ter um efeito deletério na tenacidade da ZTA. Um A-M frágil e de elevada dureza compromete a resistência à fratura na região intercrítica da ZTA (Lee et al., 2018; Li et al., 2015a). Por outro lado, a simples presença de A-M na ZTA não implica necessariamente uma redução significativa na tenacidade. Quando em frações volumétricas pequenas (menores que 5%) de A-M dispersos, não conectados e de tamanho reduzido (< 4 μm) não causam danos substanciais (Wang et al., 2019a; Wang et al., 2019b; Guillal et al., 2018). Wang et al. (2019b) atribuem uma elevada tenacidade na RGG a uma subestrutura de pacotes otimizada com contornos de grão de alto ângulo (CGAA), com ângulo de desorientação cristalográfica acima de 15°, e ao constituinte A-M disperso em pequeno tamanho.

A maioria dos autores concorda que, quando o A-M se acumula nos contornos de grão, especialmente em forma interconectada denominada de *necklace*, observa-se uma queda acentuada na tenacidade ao impacto (Ma et al., 2023; Han et al., 2021; Jorge et al., 2021; Li et al., 2015a; Lee et al., 2018; Guillal et al., 2018; Wang et al., 2019a; Mandal et al., 2018). Quanto maior for a proximidade entre as ilhas de A-M no contorno de grão, isto é, quanto mais interconectado estiver o A-M, maior será a redução na tenacidade (Guillal et al., 2018; Li et al., 2015a). Esta situação ocorre especialmente durante o reaquecimento no campo intercrítico, onde o A-M tende a se tornar mais grosseiro e conectado, tomando a forma *necklace* e levando a uma redução significativa na tenacidade da RGG-IC em relação à RGG (Guillal et al., 2018; Li et al., 2018).

O tipo de A-M que será formado na ZTA depende do ciclo térmico aplicado durante a soldagem. Wang et al. (2019a) estudando um aço X100 com 0,06%C em peso, concluíram que, para aportes térmicos superiores a 1,5 kJ/mm, a menor taxa de resfriamento reduz a força motriz para a transformação de fase da austenita, levando à concentração de carbono nos contornos dos grãos e promovendo a formação do A-M do tipo *necklace*. Já para

aportes inferiores a 1,5 kJ/mm, o A-M se apresentou com menor tamanho e disperso na austenita, resultando em melhores valores de tenacidade.

Li et al. (2018), ao analisar um aço X100 com 0,07%C, concluíram que a maior parte do constituinte A-M do tipo *necklace* na RGG-IC é formada por uma estrutura lamelar em ripas, composta principalmente por martensita em ripas (87%), com apenas uma pequena fração de austenita retida (9%) entre as ripas de martensita.

Apesar de seus efeitos deletérios, deve-se considerar que, como o A-M representa apenas uma pequena fração da microestrutura, sua presença nem sempre resultará em uma perda de tenacidade significativa na junta soldada. A microestrutura ao redor das áreas onde o A-M é predominante pode garantir uma tenacidade elevada, mesmo com pequenas regiões fragilizadas (Jorge et al., 2021).

Os aços temperados e revenidos de alta resistência podem sofrer alterações de propriedades significativas na ZTA em função do ciclo térmico aplicado durante a soldagem. Aportes térmicos mais baixos resultam na formação de microestruturas de elevada dureza favorecendo o trincamento induzido pelo hidrogênio. Já para aportes mais altos e taxas de resfriamento mais lentas, pode ocorrer o amolecimento da ZTA resultando em uma região com baixa dureza e baixa resistência mecânica (Cesaro et al., 2023; Cai et al., 2022; Zhang e Kannengiesser, 2016; Xu et al., 2014; Pisarski et al., 2003).

A susceptibilidade ao amolecimento da ZTA é mais crítica para os aços de alta resistência como o X80 e o X100 (Gu et al. 2019; Hammond, 2007; Chen et al., 2007; Pisarski et al., 2003) e aumenta com a redução dos elementos de liga e com o aumento do aporte térmico (Koo et al., 2003; Denys et al., 2000; Pisarski et al., 2003).

Cai et al. (2022) destacam que, embora os aços de alta resistência fabricados pelos processos de laminação controlada e os aços temperados e revenidos possam apresentar composições químicas semelhantes, os diferentes processos de fabricação resultam em distintas características microestruturais e propriedades mecânicas.

Os processos de tratamento térmico aplicados aos aços temperados e revenidos diferem significativamente daqueles empregados nos aços produzidos por laminação controlada. O aço temperado e revenido passa primeiro pelo processo de laminação a quente acima da temperatura A_{c3}. Em seguida, é então submetido a têmpera e revenido com objetivo de refinar o tamanho de grão e obter microestrutura martensítica de alta resistência. O revenido aplicado na sequência tem a finalidade produzir uma microestrutura mais estável, com alta resistência e boa plasticidade (Cai et a., 2022). Já o aço de laminação controlada é principalmente endurecido pelo processo de laminação seguido de resfriamento acelerado, que permite o refinamento do grão e o aumento da resistência. Por meio do resfriamento acelerado, pode-se obter uma microestrutura com alta resistência e tenacidade. A microestrutura final do aço de laminação controlada pode incluir bainita e

martensita, dependendo dos parâmetros específicos do processo (Cai et a., 2022).

Chen et al. (2007) comentam que para aços de laminação controlada de grau mais alto, como o X100, o amolecimento da ZTA pode ocorrer mesmo com aporte térmico moderado devido ao tamanho de grão ultrafino do metal base e sua microestrutura de bainita e martensita.

Prasad e Dwivedi (2008), ao estudarem juntas soldadas de chapas de aços de alta resistência com 0,35%C em peso e microestrutura ferrítica-perlítica, observaram que a redução de dureza na ZTA estava associada ao crescimento de grão e à formação de microestruturas de menor dureza, consequência do resfriamento mais lento proporcionado pelos maiores aportes térmicos.

Para os aços temperados e revenidos, Cesaro et al. (2023), Hanhold et al. (2013) e Dittrich et al. (2019) relatam que a redução da dureza pode ocorrer em temperaturas relativamente baixas, totalmente dentro da região subcrítica da ZTA, devido ao revenimento adicional da estrutura martensítica, previamente revenida, existente nesta região. Koo et al. (2003) explicam que, nas regiões revenidas subcríticas da ZTA próximas ao metal de base, é necessário que o aço apresente resistência ao revenido para evitar um amolecimento excessivo nesta região.

Hanhold et al. (2013), observaram o amolecimento da ZTA em um aço temperado e revenido ao ser aquecido até uma temperatura de pico abaixo de A_{c1}, devido ao super-revenimento da microestrutura original. Entretanto, não foi observado nenhum amolecimento ao aquecer a temperaturas de pico acima de A_{c1}. Essa diferença foi atribuída ao aumento da concentração de elementos estabilizantes da austenita, que promoveram a formação de martensita em todos os ciclos térmicos. Já para um aço AISI 4130 com microestrutura de martensita e bainita, foi observado amolecimento associado à formação de ferrita alotriomórfica quando aquecido em temperatura de pico entre A_{c1} e A_{c3}.

Segundo Xu et al. (2014), o alto aporte térmico resulta em crescimento de grão, e o tamanho desses grãos afeta a microestrutura e as propriedades mecânicas da ZTA. Como exemplo, os autores citam que, em chapas de aço de alta resistência HSLA-100, o aporte térmico de 1 kJ/mm levou a um tamanho de grão de aproximadamente 80 μm, enquanto um aporte de 4 kJ/mm resultou em grãos de cerca de 130 μm.

A partir destes trabalhos, pode-se concluir que a característica microestrutural final da ZTA está diretamente relacionada com a dureza final e o grau de amolecimento. As transformações de fase que ocorrem nessa região são influenciadas por fatores como o ciclo térmico de soldagem, em especial a temperatura de pico e a taxa de resfriamento, a composição química do aço e o tamanho de grão da austenita. A temperatura de pico na ZTA amolecida define se ocorrerá austenitização seguida de nova transformação de fase durante o resfriamento ou apenas o processo de revenido, que ocorre na região subcrítica

(Zhang e Kannengiesser, 2016).

O perfil de dureza apresentado na Figura II.18 mostra o aumento de dureza na região de grãos grosseiros e a redução na região subcrítica, em relação ao metal de base, de uma chapa QT550, equivalente ao aço X80 temperado e revenido.

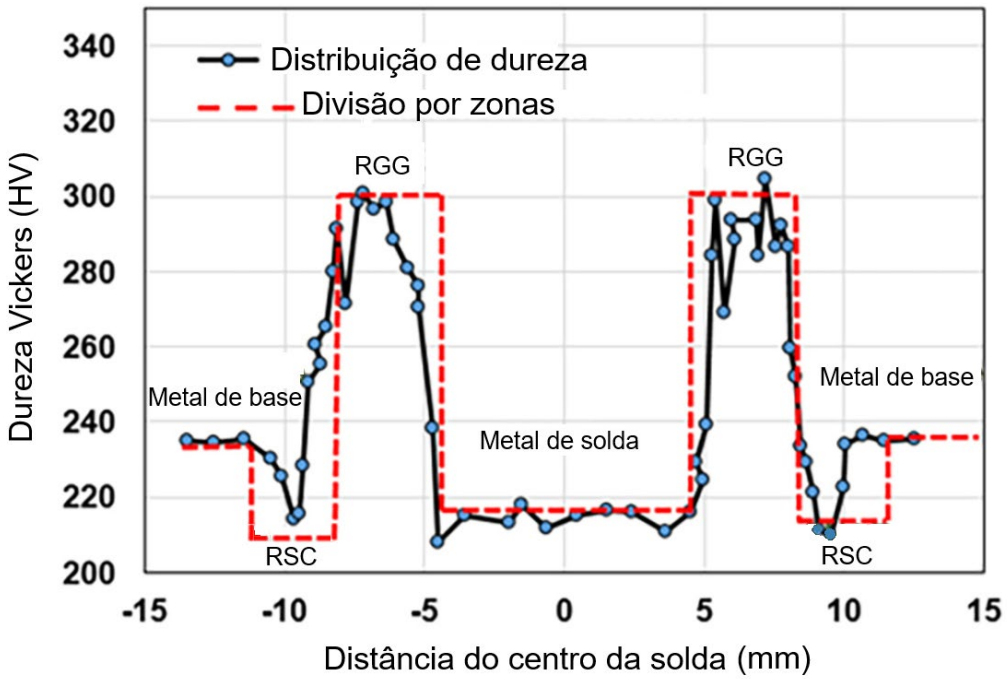


Figura II.18 – Distribuição de dureza em aço QT550 (Adaptado de Cai et al., 2022).

Zhang e Kannengiesser (2016) destacam que a resistência ao amolecimento na ZTA pode ser favorecida pela presença de microestruturas como martensita ou bainita, que apresentam maior dureza quando comparadas à ferrita ou à perlita, contribuindo, assim, para minimizar o amolecimento. A presença de Mo aumenta a resistência ao revenimento (Bhadeshia e Honeycombe, 2006; Winter e Woodward, 1986) e, consequentemente, também contribui para reduzir o amolecimento na região subcrítica da ZTA.

Geralmente, a avaliação do amolecimento da ZTA é feita traçando um perfil de dureza na seção transversal à junta soldada. A Figura II.19 mostra um exemplo de um perfil de dureza transversal de um aço de alta resistência, temperado e revenido, com 0,10%C em peso apresentando amolecimento na região subcrítica, próxima ao metal de base. Outros trabalhos (Cai et al., 2022; Johnson et al., 2008; Zhang et al., 2016) apresentam avaliações semelhantes utilizando o perfil de dureza transversal. Embora este método seja eficiente para evidenciar a ocorrência de amolecimento, ele não é suficiente para avaliar a sua criticidade. Um fator que deve ser considerado é a extensão da região amolecida que aumenta com o aumento do aporte térmico (Cai et al., 2022; Pisarski et al., 2003; Zhang e Kannengiesser, 2016; Xu et al., 2014).

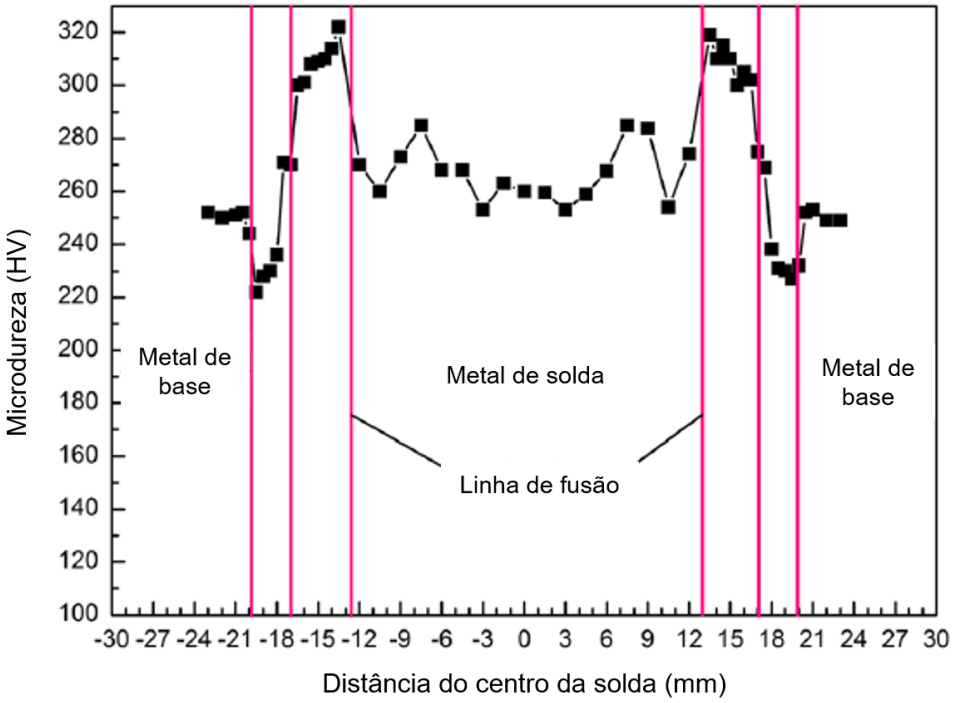


Figura II.19 – Amolecimento observado na ZTA de aço temperado e revenido em região próxima ao metal de base (Xu et al., 2014).

Pisarski et al. (2003), Cai et al. (2022) e Zhang e Kannengiesser (2016) comentam que, mesmo em casos onde ocorre redução de dureza na ZTA, a perda de resistência da junta pode não ocorrer devido ao efeito de restrição exercido pelo material adjacente com elevado limite de escoamento, limitando a deformação na região amolecida. No entanto, a redução de dureza e resistência provocada pelo amolecimento da ZTA pode comprometer a integridade da junta soldada, especialmente sob determinadas condições de serviço. Por esse motivo, é fundamental conhecer o grau e a extensão desse amolecimento (Chen et al., 2007).

Falhas recentes em dutos apontaram o amolecimento da ZTA como um possível fator contribuinte, devido à concentração de deformação na ZTA das soldas circunferenciais (Cesaro et al., 2023; Dinovitzer et al., 2022; Wang et al., 2020). Segundo Duan et al. (2010), o efeito do amolecimento provocado por um alto aporte térmico da soldagem circunferencial pode resultar em uma elevada deformação localizada na ZTA, o que é indesejável em aplicações onde o projeto é baseado em deformação. Já para uma ZTA estreita, formada com baixo aporte térmico, a deformação localizada é menos provável devido à alta restrição lateral imposta pelas regiões adjacentes do metal de base e do metal de solda.

Dinovitzer et al. (2022) realizaram um estudo com foco na criação de um procedimento de ensaio padronizado para identificar o amolecimento. Neste estudo, foi considerado que um amolecimento muito localizado em uma junta soldada teria um impacto menor no desempenho da junta do que um amolecimento mais abrangente por toda a espessura. Para este procedimento de ensaio, cinco indicadores de dureza foram utilizados

para quantificar a magnitude do amolecimento: o valor mínimo individual, as menores médias obtidas em áreas de 4 e 9 pontos e as menores médias de linhas contínuas de dureza ao longo da espessura, considerando linhas de 1 e 2 células (Figura II.20). Estes indicadores podem ser utilizados para comparar o amolecimento de diferentes materiais de uma forma mais completa do que apenas uma linha transversal.

Embora o trabalho de Dinovitzer et al. (2022) não defina o que seria um amolecimento aceitável ou não, ele estabelece uma metodologia que pode ser utilizada para comparar diferentes aços e condições de soldagem. Além disso, o grau de amolecimento tolerável dependerá das condições específicas de cada projeto, como o nível de tensão e deformação no sentido longitudinal que um determinado duto estará submetido.

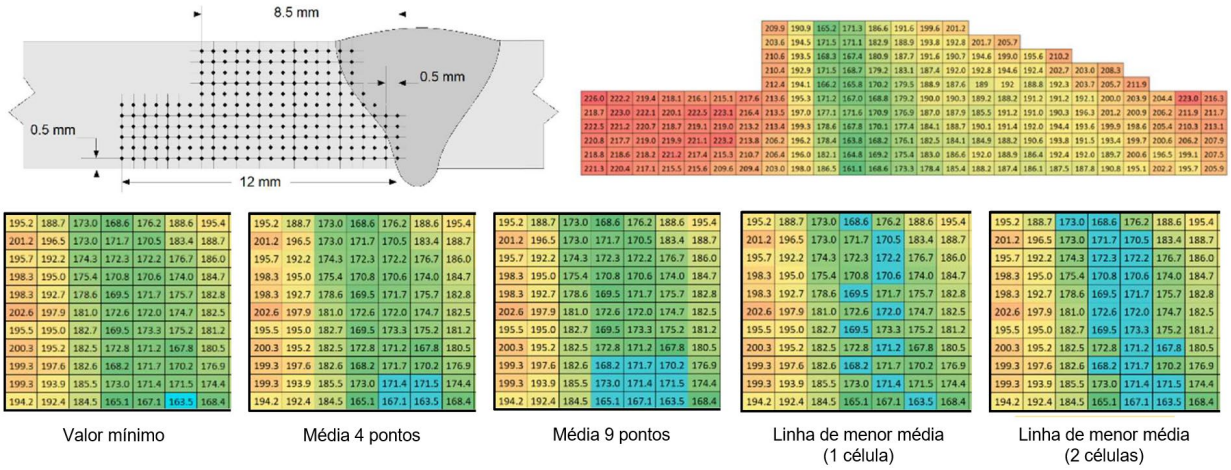


Figura II.20 – Critério de avaliação de dureza para quantificar a magnitude do amolecimento da ZTA (Dinovitzer et al., 2022).

Diante dos efeitos da soldagem nas propriedades da ZTA, reforça-se a importância de um entendimento aprofundado sobre a influência do ciclo térmico na microestrutura e nas propriedades mecânicas da ZTA, especialmente no caso de materiais ainda sem histórico consolidado de aplicação em dutos. A caracterização detalhada das alterações microestruturais e a avaliação das propriedades mecânicas para diferentes condições de soldagem são essenciais para antecipar comportamentos indesejados, como a formação de zonas frágeis localizadas formadas por A-M nos contornos de grão, ou regiões com perda de resistência mecânica na ZTA. Dessa forma, busca-se garantir que o estudo da ZTA contemple toda a faixa operacional decorrente da soldagem em campo dos dutos.

II.5 – Caracterização Microestrutural da ZTA

Como comentado no item anterior, a microestrutura da ZTA tem um papel fundamental na compreensão do comportamento mecânico e da integridade de juntas soldadas, especialmente em aços de alta resistência, que apresentam uma microestrutura

refinada, composta predominantemente por produtos de baixa temperatura de transformação, como martensita e bainita (Bott et al., 2024; Cai et al., 2022; Biermann et al.,2004). Desta forma, a análise detalhada das fases formadas, incluindo a caracterização e definição dos percentuais destes constituintes, é de grande importância neste estudo. No entanto, a caracterização microestrutural de martensita e bainita em aços de alta resistência representa um desafio significativo, principalmente devido à semelhança morfológica entre essas fases em microscopia óptica convencional, dificultando a distinção visual entre elas (Wang et al., 2016; Keehan et al., 2008; Zaefferer et al., 2008). Além disso, o elevado grau de refino e a misturas de fases que ocorre na ZTA tornam a quantificação precisa dos constituintes ainda mais complexa. Por isso, técnicas complementares de maior resolução, como microscopia eletrônica de varredura combinada com difração de elétrons retroespalhados (EBSD) são uma boa alternativa para diferenciar e mapear adequadamente essas fases.

Outra possibilidade para caracterização microestrutural é o microscópio eletrônico de transmissão (MET), que oferece maior resolução e capacidade de distinguir as fases com base em sua morfologia, orientação cristalográfica e padrões de difração. Apesar de sua elevada precisão e confiabilidade o uso do MET apresenta algumas desvantagens como limitação da área analisada, que se restringe a pequenas regiões da amostra, e a elevada complexidade na preparação de amostras extremamente finas e livres de defeitos. Além disso, o tempo necessário para preparo, aquisição e análise das imagens é significativamente maior se comparado a outras técnicas, o que dificulta sua aplicação para grandes quantidades de amostras. Outro fator a ser considerado é o custo associado à operação do equipamento e à mão de obra especializada, o que muitas vezes restringe seu uso a investigações mais pontuais. Dessa forma, embora o MET ofereça vantagens notáveis, suas limitações práticas favorecem o uso do MEV, utilizando o EBSD como técnica complementar, para obtenção de um detalhamento microestrutural com representatividade estatística e viabilidade técnica e econômica. Neste caso, o MET pode ser utilizado para investigações pontuais de fases ou precipitados.

De acordo com a literatura (Pelaez e Hedström, 2018; Keehan et al., 2008), avanços significativos na análise microestrutural foram alcançados com a introdução da técnica de EBSD combinada com a análise das imagens obtidas com o MEV, possibilitando observações morfológicas complementadas com informações cristalográficas. Essa técnica permite a caracterização quantitativa da microestrutura, a análise das correlações de orientação entre fases e grãos, bem como a identificação de fases e a distribuição de tamanho dos constituintes.

O princípio de funcionamento da técnica de EBSD baseia-se na interação de um feixe de elétrons focalizado sobre a superfície de uma amostra cristalina posicionada no

interior do MEV. Após interagir com a amostra, os elétrons se dispersam abaixo da superfície, difratando posteriormente entre os planos cristalográficos. Ao deixarem a amostra, esses elétrons podem sair sob a condição de Bragg, relacionada ao espaçamento dos planos atômicos periódicos da estrutura cristalina, e se difratar. Alguns desses elétrons difratados que escapam da amostra colidem e excitam uma tela de fósforo formando padrões de difração característicos conhecidos como bandas de Kikuchi (Figura II.21). As informações coletadas a partir das bandas detectadas são utilizadas para comparação com bases de dados contendo informações cristalográficas de materiais conhecidos. O padrão reflete a simetria da rede cristalina. Os ângulos entre as bandas estão relacionados aos ângulos entre os planos da rede, e a largura das bandas é função do espaçamento entre os planos de difração. Cada banda pode ser indexada individualmente pelos índices de Miller referentes ao plano de difração que a originou. Para isso, a maioria dos sistemas comerciais utiliza bases de dados cristalográficas, que possibilitam a identificação automática das fases presentes e suas respectivas orientações (Goldstein et al., 2018; Stojakovic, 2012; Randle, 2009; Schwarzer et al., 2009).

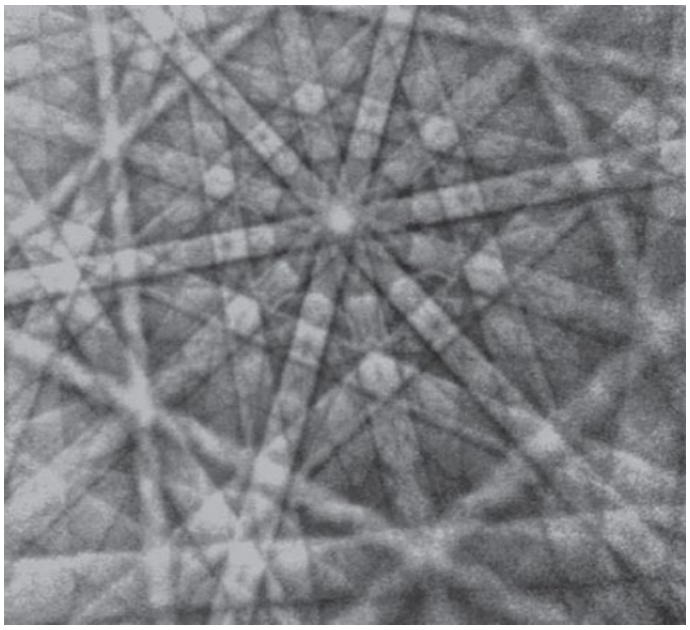


Figura II.21 - Padrão de Kikuchi de cádmio a 20 keV, obtido com uma câmera de vídeo analógica (Schwarzer et al., 2009).

Chavez (2017) menciona que algumas microestruturas, como a martensita, que não estão presentes no banco de dados do EBSD, não são indexadas. Zhao et al. (2017) explicam que pontos não indexados podem estar relacionados à existência de constituintes A-M e contornos de grão. Os pontos não indexados devido à presença de martensita podem ser separados daqueles localizados nos contornos de grão e utilizados para avaliar a fração de área de martensita. No entanto, em alguns casos, os constituintes A-M são encontrados

distribuídos ao longo dos contornos de grão, o que torna essa separação difícil e pouco confiável. Contudo, os constituintes A-M podem ser revelados por ataque químico apropriado e quantificados por contagem de pontos. Assim, não é necessário quantificar a fração de área dos constituintes A-M por meio de técnicas baseadas em EBSD (Zhao et al., 2017).

A partir das informações obtidas pelo EBSD, diferentes técnicas podem ser empregadas para identificar distintas microestruturas. A técnica de contraste de banda, por exemplo, baseia-se na qualidade do padrão de difração. Como a qualidade do padrão é sensível a defeitos na rede cristalina, um mapa construído com esse parâmetro evidencia detalhes da microestrutura, apresentando contraste de fases, pois diferentes fases geralmente exibem intensidades de difração distintas. As fases formadas em baixas temperaturas, como bainita e martensita, normalmente apresentam maior quantidade de discordâncias, o que resulta na degradação dos padrões de difração (Kang et al., 2011).

A técnica de contraste de banda é uma ferramenta útil para distinguir bainita de martensita, baseada nas variações de intensidade dos padrões de difração obtidos por EBSD. Devido à maior densidade de imperfeições na rede cristalina, a martensita apresenta menor intensidade do padrão de Kikuchi do que a bainita, o que resulta em valores mais baixos de contraste de banda (Baek et al., 2020; Kang et al., 2011). Segundo Zaefferer et al. (2008), essa técnica pode ser utilizada para separar martensita, caracterizada por padrões de baixa qualidade, da bainita, que exibe padrões de qualidade moderada. Baek et al. (2020) demonstraram que a utilização do contraste de banda no EBSD para análise de fração de fase proporciona resultados mais confiáveis, sendo recomendada para a quantificação precisa das proporções de martensita e bainita. Do mesmo modo, Wang et al. (2016) confirmaram que as maiores imperfeições da rede da martensita são responsáveis pela redução nos valores de contraste de banda. De forma semelhante, Kitahara et al. (2006) mencionam que a martensita em ripas contém uma elevada densidade de defeitos cristalinos, em especial discordâncias e que a técnica de EBSD pode ser empregada para determinar a fração volumétrica de martensita em ripas, explorando a menor qualidade dos padrões de difração associados a essa fase, decorrente da alta densidade de defeitos cristalinos.

Para separar bainita de martensita, Baek et al. (2020) e Wang et al. (2016) aplicaram um ajuste gaussiano de dois picos para analisar os perfis de contraste de banda e determinar as faixas correspondentes a cada uma das fases. Neste caso, foi estabelecido no gráfico Gaussiano um ponto de referência definido na região de sobreposição das curvas, permitindo a delimitação entre as duas fases. Com base nos resultados obtidos para o contraste de banda, as distribuições de martensita e bainita foram mapeadas, conforme apresentado na Figura II.22 (Baek et al., 2020).

Embora a diferenciação entre bainita e martensita seja mais evidente nos aços de alto carbono, o trabalho de Wang et al. (2016) foi realizado em um aço com 0,06%C em peso, semelhante ao teor de carbono dos aços avaliados neste estudo.

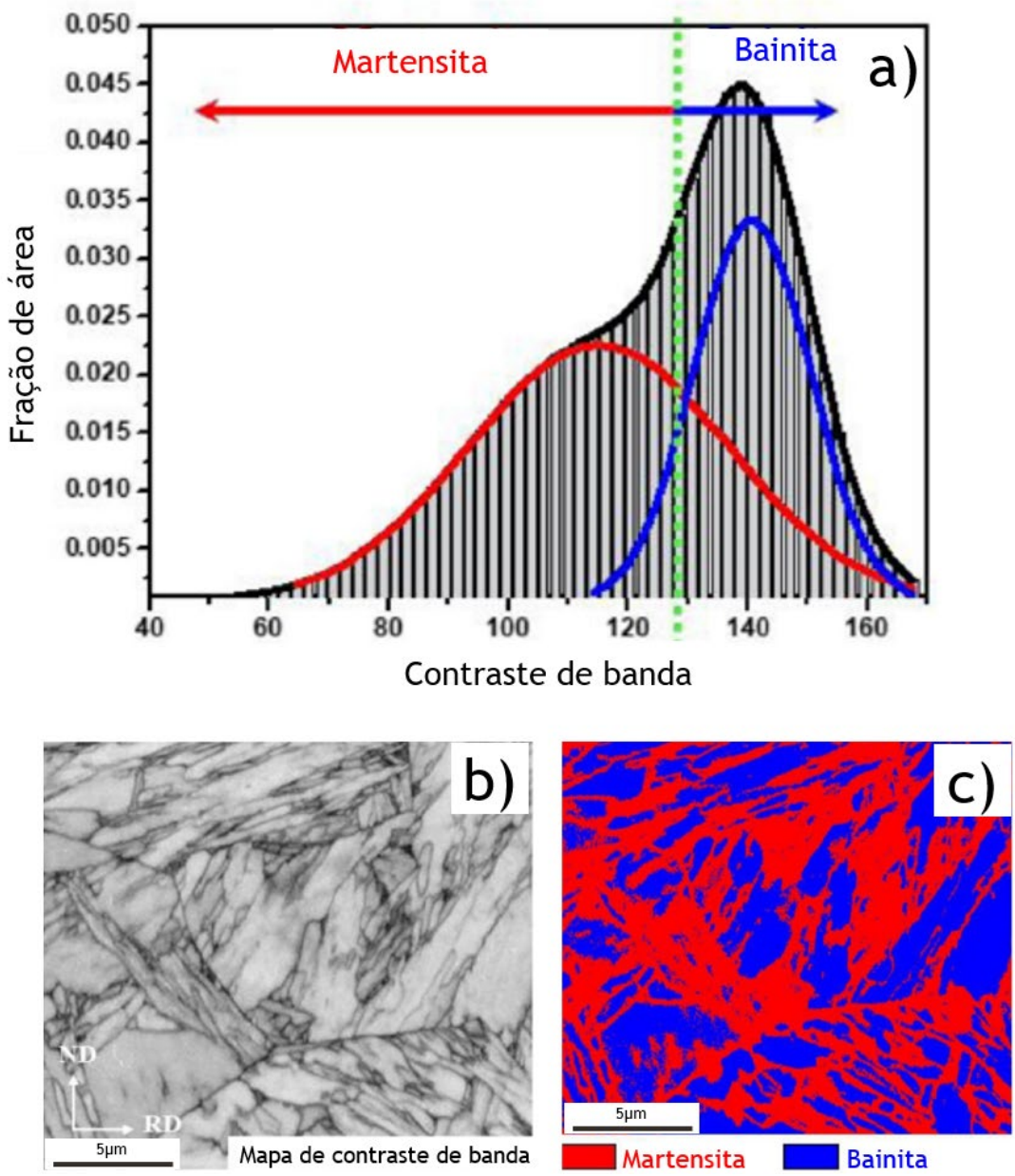


Figura II.22 - Análises de contraste de banda. a) Ajuste gaussiano de dois picos; b) Mapa de contraste de banda; c) Mapa de distribuição de fases, onde vermelho e azul representam martensita e bainita, respectivamente (Baek et al., 2020).

Outra técnica utilizada para a diferenciação entre martensita e bainita é o KAM (*Kernel Average Misorientation*), ou desorientação média do kernel em português. Esse parâmetro representa a desorientação média local entre pontos vizinhos. O KAM foi desenvolvido para evidenciar pequenas variações locais de desorientação, tornando-se uma ferramenta adequada para a visualização de altas concentrações de discordâncias (Chavez, 2017). Esse tipo de mapeamento permite visualizar o gradiente de deformação plástica no

interior dos grãos por meio de um padrão de cores. A Figura II.23, que representa diferentes regiões de uma junta soldada, mostra que há uma leve desorientação nas regiões que sofreram transformação martensítica, indicando a presença de deformação local (Alves, 2018).

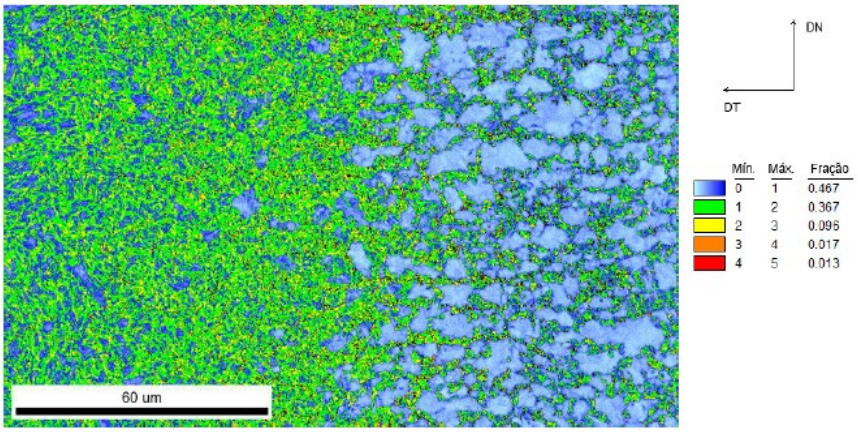


Figura II.23 – Mapa de KAM de uma junta soldada (Alves, 2018).

De acordo com a literatura, a comparação entre as técnicas de KAM e contraste de banda para a análise quantitativa de frações de fases em aços com martensita e bainita revela que o contraste de banda é mais recomendado e confiável (Baek et al., 2020; Wang et al., 2016).

Embora os índices de KAM tenham sido propostos para medir a diferença entre as duas fases em termos de imperfeições cristalinas, como discordâncias ou contornos de subgrão, a definição objetiva de uma “região contínua” para o KAM, que incluísse tanto a estrutura principal das fases quanto suas possíveis variações, frequentemente com dimensões muito distintas, mostrou-se extremamente desafiadora (Wang et al., 2016).

O KAM diferencia as fases com base no “desajuste de deformação” (*strain misfit*), o que resulta na existência de uma região conhecida como “região contínua”, na qual martensita e bainita não podem ser claramente distinguidas. Os mapas de KAM mostram a presença tanto de regiões contínuas quanto de regiões não detectadas. De modo geral, quanto maior a proporção dessas regiões contínuas, maior é a dificuldade na determinação quantitativa da fração de fases, o que contribui para o aumento da incerteza ou da faixa de erro da análise (Baek et al., 2020).

Assim, a análise por KAM identifica tanto regiões contínuas, onde as fases não podem ser diferenciadas, quanto regiões não detectadas, o que limita sua aplicação na quantificação precisa das frações de martensita e bainita. Dessa forma, a separação de bainita e martensita pelo método de contraste de banda se apresenta como uma técnica mais adequada.

Um outro mapa bastante comum que pode ser gerado a partir dos dados de EBSD é

a figura de polo inverso (FPI), que é utilizado para representar as orientações cristalográficas em forma de mapa. Os mapas de FPI estabelecem a relação entre um sistema de coordenadas macroscópico (eixos da amostra ou do MEV) e o sistema de coordenadas cristalográfico (vetores da rede, como <111>, <100>). Em outras palavras, cada pixel no mapa de FPI será colorido de acordo com a orientação que apresenta em relação a um eixo de referência macroscópico, seguindo um padrão de cores específico (Chavez, 2017). A Figura II.24 apresenta a figura de polo inverso de uma microestrutura martensítica de um aço com 0,20%C (Kitahara et al., 2006).

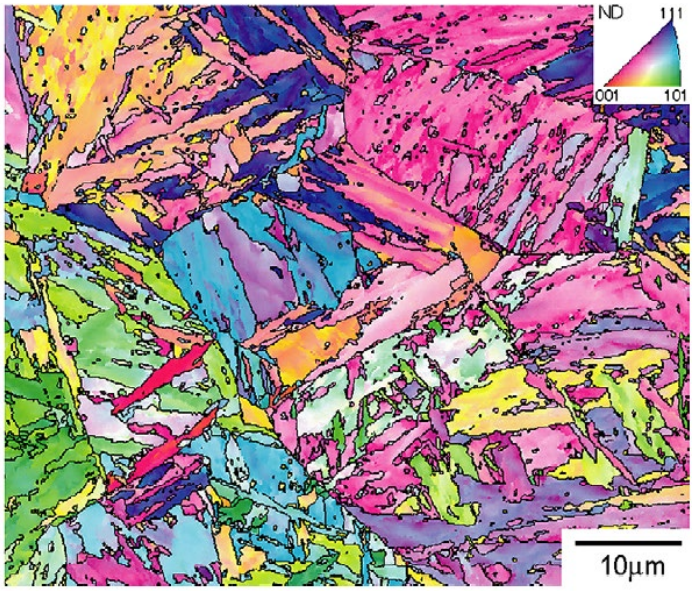


Figura II.24 – Mapa de figura de polo inverso de um aço com 0,20%C em peso (Kitahara et al., 2006).

Materiais policristalinos são separados por contornos de grão, que desempenham um papel importante nas propriedades dos metais. A natureza de um determinado contorno de grão depende da desorientação entre dois grãos adjacentes e da orientação do plano do contorno em relação a eles (Chavez, 2017). Os contornos de grão de alto ângulo (CGAA) apresentam caráter incoerente, associados a baixa energia de deformação e elevada energia química. Já os contornos de grão de baixo ângulo (CGBA) são coerentes e caracterizam-se por elevada energia de deformação, uma vez que tendem a se curvar para ajustar a interface cristalina. Nessa condição, a maior coordenação entre os átomos confere a esses contornos menor energia química.

O mapeamento dos contornos de grão é a maneira mais básica de medir e visualizar a desorientação em materiais policristalinos. A partir das orientações individuais obtidas por técnicas como o EBSD, é possível calcular a diferença de orientação entre grãos adjacentes, caracterizando a desorientação. Os contornos de grão, nesse contexto, são definidos como as regiões onde a desorientação escalar entre pixels adjacentes excede um

valor crítico previamente estabelecido. Para delimitar os contornos de alto ângulo, responsáveis por separar os grãos em um policristal, esse valor crítico costuma variar entre 7° e 15°. No entanto, também é possível mapear os contornos de baixo ângulo, cuja desorientação geralmente se situa entre 1° e 10°, permitindo, por exemplo, identificar uma maior densidade de contornos de baixo ângulo em regiões com deformação (Chavez, 2017; Brewer et al., 2009). Na Figura II.25, observam-se os contornos de baixo ângulo em vermelho e os de alto ângulo em preto.

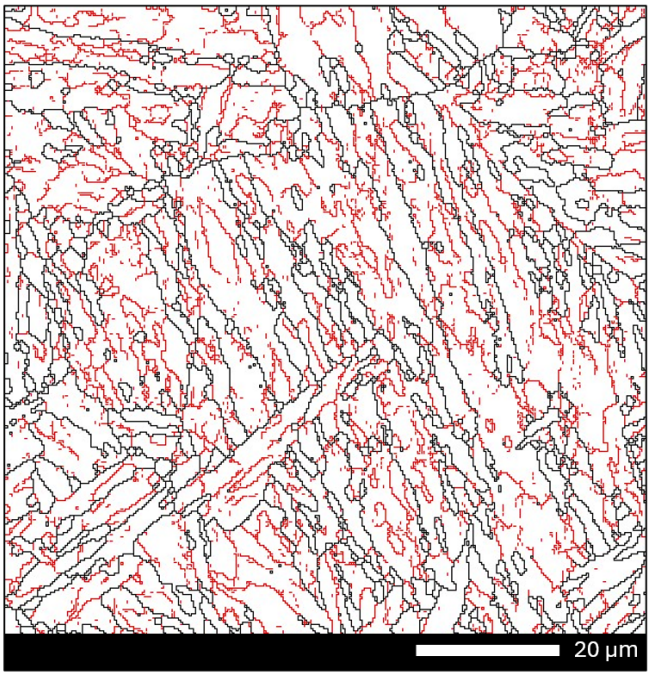


Figura II.25 - Mapa de contorno de grão mostrando contornos de baixo ângulo em vermelho e alto ângulo em preto. Fonte: O autor.

A definição dos contornos de grão depende, portanto, do critério de desorientação adotado. Alguns autores consideram baixo ângulo os valores entre 2° e 5°, para identificar os limites entre grãos, enquanto outros preferem valores mais altos, como 15° (Gutiérrez, 2014; Kaijalainen et al., 2017; Yang et al., 2018). A escolha desse parâmetro influencia diretamente na interpretação microestrutural, pois ângulos mais elevados podem agrupar regiões com diferentes microestruturas que seriam consideradas como um único grão (Tomaz et al., 2019). Zaefferer et al. (2008) definiram um grão como uma área contínua de, no mínimo, dois pixels, cercada por contornos com desorientação de pelo menos 5°, critério adotado para separar ferrita e bainita. Da mesma forma, Kang et al. (2011) utilizaram 5° para distinguir ferrita de martensita e Zhao et al. (2017) para separar ferrita poligonal de ferrita acicular e bainita.

Vários estudos (Jia et al., 2024; Liu et al., 2024; Gutiérrez, 2014; Yang et al., 2018; Fuentes et al., 2003) relatam que um maior número de contornos de alto ângulo contribui

para melhorar a tenacidade. Wang et al. (2024b) observaram melhora de tenacidade na RGG, devido à estrutura bainítica refinada e à maior densidade de contornos de alto ângulo, com desorientação superior a 45°. Isso ocorre porque esses contornos atuam como barreiras à propagação frágil de trincas por clivagem, forçando a trinca a se desviar nos contornos e mudar o plano microscópico preferencial de propagação. A literatura também registra que contornos de alto ângulo capazes de impedir a fratura frágil apresentam ângulos de desorientação predominantemente acima de 45° (Flower e Lindley, 2000). Por outro lado, os contornos de baixo ângulo não são barreiras eficazes.

A Figura II.26 mostra o perfil de desorientação para regiões contendo predominantemente um dos diferentes microconstituintes. Bainita, ferrita acicular e ferrita poligonal apresentam distribuições de desorientação distintas (Shrestha et al., 2014).

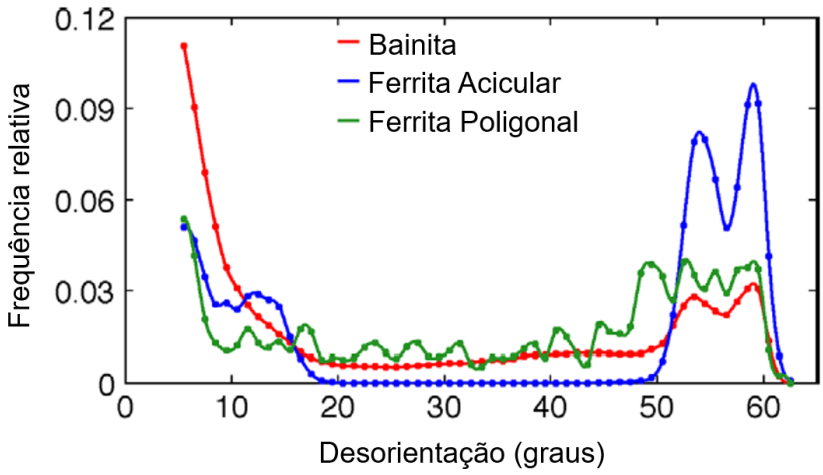


Figura II.26 - Perfil de desorientação de contornos de grão (Shrestha et al., 2014).

A distribuição de desorientação nos contornos de grão tanto da ferrita acicular quanto da bainita é influenciada pela relação de orientação Kurdjumov-Sachs com o grão de austenita original a partir do qual os grãos de ferrita acicular se nuclearam. A relação de orientação Kurdjumov-Sachs leva a uma distribuição característica dos ângulos de desorientação, geralmente descrita pela presença de dois picos entre 50° e 60°, um mínimo de desorientação entre 35° e 45° e um grande número de desorientações abaixo de 25° (Shrestha et al., 2014).

As regiões de bainita apresentam uma proporção muito alta de contornos de baixo ângulo, com um pico acentuado no perfil de desorientação abaixo de aproximadamente 10°, além de alguns contornos de alto ângulo, nos quais dois picos menores estão presentes. A alta proporção de contornos de baixo ângulo deve-se à morfologia da bainita, que consiste em pacotes de placas paralelas de ferrita ou subgrãos conectados por contornos de baixo ângulo. Os pacotes de bainita são usualmente separados por contornos de alto ângulo (Shrestha et al., 2014).

A ferrita acicular exibe uma maior proporção de contornos de alto ângulo em comparação à bainita e à ferrita poligonal, com dois picos maiores acima de 50°, um número significativo de contornos de baixo ângulo (com um pico menor na faixa de 5° a 9° e um ressalto obtuso entre 9° e 14°) e muito poucos contornos com desorientações entre 20° e 50° (Shrestha et al., 2014).

A distribuição de desorientação nos contornos de grão para a ferrita poligonal mostra grãos mais aleatoriamente orientados. O pequeno pico entre 5° e 7° pode ser atribuído a uma pequena quantidade de contornos de baixo ângulo observados dentro de alguns grãos de ferrita poligonal, além dos contornos de baixo ângulo formados aleatoriamente. O aumento no número de contornos observados na faixa de 50° a 65° é atribuído à amostragem de grãos vizinhos de ferrita acicular, uma vez que poucas regiões puderam ser encontradas com uma quantidade razoável de grãos para se obter uma boa amostra que não sobrepusesse ligeiramente com microconstituintes vizinhos (Shrestha et al., 2014).

Apesar de sua eficácia na distinção entre diferentes microestruturas, a técnica de EBSD quando utilizada isoladamente pode levar a alguns erros de identificação. Shrestha et al. (2014) destacam que uma limitação do EBSD na quantificação de microestruturas é o fato de diversas morfologias de ferrita possuírem a mesma estrutura cristalina, de modo que apenas a indexação não é suficiente para diferenciar os diversos microconstituintes ferríticos, dificultando sua identificação e quantificação precisas. Além disso, o baixo teor de carbono normalmente encontrado em metais de solda de aços C-Mn e de alta resistência também dificulta a distinção precisa entre os principais constituintes pela técnica de EBSD (Jorge et al., 2021).

Outro aspecto que merece ser mencionado é que a qualidade do padrão de difração é fortemente dependente da contaminação e preparação da amostra e da orientação dos grãos, o que torna as comparações entre amostras um desafio. As frações dos constituintes obtidas por esses métodos também podem variar se forem adquiridas em diferentes sistemas, devido às diferenças entre as telas de fósforo dos detectores de EBSD, câmeras, microscópios eletrônicos de varredura e softwares, além das variáveis de preparação de amostra e operador (Jorge et al., 2021; Zhao et al., 2017).

Outras limitações do EBSD a serem consideradas incluem o número de varreduras e seus custos, os erros de indexação e o passo (*step size*) de varredura utilizado para o mapeamento de orientação, o qual deve sempre ser menor que o tamanho do menor grão, a fim de garantir que nenhum contorno de grão seja perdido (Jorge et al., 2021).

O uso do EBSD como técnica complementar a outras pode ser mais eficaz do que atribuir a ele a responsabilidade de identificar corretamente todos os microconstituintes presentes. Apesar das limitações ainda existentes, a técnica de EBSD pode ser muito útil na análise microestrutural de metais de solda e ZTA. A associação de diferentes técnicas de

EBSD com microscopia óptica e MEV pode contribuir para a elucidação das microestruturas apresentadas.

CAPÍTULO III

MATERIAIS E MÉTODOS

III.1 – Etapas

Para atender aos objetivos propostos, o trabalho foi dividido nas seguintes etapas:

a) Etapa 1 – Avaliação do comportamento microestrutural da ZTA em função da variação do aporte térmico e frequência de rotação, através de deposição de cordão sobre tubo. Nesta etapa, foi realizada a deposição de cordões de solda na superfície externa dos tubos X80S e X100, utilizando os processos GMAW e GMAW-RE. O objetivo foi avaliar o comportamento microestrutural da ZTA desses materiais em função de diferentes níveis de aporte térmico e variações na frequência de rotação.

b) Etapa 2 – Análise da geometria do cordão soldado em chanfro estreito com os processos GMAW e GMAW-RE. Nesta fase do trabalho, foi realizada uma comparação geométrica entre a junta produzida pelo processo GMAW convencional e pelo GMAW com eletrodo rotativo, simulando uma condição de chanfro estreito. Foram utilizados os aços X80S e X100 soldados sem rotação e com rotação em diferentes frequências.

c) Etapa 3 – Análise da microestrutura e propriedades mecânicas da ZTA produzida pelos processos de soldagem GMAW e GMAW-RE, simulando condição de chanfro estreito. Utilizando as juntas produzidas na Etapa 2, foram extraídos corpos-de-prova para caracterização microestrutural e realização de ensaios mecânicos, visando analisar as alterações na microestrutura e nas propriedades mecânicas da ZTA dos tubos X80S e X100, causadas pela rotação do eletrodo em comparação ao processo convencional.

III.2 – Materiais

Para a execução deste trabalho foram utilizados tubos de aço API 5L grau X80S e X100 fabricados de acordo com a norma API 5L (2018), pelo processo sem costura, com tratamento térmico de têmpera e revenido. A letra “S” ao lado do X80 indica que este é um aço desenvolvido para trabalhar em ambientes com H_2S (também conhecido como serviço ácido). Para efeitos de simplificação, os tubos API 5L X80S e X100 serão, neste trabalho,

referenciados como aços X80S e X100. As características dimensionais estão descritas na Tabela III.1.

Tabela III.1 - Características dimensionais dos tubos.

Aço	X80S	X100
Diâmetro	10,75 in 273,1 mm	14 in 355,6 mm
Espessura	1 in 25,4 mm	1,25 in 31 mm

Os tubos X80S foram recebidos já cortados em formato de meia-cana. Ao todo foram recebidas 10 meias-canas de aproximadamente 500 mm de comprimento extraídas do mesmo tubo. Duas meias-canas foram cortadas em quatro partes conforme mostrado na Figura III.1, resultando em um total de oito cupons para realização dos experimentos. Cada cupom tem cerca de 215 mm de largura e 250 mm de comprimento, pesando cerca de 10 kg. Para o aço X100, foram recebidos cupons nas mesmas dimensões do X80S e cupons de 100 mm x 250 mm.

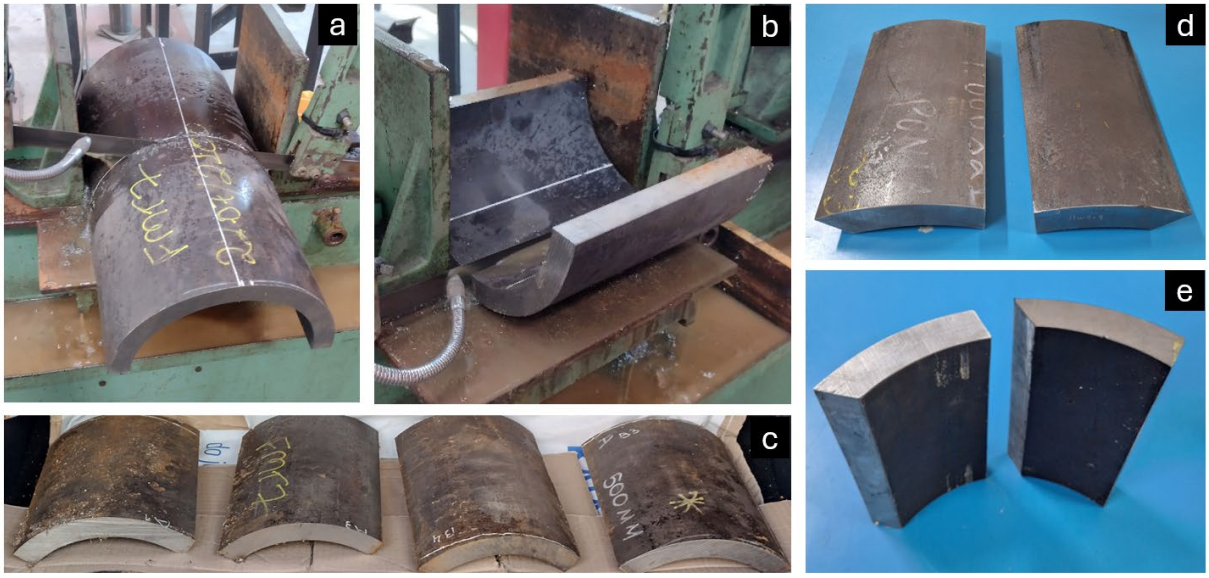


Figura III.1 – Aços API 5L X80S e X100 recebido para realização dos estudos.
X80S: (a), (b) e (c). X100: (d) e (e).

O projeto de liga destes aços foi desenvolvido para atingir os níveis exigidos de resistência, tenacidade e temperabilidade ao longo de toda a espessura do tubo. Adotou-se um conceito de liga com baixo teor de carbono combinado com adições de Mo, V e Nb para controlar a transformação microestrutural e limitar o crescimento de grãos. O Mo tem a

função de aumentar a temperabilidade, o que é essencial no caso de tubos de parede espessa como os utilizados neste estudo. O aço X80S apresenta composição química básica de 0,07%C–1,5%Mn–0,3%Si (em massa), enquanto o aço X100 apresenta 0,09%C–1,4%Mn–0,3%Si (em massa), ambos com adições de Nb, V, Ti, Cr e Mo. Os valores de carbono equivalente Pcm são de 0,19% para o X80S e 0,26% para o X100.

A escolha desses materiais foi motivada por seu caráter inovador na indústria de petróleo e gás, além de poucas informações disponíveis na literatura sobre a soldagem de aços API de alta resistência X80S e X100 produzidos pelo processo sem costura.

Para a soldagem, foi utilizado o arame metal cored AWS A5.28 (2020) E110C-K4 com diâmetro de 1,1 mm, combinado com gás de proteção conforme AWS A5.32 (2021) M21-ArC-20, composto por 80% de Ar e 20% de CO_2, com vazão de 20 l/min. A Tabela III.2 apresenta a composição química do consumível (metal de adição depositado) fornecida pelo fabricante referente ao lote utilizado.

Tabela III.2 - Composição química do eletrodo utilizado fornecida pelo fabricante (% em peso).

C	Mn	Si	Cr	Mo	Cu	Ni	S	P
0,07	1,45	0,54	0,34	0,48	0,04	2,13	0,010	0,009

III.3 – Soldagem

III.3.1 – Metodologia Geral de Soldagem

As soldagens foram realizadas utilizando a tocha GMAW SpinArc modelo MA-400 desenvolvida pela *Weld Revolution*, resfriada ao ar. Este equipamento permite alterar a frequência de rotação do eletrodo entre 500 e 5.500 rpm. A tocha de soldagem possui um dispositivo mecânico que permite ajustar o diâmetro de rotação (Silva et al., 2020; Costa et al., 2019; Roen, 1983). A Figura III.2 apresenta a tocha e o arame eletrodo com o movimento de rotação.

Os parâmetros de soldagem foram monitorados por meio de um sistema de aquisição de dados IMC SAP V4, operando com frequência de aquisição de 5 kHz. O cálculo do aporte térmico foi realizado conforme a Equação III.1, utilizando a metodologia recentemente adotada pelas normas ASME IX (2023) e API 1104 (2021). Essa abordagem, baseada em dados de potência, reduz os erros de medição, especialmente quando se utilizam processos sinérgicos (Melfi, 2010). Para considerar a energia efetivamente utilizada na soldagem, foi adotado um fator de eficiência térmica de 0,8, recomendado pela norma BS EN 1011-1 (2009) para o processo GMAW.

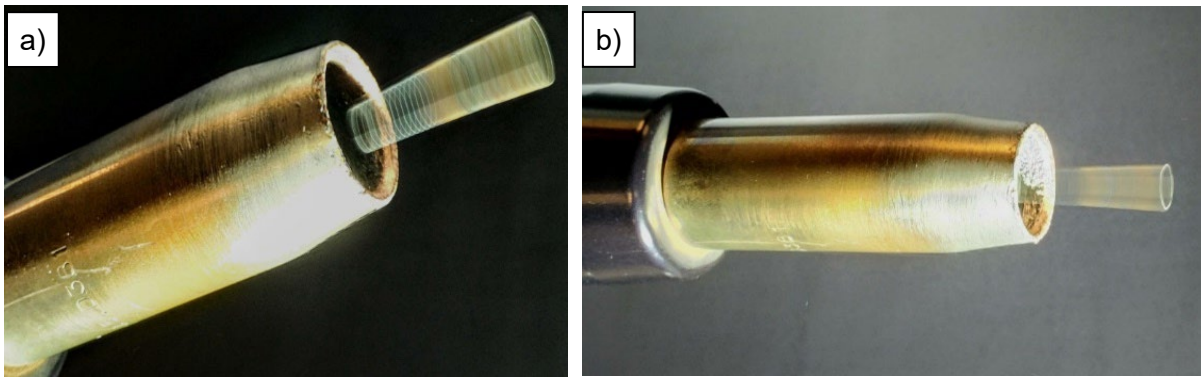


Figura III.2 – Tocha do processo GMAW-RE mostrando o arame eletrodo rotativo.

$$HI = 0{,}8 \times (P \times T)/(1000 \times L) \qquad \text{Equação III.1}$$

onde: *HI* = aporte térmico médio (kJ/mm); *P* = Potência instantânea média (watts); *T* = Tempo de arco (s); *L* = Comprimento do cordão (mm).

A Figura III.3 apresenta o arranjo de soldagem, o sistema de aquisição de dados SAP V4 e o controlador da frequência de rotação. As soldagens foram executadas com ângulo de tocha de 90º, mantendo-se uma distância tocha/peça de 20 mm, utilizando um trator de soldagem sobre trilhos, com controle analógico de velocidade de deslocamento (Solda Brasil, modelo CG-30). A fonte de soldagem empregada foi uma inversora sinérgica pulsada, com ciclo de trabalho de 300A@60% (Miller, modelo Millermatic 350P).

Para a operação, foi selecionado no display da máquina o modo de soldagem *metal cored* sinérgico que possibilita o ajuste da corrente de pico de forma a manter condições de equilíbrio em uma ampla faixa de velocidades de alimentação de arame. Assim, para uma dada velocidade de alimentação de arame selecionada, os valores de: tensão (pico e base); corrente (pico e base); tempos de pico e de base; e frequência de pulso, são ajustados instantaneamente pelo algoritmo sinérgico, de modo a garantir a manutenção do mecanismo de transferência metálica e estabilidade da soldagem.

Apesar da soldagem de dutos ser feita em campo no sentido circunferencial, adotou-se no presente trabalho a soldagem no sentido longitudinal do tubo, conforme apresentado na Figura III.3a com o objetivo de viabilizar o experimento de forma mecanizada com soldagem na posição plana. Diferentemente dos tubos fabricados a partir de chapas laminadas, que apresentam microestrutura bandeada e deformada na direção de laminação, os tubos sem costura temperados e revenidos apresentam menor anisotropia microestrutural, de modo que os resultados obtidos na ZTA, seja soldando no sentido longitudinal ou transversal, são equivalentes.



Figura III.3 – a) Arranjo de soldagem; b) Sistema de aquisição de dados de soldagem; c) Controlador da frequência de rotação.

Para confirmar a equivalência microestrutural e de propriedades nos dois sentidos do tubo temperado e revenido, foram realizadas análises microestruturais e ensaios de microdureza Vickers, com carga de 500 gf, nos sentidos longitudinal e transversal do aço X80S. A Figura III.4 apresenta o corte da amostra com a indicação das seções analisadas, enquanto a Figura III.5 mostra a distribuição dos pontos de medição de microdureza, realizada tanto no centro da espessura quanto nas regiões próximas às superfícies interna e externa.

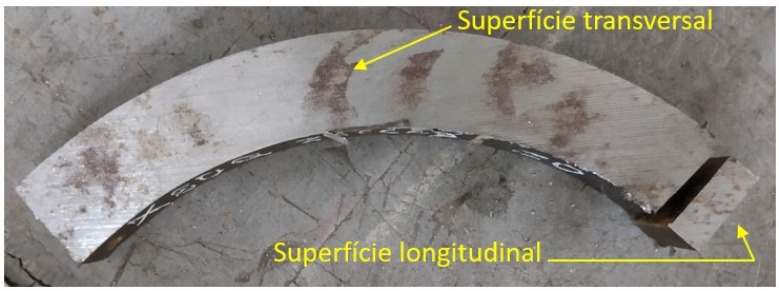


Figura III.4 – Seções longitudinal e transversal para análise microestrutural e de microdureza.

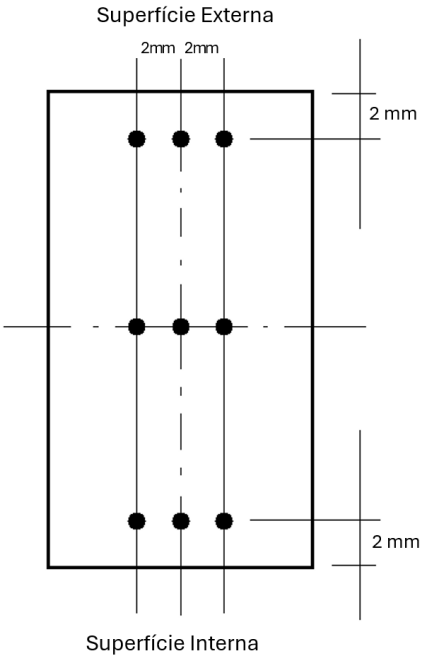


Figura III.5 – Pontos de medição de microdureza Vickers.

III.3.2 – Deposição de Cordão sobre Tubo (Etapa 1)

Para avaliar o comportamento microestrutural da ZTA em função da variação da frequência de rotação e do aporte térmico, foram realizados testes de soldagem utilizando tanto o processo rotativo quanto o processo GMAW convencional, sem rotação. Para este último, foi utilizada a mesma tocha SpinArc, configurada com diâmetro e frequência de rotação igual a zero. Inicialmente, foram depositados cordões com quatro diferentes valores de aporte térmico, sem rotação do eletrodo. Posteriormente, foram testadas três diferentes frequências de rotação, mantendo o aporte térmico constante.

Para o processo GMAW-RE, foram definidos os valores de 1000, 2000 e 2500 rpm para a frequência de rotação, com o diâmetro de rotação fixado em 3 mm, baseado em estudos anteriores (Costa et al., 2024; Silva Filho et al., 2021; Silveira et al., 2020; Costa et al., 2019; Sankar et al., 2021a). Para o processo GMAW convencional, ou seja, sem rotação, foram definidos quatro valores de aporte térmico baseados em valores tipicamente utilizados na soldagem circunferencial de dutos (Wang et al., 2024a; Dornelas et al., 2022; Jones et al., 2013; Bai et al., 2019). A Tabela III.3 apresenta os dados de frequência e aporte térmico selecionados para a soldagem de deposição sobre tubo. Os parâmetros definidos nesta tabela foram utilizados tanto para o aço X80S quanto para o aço X100.

Tabela III.3 - Valores de frequência de rotação e aporte térmico selecionados.

Processo	Frequência de rotação (rpm)	Aporte térmico (kJ/mm)
GMAW	0	0,5
	0	1,5
	0	2,5
	0	3,0
GMAW-RE	1000	1,5
	2000	1,5
	2500	1,5

III.3.3 – Soldagem Simulando Condição de Chanfro Estreito (Etapas 2 e 3)

No estudo de soldagem em chanfro estreito, a tocha, o sistema de aquisição de dados de soldagem, o arame e o gás de proteção foram os mesmos utilizados nos testes com deposição de cordão sobre tubo. Foi adotado um valor de aporte térmico intermediário de 1,5 kJ/mm com preaquecimento de 100 °C devido a elevada espessura de parede do tubo. Estes valores foram definidos após realização dos testes da Etapa 1 deste estudo. A Tabela III.4 apresenta um resumo das juntas com a finalidade definida para cada uma.

Tabela III.4 - Juntas soldadas com os valores de frequência de rotação e o objetivo.

Aço	Frequência de rotação (rpm)	Objetivo
X80S	0	Etapas 2 e 3 - Avaliar o efeito do processo rotativo nas propriedades e microestrutura da ZTA e na geometria da junta, em comparação com o processo convencional
	2000	
	2500	
X100	0	
	2000	
	2500	

Para os tubos X80S e X100 foram realizadas juntas com passe único e juntas com dois passes, com o objetivo de simular uma condição multipasse e avaliar o efeito do reaquecimento provocado pelo segundo passe na microestrutura e propriedades da ZTA.

Para simular o chanfro estreito, foi usinada no tubo uma canaleta com chanfro reto com 15 mm de profundidade e 8 mm de abertura, como mostrado na Figura III.6. Trabalhos anteriores (Costa et al., 2024; Silva Filho et al., 2021; Silveira et al., 2020; Costa et al., 2019; Sankar et al., 2021a) demonstraram que uma abertura de 8 mm é apropriada para um diâmetro de rotação de 3 mm, evitando que o arame toque as paredes laterais do chanfro, no caso de soldagem em chanfro estreito.

Para o aço X80S o chanfro foi usinado com fundo reto e para o X100 foi utilizado fundo arredondado. O objetivo foi verificar se o fundo arredondado poderia trazer algum benefício para minimizar ocorrência de defeitos na região do canto vivo no fundo do chanfro.

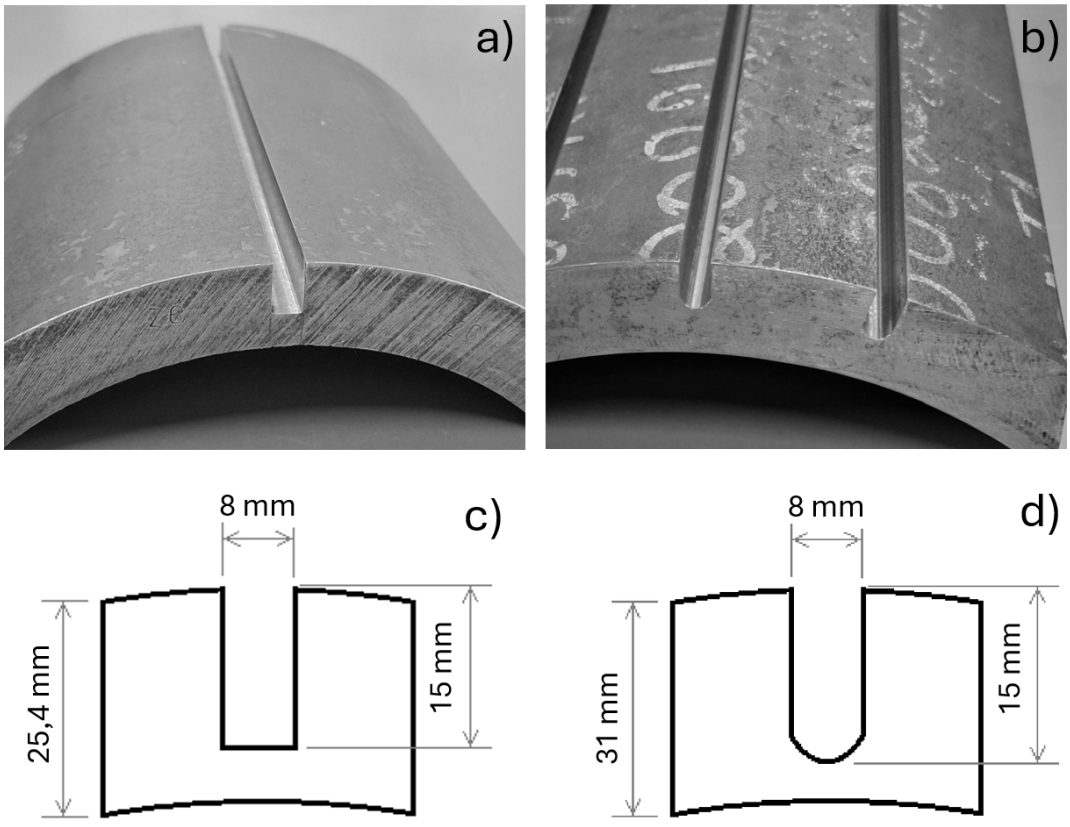


Figura III.6 – Detalhes e dimensões do chanfro utilizado para a soldagem.
X80S: a); c). X100: b); d).

O rasgo com profundidade de 15 mm utilizado neste estudo se mostrou adequado para a soldagem utilizando uma distância tocha peça de 20 mm (Figura III.7). Para a soldagem de maiores espessuras com chanfro estreito, o contato do bocal com a peça pode não permitir a abertura do arco na região da raiz da solda. Nestes casos, é necessário utilizar uma extensão para posicionar o bico de contato dentro do chanfro (Figura III.7c).

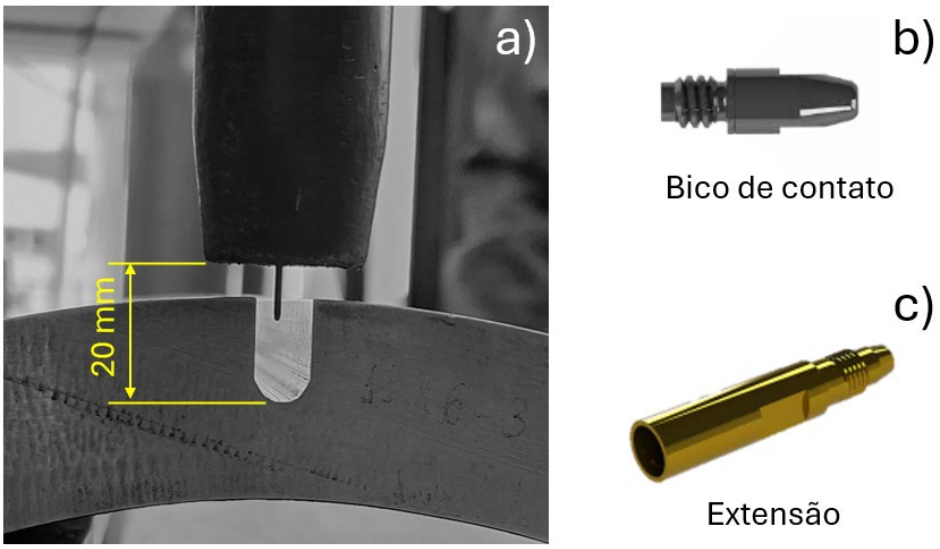


Figura III.7 – a) Distância tocha/peça; b) Bico de contato; c) Extensão para bico de contato.

III.4 – Regiões de Análise e Remoção de Corpos-de-Prova

As juntas soldadas foram cortadas a frio transversalmente ao cordão de solda para remoção de corpos-de-prova para a análise metalográfica e ensaios mecânicos de microdureza, tração da ZTA e Charpy-V. A Figura III.8 apresenta uma amostra soldada e as posições de onde foram removidos os cupons para usinagem e preparação de corpos-de-prova.

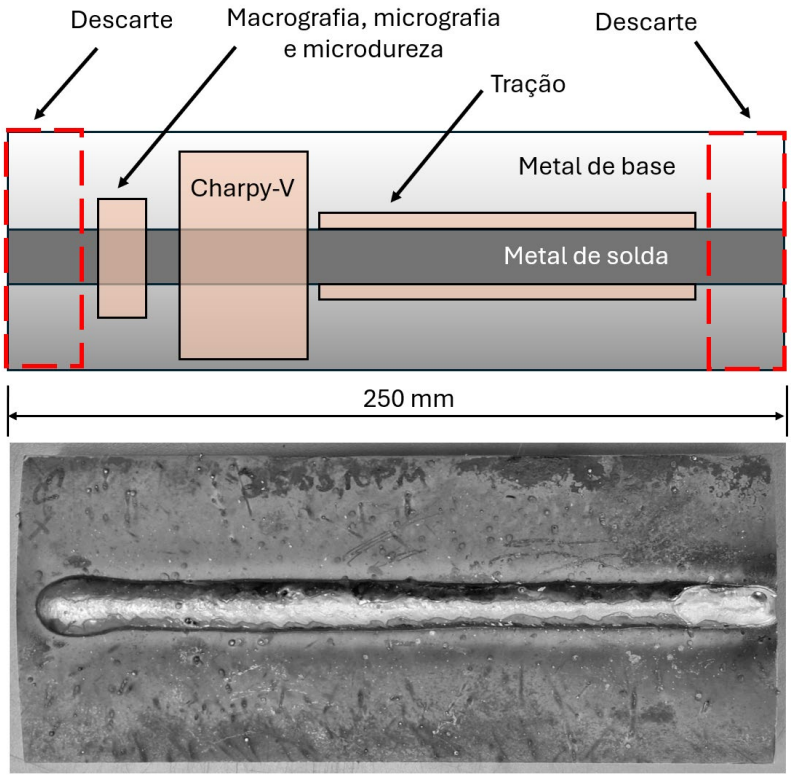


Figura III.8 – Regiões de remoção de corpos-de-prova dos cupons soldados.

As Figuras III.9 e III.10 apresentam de forma esquemática as seções transversais com os locais onde foram realizados os ensaios para as amostras de cordão sobre tubo e soldagem no chanfro, respectivamente.

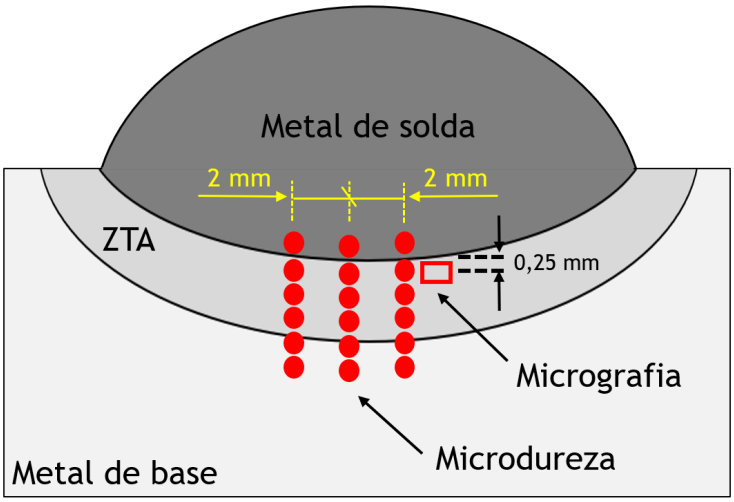


Figura III.9 – Região para ensaio de microdureza e metalografia das amostras de cordão sobre tubo.

Para as amostras soldadas com dois passes, foram realizados ensaios de microdureza tanto na região de grãos grosseiros do primeiro passe, reaquecida no campo intercrítico pelo segundo passe (RGG-IC), quanto na região de grãos grosseiros do segundo passe (RGG).

Na análise macrográfica, foram realizadas medições de penetração, largura e altura do cordão, largura da ZTA e diluição. Além disso, foi realizado exame visual da seção transversal dos cordões de solda em busca de defeitos ou descontinuidades macroscópicas.

A diluição global do processo foi calculada utilizando o software Image J pelo método de análise das áreas conforme a Equação III.2.

$$D = \frac{A_{MB}}{A_{MB}+A_{MS}} \qquad \text{Equação III.2}$$

Onde D é a diluição, A_{MB} é a área do metal de base que foi fundida e se misturou ao metal de solda e A_{MS} é a área do metal de solda depositado sobre o metal de base (Figura III.11).

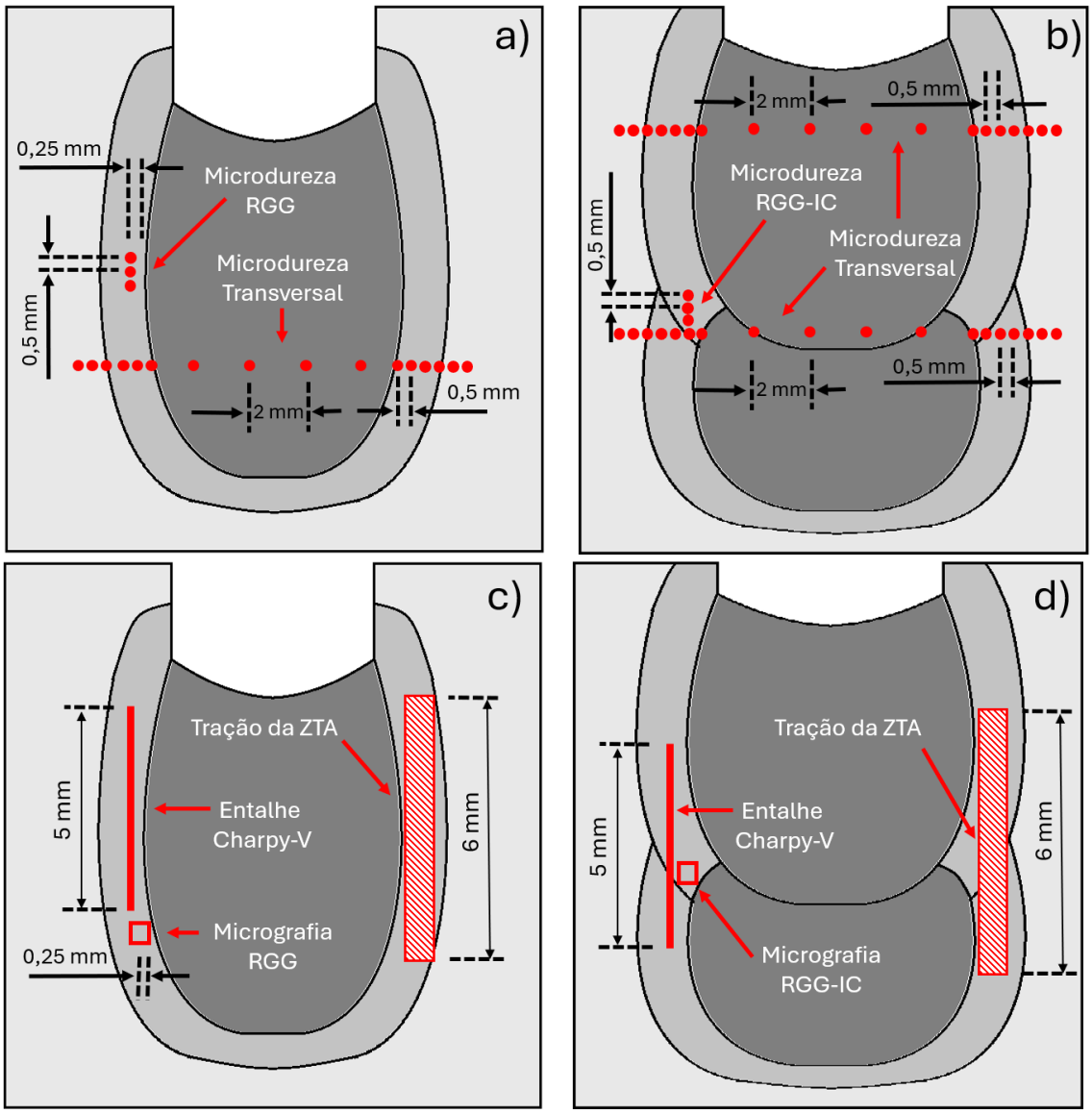


Figura III.10 – Regiões para análise metalográfica, ensaio de microdureza e posição para remoção de corpos-de-prova para ensaios mecânicos. Juntas com 1 passe (a, c) e dois passes (b, d). Microdureza (a, b). Micrografia, tração e Charpy-V (c, d).

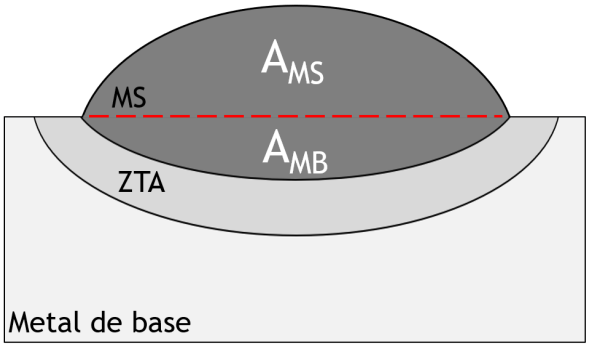


Figura III.11 – Representação da área do metal de base (A_{MB}) e área do metal de solda (A_{MS}) utilizados para determinação da diluição global.

Na macrografia, foi realizada análise dimensional dos cordões de solda, incluindo medidas de altura e largura do cordão, extensão da ZTA e penetração, conforme indicado na Figura III.12.

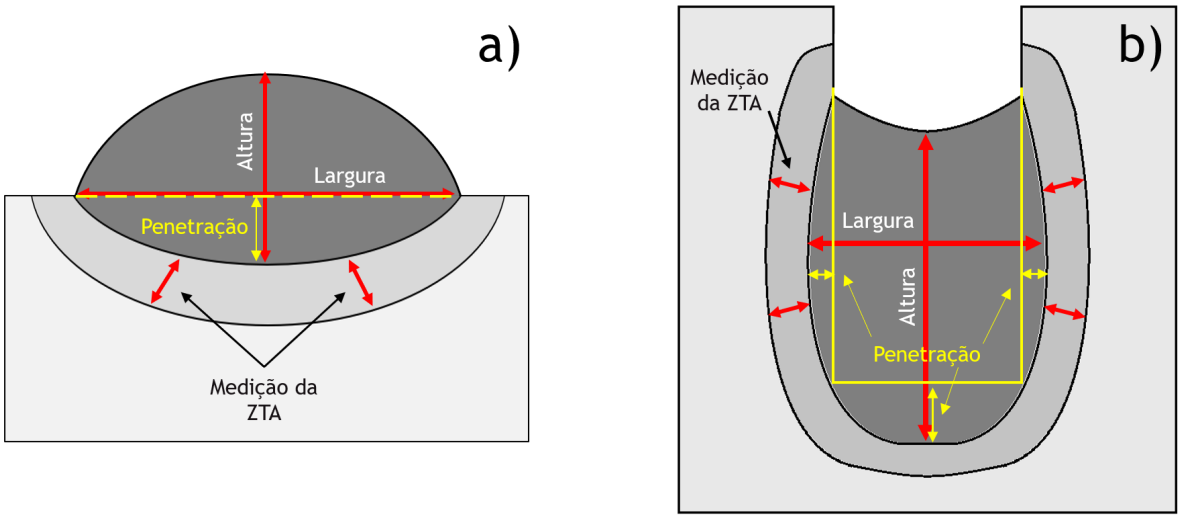


Figura III.12 – Locais de medições de largura e altura do cordão, extensão da ZTA e penetração para cordão sobre tubo (a) e solda no chanfro (b).

III.5 – Caracterização Microestrutural e Macrografia

As análises macro e microestrutural foram realizadas utilizando microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), incluindo análise com difração de elétrons retroespalhados (*Electron Backscatter Diffration* – EBSD). A preparação das amostras para a caracterização macro e microestrutural foi realizada por meio de lixamento, utilizando lixas com granulometrias de 100, 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 2000 mesh, seguido de polimento com pasta de diamante com granulometrias de 6, 3 e 1 µm. Após a preparação, foi realizado o ataque químico com nital 2% para evidenciar as microestruturas presentes. Para análise de EBSD, as amostras não foram atacadas e tiveram uma etapa de polimento adicional com sílica coloidal com granulometria de 0,25 µm.

Além do ataque com nital 2%, algumas amostras foram selecionadas e atacadas com reagente Le Pera (4% de picral e 1% de metabissulfito de sódio) com a finalidade de identificar microconstituinte A-M.

Para a realização das macrografias e micrografias foi utilizado um microscópio óptico da marca Olympus modelo BX60M assistido pelo software Olympus Stream Essentials para geração e tratamento de imagens.

As medições para macrografia foram realizadas diretamente na tela do computador ligado ao microscópio óptico, com aumento de 12,5 vezes, usando o software de análise de

imagens Stream Essentials.

A caracterização microestrutural foi realizada nas amostras transversais em relação ao cordão de solda, utilizadas para macrografia, nas regiões específicas indicadas nas Figuras III.9 e III.10. Foi utilizado o microscópico eletrônico de varredura da marca Cambridge Instruments modelo CamScan 3200LV. As imagens obtidas no MEV foram utilizadas para determinar as fases e microconstituintes presentes e o EBSD foi utilizado como técnica complementar para análise microestrutural, incluindo informações sobre contornos de baixo e alto ângulos, mapas de contornos e mapas de contraste de banda.

As imagens de MEV foram obtidas com a técnica de elétrons secundários, utilizando voltagem de 20 kV e distância de trabalho de 20 mm. As imagens de EBSD foram adquiridas com um step-size de 0,3 μm e ângulo de inclinação da amostra de 70°. Os mapas cristalográficos foram gerados utilizando o software Tango do HKL Channel 5. Foram realizadas duas varreduras para cada região analisada.

Para determinar as frações de martensita e bainita, foi aplicado o método de contagem de pontos conforme a norma ASTM E562-01 (2002), utilizando seis imagens, cada uma com uma grade de 88 pontos analisados diretamente na tela do MEV com uma ampliação de 2.000x, totalizando 528 pontos por amostra.

Embora o método de contagem de pontos tenha sido aplicado com sucesso por muitas décadas, a interpretação de microestruturas de aços de maior resistência e menor teor de carbono é mais desafiadora, mesmo para pesquisadores experientes. Por isso, foi realizada uma análise quantitativa utilizando os dados de contraste de banda obtidos pelo EBSD para comparar com os resultados obtidos pela contagem de pontos. A técnica permite obter mapas quantitativos de distribuição e fração de microconstituintes, reduzindo a possível influência da subjetividade de interpretação do observador, em particular para microestruturas mais refinadas e mais complexas como no presente caso. Foram utilizados os dados de duas varreduras para cada região analisada. Para cada curva de contraste de banda foi realizada a deconvolução gaussiana dos picos utilizando o software Origin Pro 8.0, seguindo a metologia utilizada por Baek et al. (2020) e Wang et al. (2016). Para delimitar as duas fases, foi utilizado um ponto de referência, definido na região de sobreposição das curvas (Figura II.22).

III.6 – Ensaios Mecânicos

Foi realizada análise de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) nas posições indicadas nas Figuras III.9 e III.10 para as amostras removidas de cordão sobre tubo e soldagem no chanfro, respectivamente. Três pontos de microdureza foram feitos na região de grãos grosseiros da ZTA utilizando o método Vickers com aplicação de carga de 500 gf por 15 segundos. O ensaio foi realizado de acordo com o procedimento da norma ASTM E384

(2022). O equipamento utilizado foi o microdurômetro da marca Instron-Wilson Instruments, modelo 422MVD, com penetrador de diamante piramidal de base quadrada com ângulo de 136° no vértice.

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V na temperatura de 0 °C, em três corpos-de-prova para cada condição de soldagem em chanfro estreito, com um e com dois passes, em corpos-de-prova transversais com dimensões de 5 x 10 x 55 mm, com o entalhe posicionado na posição indicada na Figura III.10. A utilização de corpos-de-prova com seção reduzida (5 mm) foi necessária devido à espessura reduzida do cordão soldado com passe único. O ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM A370 (2024) utilizando uma máquina da marca WPM (VEB Werkstoffprüfmaschinen Leipzig), modelo PS30, com capacidade nominal de 30 kPm (300 Joules). Para efeitos de comparação, também foram realizados ensaio Charpy-V no metal de base, nas mesmas condições e orientação dos ensaios realizados na ZTA.

Com o objetivo de contribuir para a avaliação do amolecimento da ZTA, foi realizado ensaio de tração para verificar se as propriedades mecânicas nessa região são afetadas por um possível amolecimento. A ocorrência de amolecimento resultaria na redução da resistência mecânica da ZTA, podendo ser identificada por meio do ensaio de tração. Os ensaios foram realizados nas condições de passe único e de dois passes, utilizando corpos de prova removidos do tubo X80S nas posições indicadas na Figura III.10. Os ensaios também foram realizados no metal de base, utilizando a mesma orientação dos corpos-de-prova da ZTA, de modo a permitir a comparação entre os resultados. Os corpos-de-prova foram removidos por meio de eletroerosão nas dimensões padronizadas pela norma ASTM E8 (2024), indicadas na Figura III.13. O ensaio foi realizado em uma máquina de tração Instron modelo 5985 com capacidade de 250 kN.

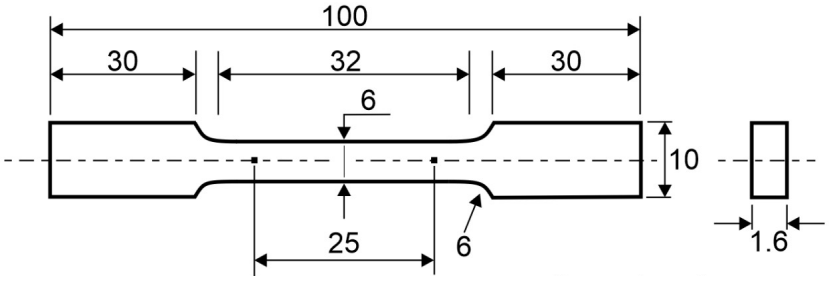


Figura III.13 – Corpo-de-prova de tração (unidades em mm).

CAPÍTULO IV

RESULTADOS

IV.1 – Análises Realizadas nos Aços X80S e X100

A Figura IV.1 (a) e (b) apresenta a microestrutura dos aços X80S e X100 observadas por microscopia óptica, onde se verifica que essa técnica não permite identificar com precisão os principais constituintes. Já com a microscopia eletrônica de varredura apresentada na Figura IV.1 (c) e (d), é possível observar o predomínio de bainita e martensita para ambos os materiais. Na Figura IV.2 são apresentadas as figuras de polo inverso, os mapas de contraste de banda e o mapa de fases obtidos pela técnica de EBSD para o metal de base dos aços X80S e X100.

O mapa de fases apresentado na Figura IV.2 (e) e (f) foram obtidos a partir dos dados de contraste de banda, utilizando a técnica de deconvolução de picos gaussianos.

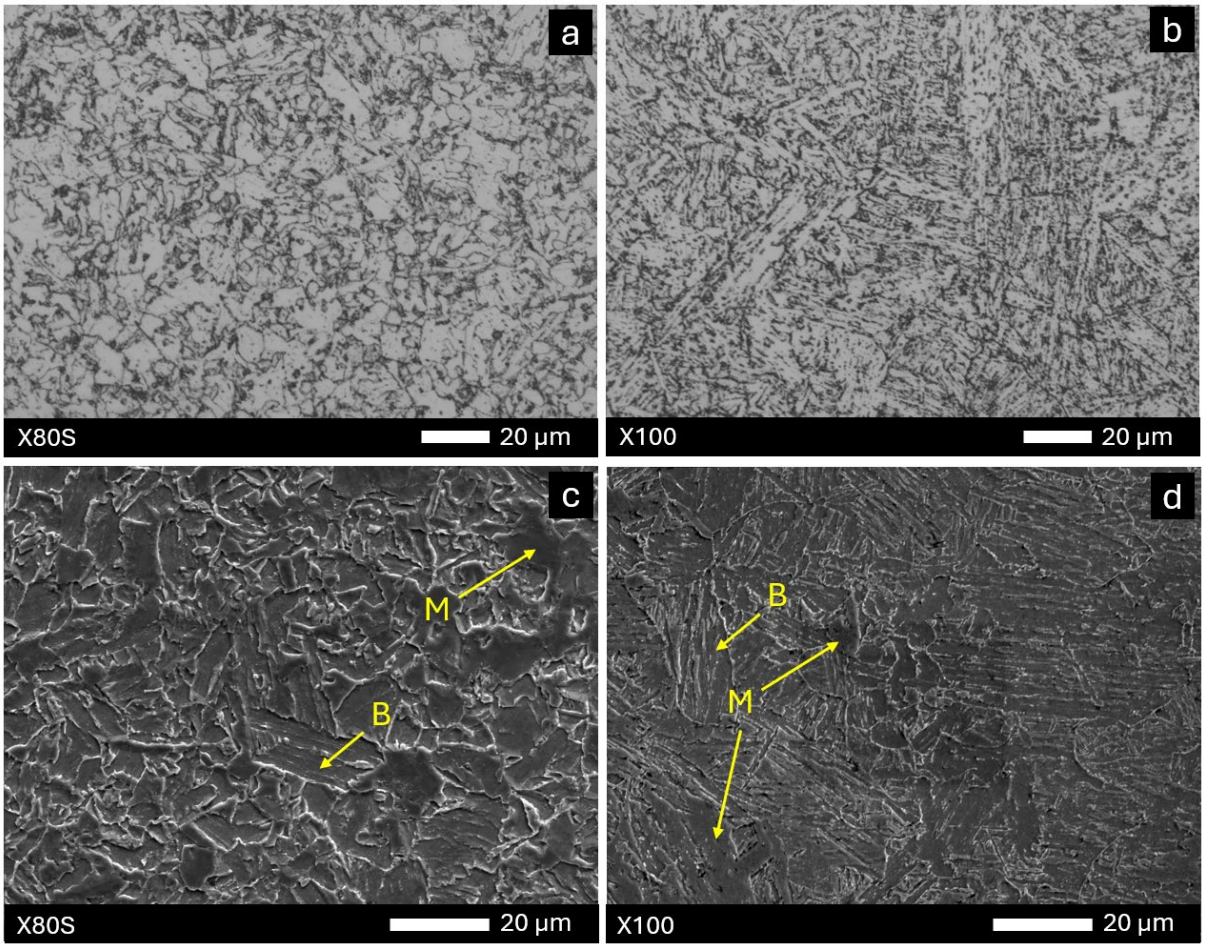


Figura IV.1 – Microscopia óptica e eletrônica de varredura dos aços X80S e X100. a) MO X80S; b) MO X100; c) MEV X80S; d) MEV X100. Ataque: Nital 2%.

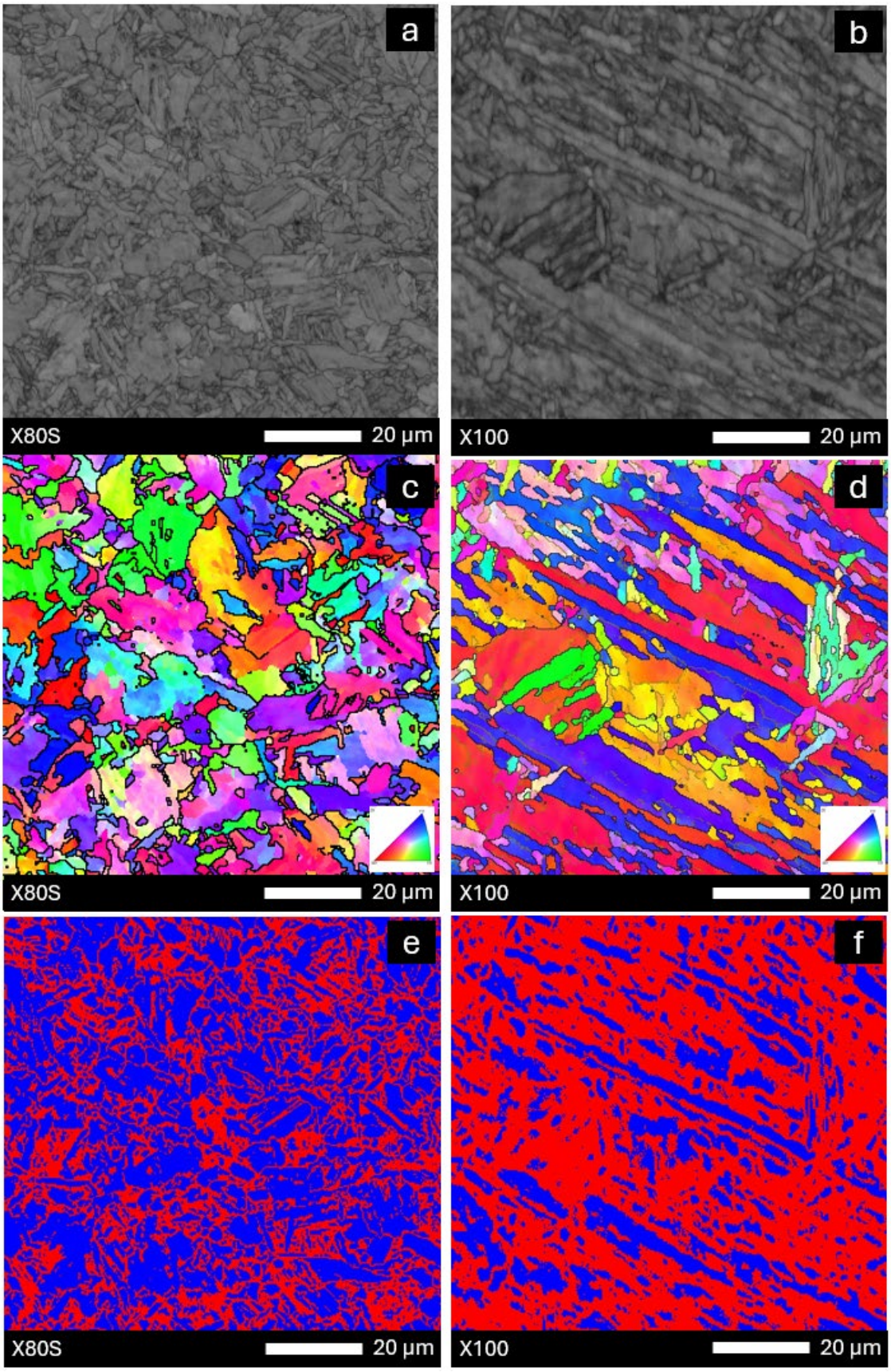


Figura IV.2 – Mapas de contraste de banda (a, b), figuras de polo inverso (c, d) e mapa de fases, com bainita em azul e martensita em vermelho (e, f). Mapas obtidos por meio da técnica de EBSD para o aço X80S (a, c, e) e X100 (b, d, f).

A Figura IV.3 apresenta uma comparação entre as microestruturas obtidas para o X80S no sentido longitudinal e transversal. Pode-se verificar que não há diferenças microestruturais relevantes ou bandeamento.

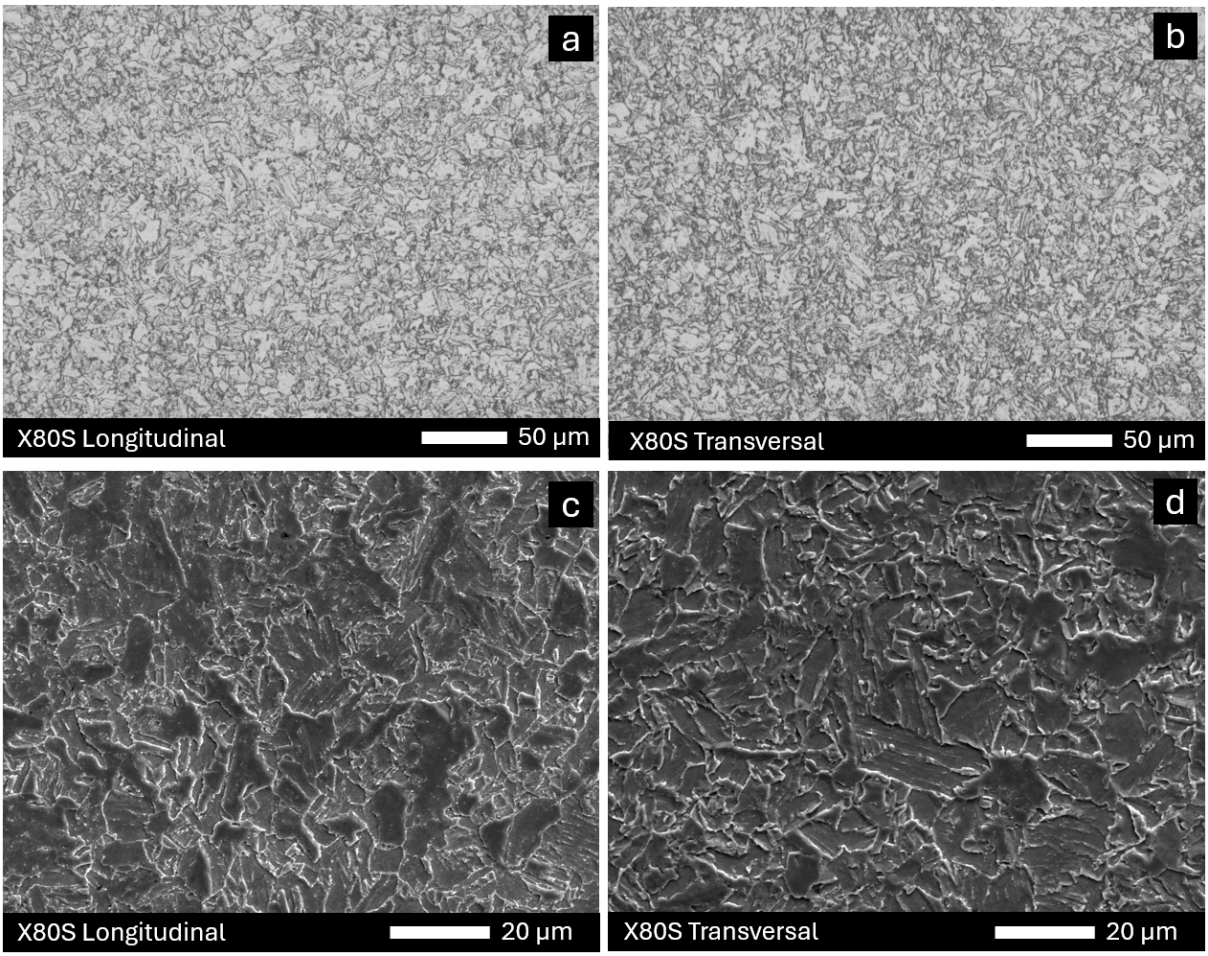


Figura IV.3 – Microscopia óptica (a, b) e microscopia eletrônica de varredura (c, d) das seções longitudinal (a, c) e transversal (b, d). Aço X80S. Ataque: Nital 2%.

O ensaio de microdureza mostrou diferença de apenas 9 HV entre as superfícies longitudinal e transversal, comparando as mesmas posições ao longo da espessura (Tabela IV.1 e Figura IV.4). A maior diferença, chegando a 22 HV, foi observada comparando as regões próximas às superfícies, que recebem o jato de água durante a têmpera, e o centro da amostra, que tem um resfriamento mais lento.

Os resultados dos ensaios mecânicos realizados nos aços X80S e X100 estão descritos na Tabela IV.2. Todos os valores obtidos foram superiores aos mínimos requeridos pela norma API 5L (2008). No caso do ensaio Charpy-V, é importante destacar que o critério de aceitação estabelecido pela API 5L (2018) refere-se a corpos-de-prova com seção de 10 × 10 mm, enquanto no presente estudo foi utilizado um corpo-de-prova com seção reduzida de 5 × 10 mm. Dessa forma, conforme previsto na norma, pode-se ainda multiplicar por 2 o resultado obtido, para fins de comparação com o critério normativo, embora os resultados

apresentados se refiram a corpos-de-prova com espessura de 5 mm.

Tabela IV.1 – Resultados dos ensaios microdureza Vickers realizado nas seções longitudinal e transversal das amostras de aço X80S.

Direção	Posição	Média ($HV_{0,5}$)	Desvio padrão ($HV_{0,5}$)
Longitudinal	Externa	245	±11
	Centro	230	±5
	Interna	241	±14
Transversal	Externa	254	±5
	Centro	232	±12
	Interna	249	±6

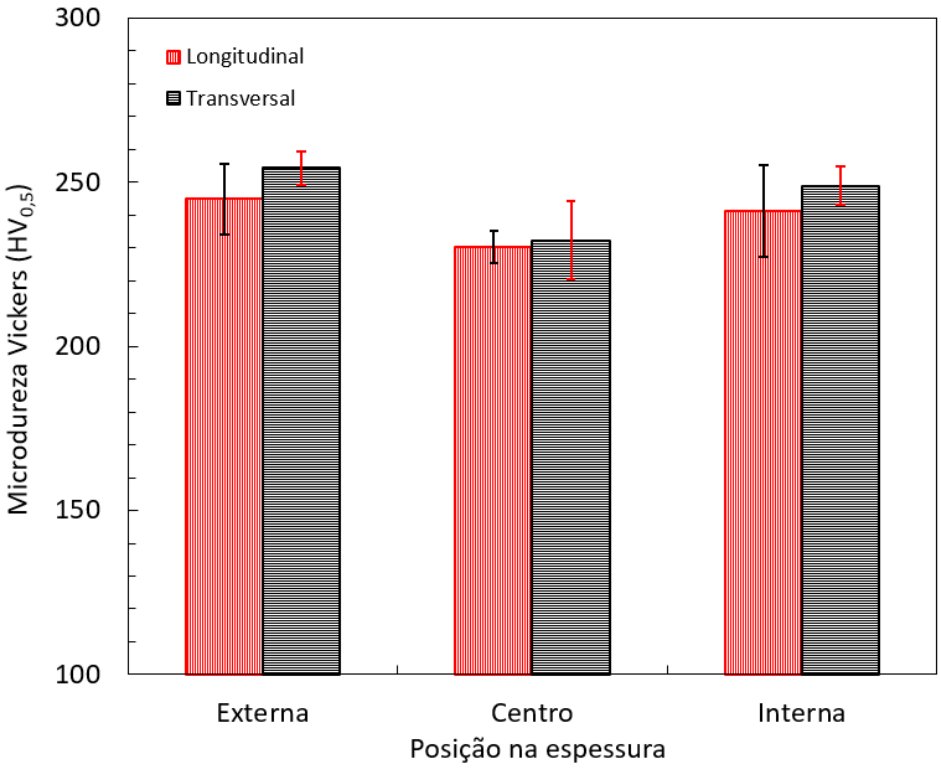


Figura IV.4 – Microdureza Vickers realizada nas seções longitudinal e transversal das amostras de aço X80S.

Os resultados de microscopia eletrônica de varredura e microdureza apresentados nas Figuras IV.3 e IV.4 evidenciaram semelhanças entre as seções longitudinal e transversal do tubo sem costura temperado e revenido, indicando ausência de anisotropia significativa. Assim, a direção de soldagem, longitudinal ou circunferencial, não influencia a avaliação das propriedades da ZTA, que é o objetivo deste estudo. Dessa forma, a soldagem realizada apenas no sentido longitudinal do tubo (Figura III.3) não compromete a interpretação dos resultados, mesmo considerando uma aplicação futura com ensaios realizados no sentido circunferencial.

Tabela IV.2 – Resultados dos ensaios mecânicos de tração e Charpy-V realizados nos aços X80S e X100.

Aço	Ensaio	Propriedade	CP	Resultado	Média	Mínimo (API 5L)
X80S	Tração	LE (MPa)	CP1	599	598	555
			CP2	596		
		LR (MPa)	CP1	669	670	625
			CP2	671		
		Al (%)	CP1	21	20	12
			CP2	18		
	Charpy-V 0 °C	Energia absorvida (Joules)	CP1	110	110	40
			CP2	112		
			CP3	109		
X100	Charpy-V 0 °C	Energia absorvida (Joules)	CP1	85	84	40
			CP2	86		
			CP3	80		

IV.2 – Etapa 1 – Deposição de Cordão sobre Tubo

IV.2.1 – Soldagem

Durante a soldagem, foram registrados os dados de corrente, tensão, velocidade e potência efetivamente obtidos para cada cordão depositado. Em seguida, foi calculado o aporte térmico utilizando a Equação III.1. Os resultados são apresentados na Tabela IV.3 para o aço API X80S e na Tabela IV.4 para o aço API X100.

Os oscilogramas de tensão e corrente (Figura IV.5 e Figura IV.6) mostram que para o menor valor de aporte térmico, é possível observar características de transferência por curto-circuito, com uma redução brusca na tensão, baixo valor médio de tensão e baixa corrente média. Para os maiores valores de aporte térmico, a corrente média é maior e o modo de transferência muda para *spray*.

Tabela IV.3 – Parâmetros registrados durante a soldagem de deposição sobre tubo para o aço X80S.

Processo	GMAW				GMAW-RE		
Frequência de rotação (rpm)	0	0	0	0	1000	2000	2500
V_{alim} (mm/s)	95	191	222	222	191	191	191
Tensão média (V)	22	30	35	35	30	29	30
Corrente média (A)	144	251	307	305	251	253	251
Corrente de pico (A)	438	494	494	492	494	493	493
Corrente de base (A)	86	152	175	175	150	150	152
Tempo de pico (ms)	1,5	2,2	2,3	2,3	2,2	2,2	2,2
Tempo de base (ms)	7,5	5,3	3,7	3,4	5,3	5,2	5,4
V_s (mm/s)	5,1	4,1	3,3	2,8	4,1	4,0	4,2
Tempo (s)	47	60	73	85	62	62	60
Potência (kW)	3,7	8,4	11,4	11,4	8,3	8,2	8,3
Aporte térmico (kJ/mm)	0,6	1,7	2,7	3,3	1,62	1,63	1,60

Nenhuma alteração significativa foi observada nos oscilogramas em função da rotação do eletrodo. Todos os gráficos do processo com eletrodo rotativo (Figuras IV.7 e IV.8) apresentam características semelhantes às do processo sem rotação, considerando o mesmo aporte térmico de 1,7 kJ/mm. Apenas a partir de 2000 rpm é possível observar alguns pontos isolados de queda abrupta de tensão, indicando que a maior rotação do eletrodo com maior diâmetro efetivo de rotação, pode resultar em pequenos curtos circuitos acidentais.

Tabela IV.4 – Parâmetros registrados durante a soldagem de deposição sobre tubo para o aço X100.

Processo	GMAW				GMAW-RE		
Frequência de rotação (rpm)	0	0	0	0	1000	2000	2500
V_{alim} (mm/s)	95	191	222	222	191	191	191
Tensão média (V)	22	29	34	34	29	29	29
Corrente média (A)	145	255	305	303	250	250	252
Corrente de pico (A)	435	496	490	486	486	486	487
Corrente de base (A)	84	150	173	173	147	148	148
Tempo de pico (ms)	1,4	2,14	2,3	2,3	2,1	2,1	2,1
Tempo de base (ms)	7,1	5,1	3,7	3,7	5,0	5,1	5,0
V_s (mm/s)	5,1	4,0	3,2	2,9	4,1	4,0	4,0
Tempo (s)	45	59	76	80	58	59	57
Potência (kW)	3,7	8,3	11,3	11,2	8,1	8,1	8,2
Aporte térmico (kJ/mm)	0,6	1,7	2,9	3,1	1,6	1,6	1,6

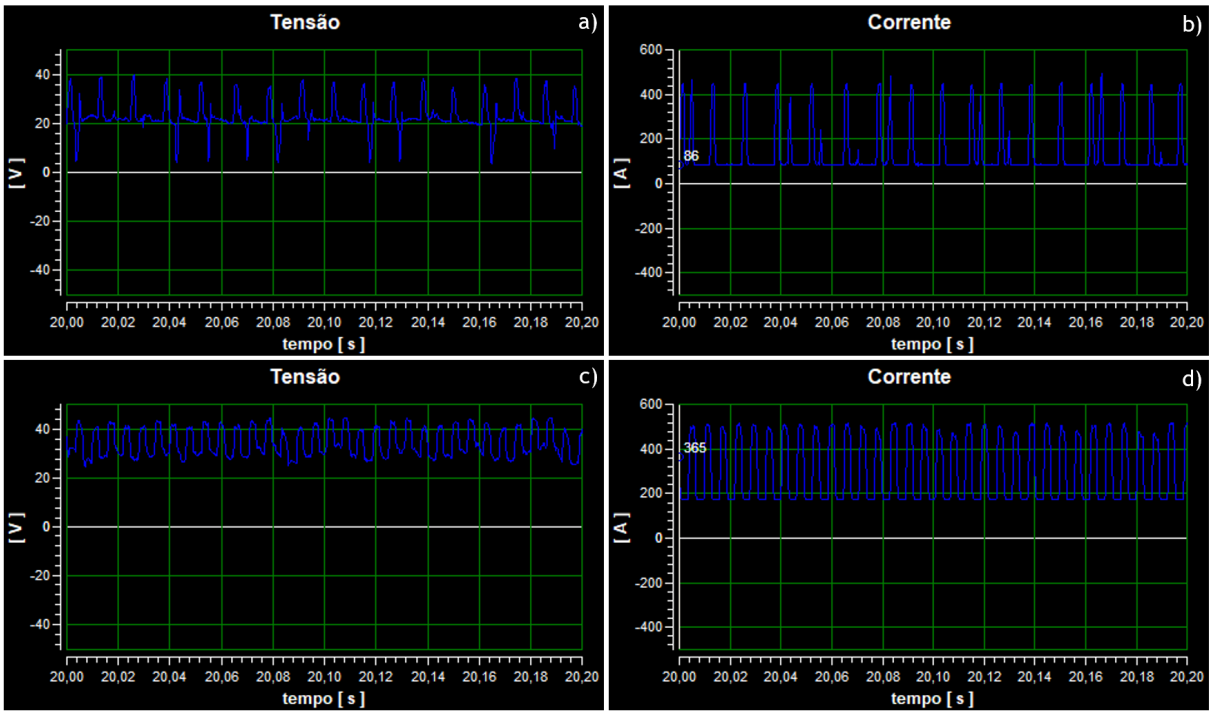


Figura IV.5 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X80S com variação de aporte térmico. 0,6 kJ/mm (a, b); 3,3 kJ/mm (c, d).

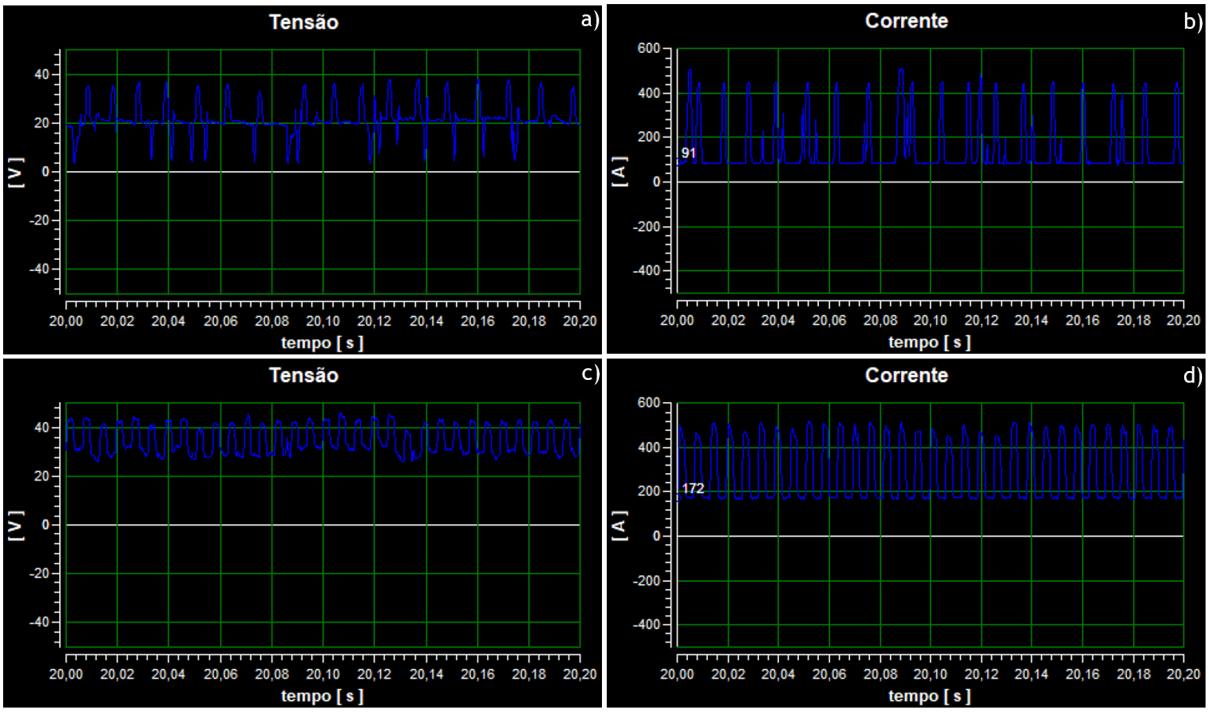


Figura IV.6 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X100 com variação de aporte térmico. 0,6 kJ/mm (a, b); 3,1 kJ/mm (c, d).

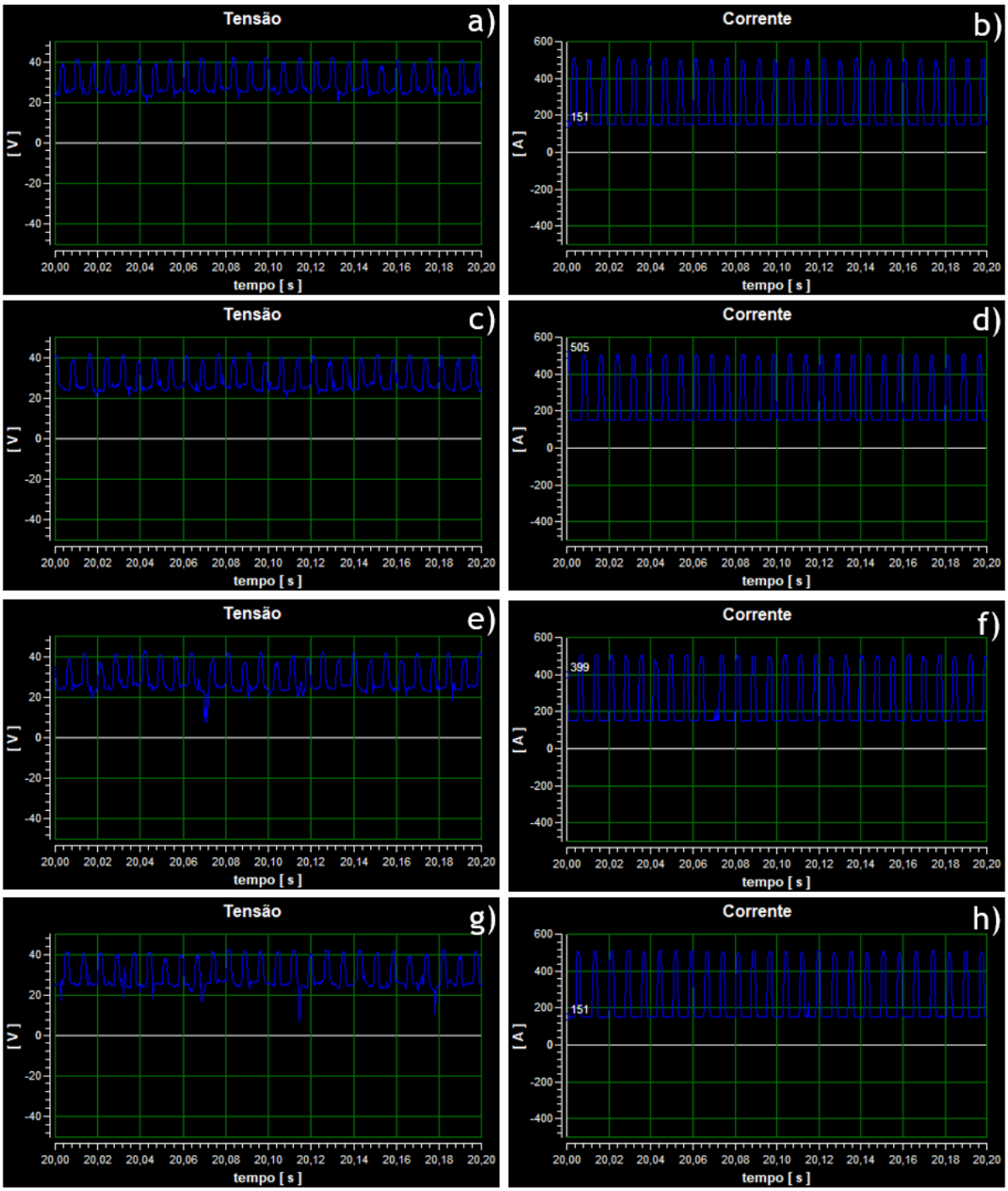


Figura IV.7 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X80S. 0 rpm (a, b); 1000 rpm (c, d); 2000 rpm (e, f); 2500 rpm (g, h).

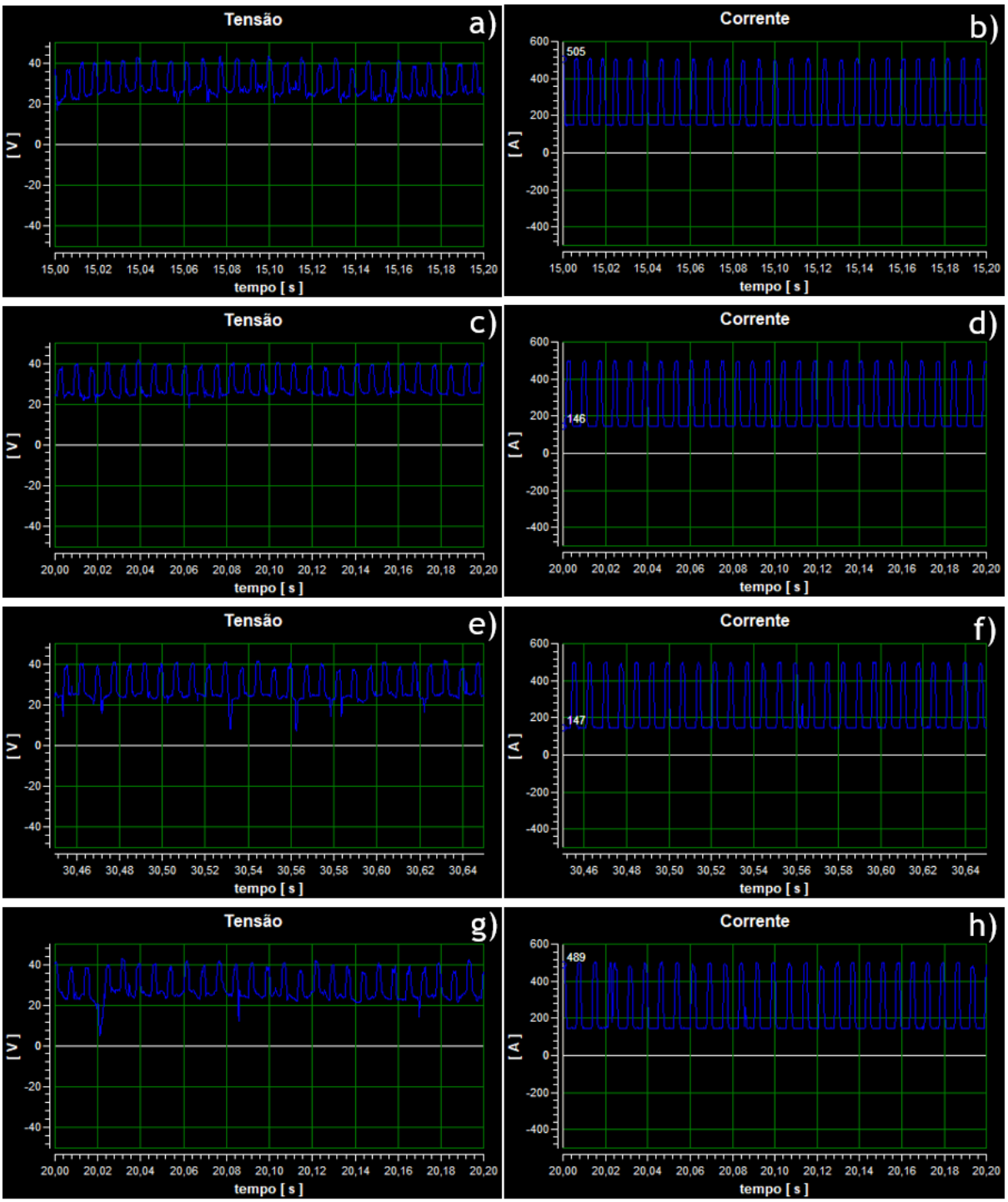


Figura IV.8 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X100. 0 rpm (a, b); 1000 rpm (c, d); 2000 rpm (e, f); 2500 rpm (g, h).

As Figuras IV.9 e IV.10 apresentam o aspecto visual dos cordões depositados sobre o tubo para diferentes valores de aporte térmico e frequência de rotação do eletrodo. A largura dos cordões soldados com eletrodo rotativo foi similar à do cordão soldado sem rotação, mas com o mesmo aporte térmico.

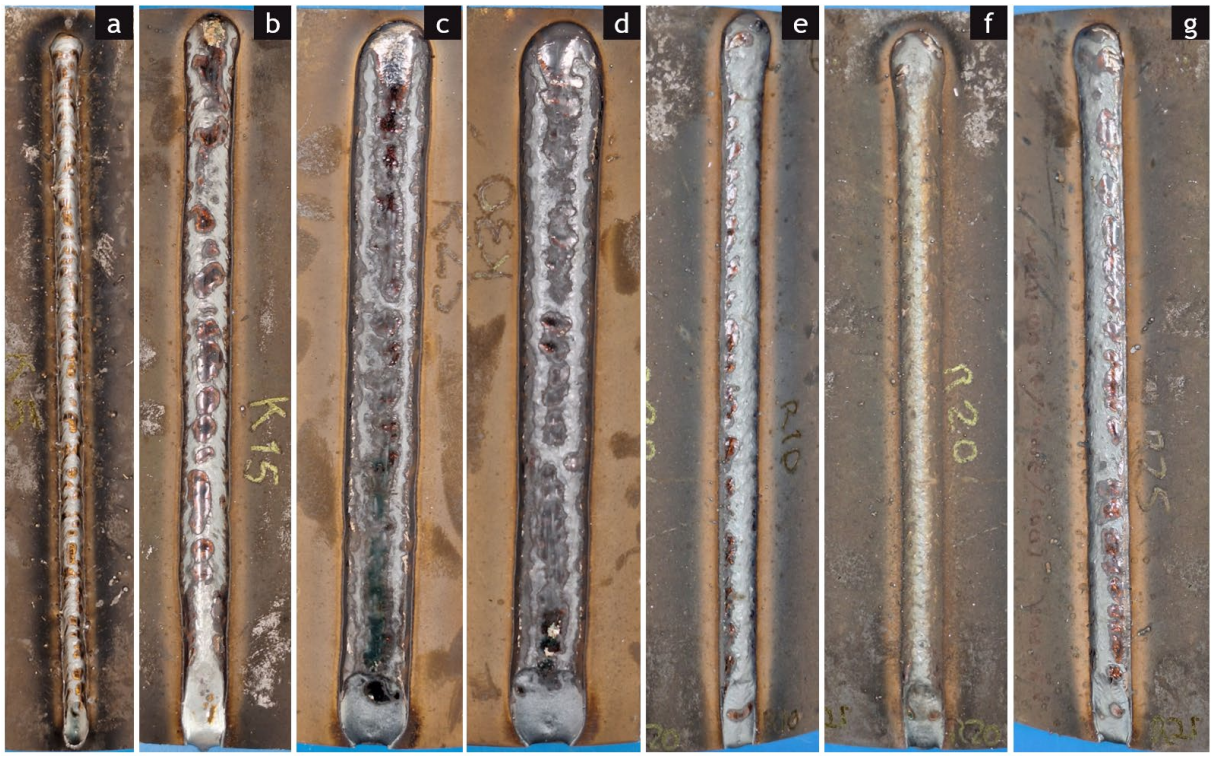


Figura IV.9 – Aspecto visual dos cordões depositados sobre o aço X80S. Variação de aporte térmico: 0,6 kJ/mm (a); 1,7 kJ/mm (b); 2,7 kJ/mm (c); 3,3 kJ/mm (d). Variação da frequência de rotação: 1000 rpm (e); 2000 rpm (f); 2500 rpm (g).

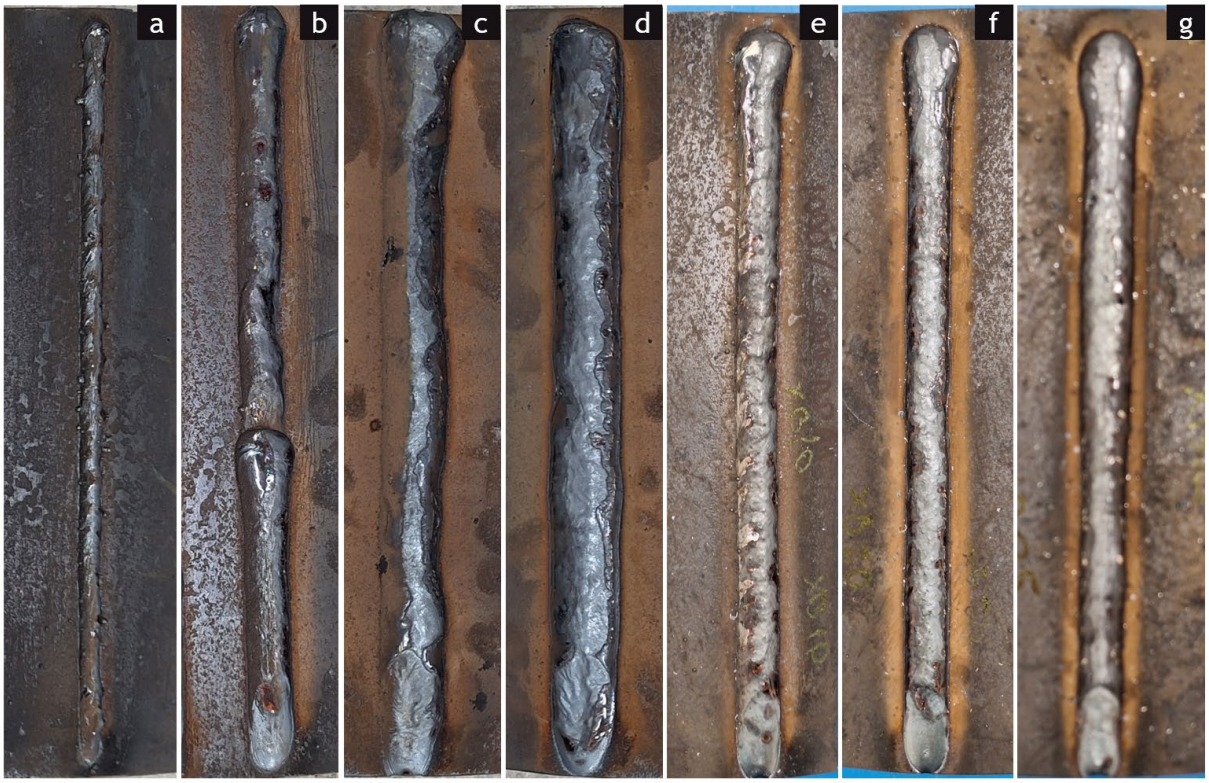


Figura IV.10 – Aspecto visual dos cordões depositados sobre o aço X100. Variação de aporte térmico: 0,6 kJ/mm (a); 1,7 kJ/mm (b); 2,9 kJ/mm (c); 3,1 kJ/mm (d). Variação da frequência de rotação: 1000 rpm (e); 2000 rpm (f); 2500 rpm (g).

IV.2.2 – Análise Macrográfica

A análise das macrografias das amostras soldadas para os aços API X80S e X100, com diferentes níveis de aporte térmico (Figura IV.11), permitiu verificar que o aumento do aporte resulta, como previsto, no aumento da extensão da ZTA (Figura IV.12a) e no volume de material depositado. Outro fator geométrico que pode ser observado é que para os maiores valores de aporte térmico, o perfil do cordão apresenta uma penetração profunda e estreita concentrada no centro do cordão (Figuras IV.11 e IV.12b), enquanto as regiões periféricas apresentam penetração rasa, resultando em um perfil característico conhecido como penetração em formato de dedo ou *finger type penetration* em inglês (Rao et al., 2004).

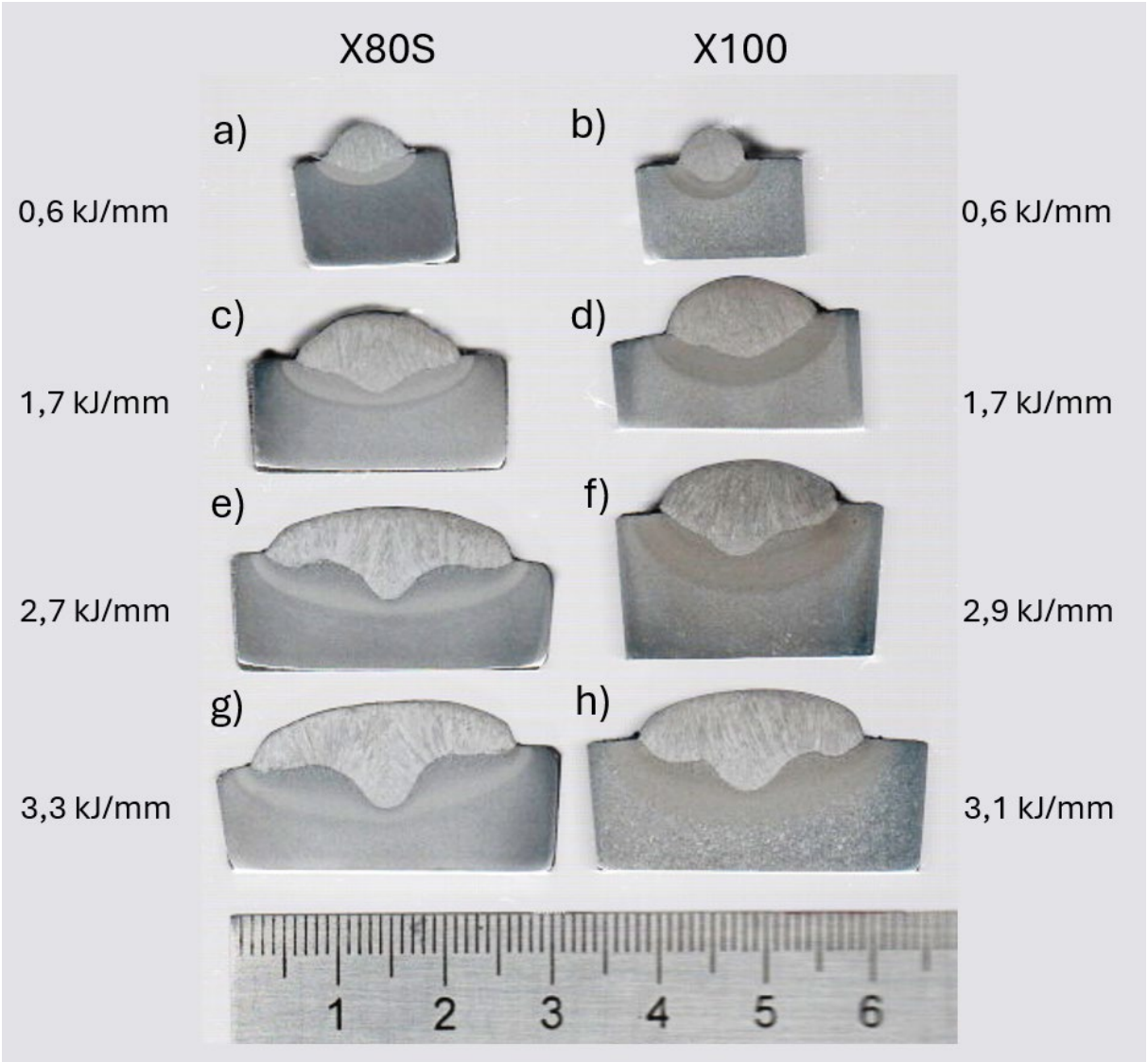


Figura IV.11 – Macrografia das amostras GMAW sem rotação do eletrodo soldadas com diferentes aportes térmicos. Aço X80S: a) 0,6 kJ/mm; c) 1,7 kJ/mm; e) 2,7 kJ/mm; g) 3,3 kJ/mm. Aço X100: b) 0,6 kJ/mm; d) 1,7 kJ/mm; f) 2,9 kJ/mm; h) 3,1 kJ/mm.

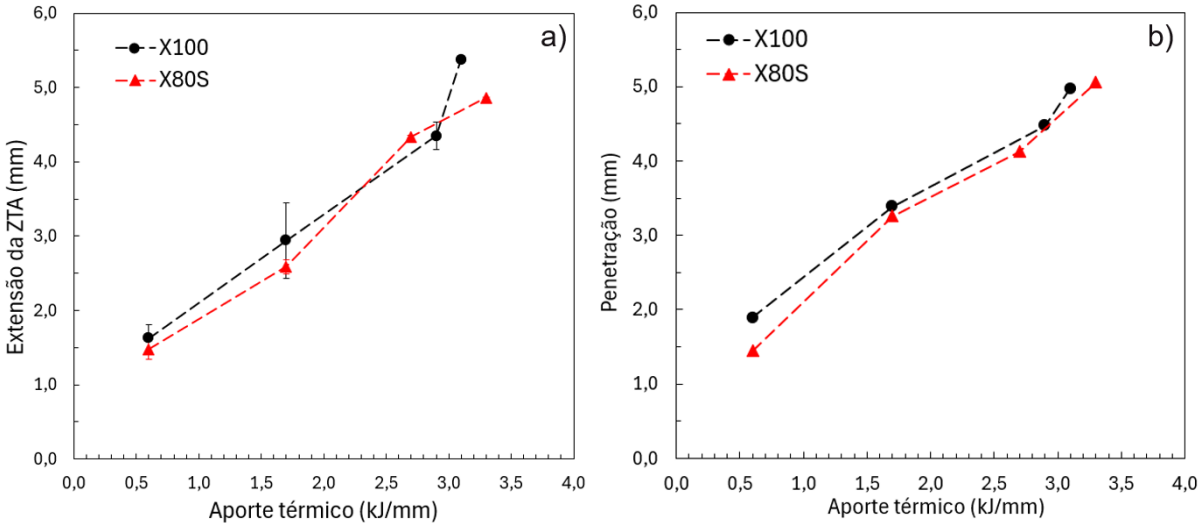


Figura IV.12 – Influência do aporte térmico na extensão da ZTA (a) e na penetração (b).

As macrografias dos cordões soldados com o processo rotativo (Figura IV.13) evidenciaram uma alteração no formato do cordão com o aumento da frequência de rotação do eletrodo, caracterizada pela redução da penetração (Figura IV.14a), sendo esse efeito evidenciado na frequência de 2500 rpm. A partir dos valores de altura e largura obtidos, foi calculada a razão de aspecto, definida como a relação entre a altura e a largura do cordão (Figura IV.14b). A redução na razão de aspecto só ficou evidente para a maior frequência de rotação, já que para as menores frequências, a penetração em formato de dedo contribuiu para uma maior altura do cordão.

Apesar das alterações observadas no formato do cordão, não foram identificadas variações significativas na extensão da ZTA (Figura IV.15a).

As macrografias também permitiram avaliar a diluição resultante dos diferentes valores de aporte térmico e frequências de rotação. Observa-se que o aço X80S não apresentou diferenças significativas na diluição entre as condições analisadas, enquanto o aço X100 apresentou uma redução na diluição na frequência de 2500 rpm (Figura IV.15b), em consonância com o aspecto macrográfico (Figura IV.13h) que apresentou menor penetração nessa condição.

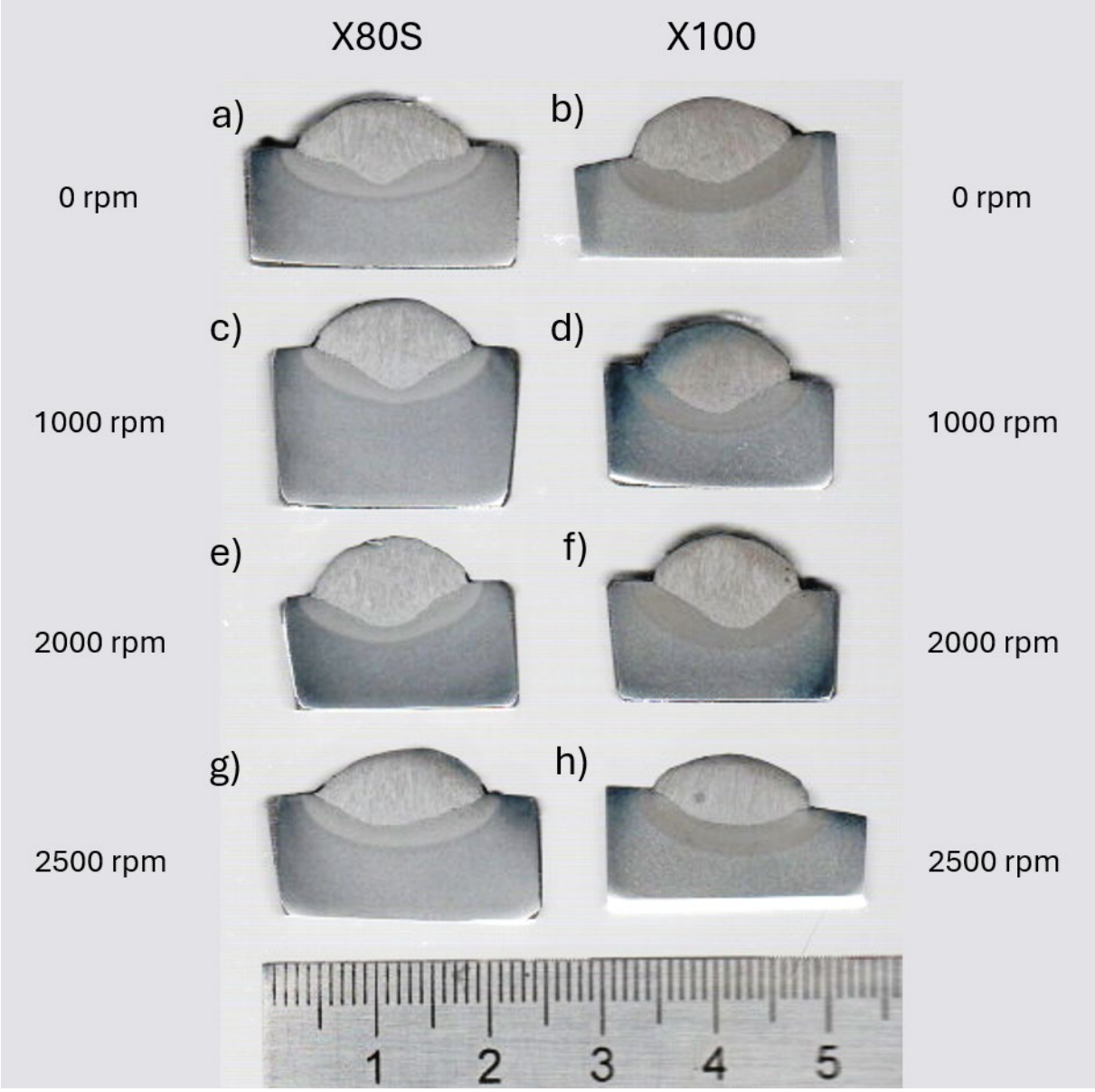


Figura IV.13 - Macrografia das amostras soldadas com eletrodo rotativo. Aço X80S: a) 0 rpm; c) 1000 rpm; e) 2000 rpm; g) 2500 rpm. Aço X100: b) 0 rpm; d) 1000 rpm; f) 2000 rpm; h) 2500 rpm.

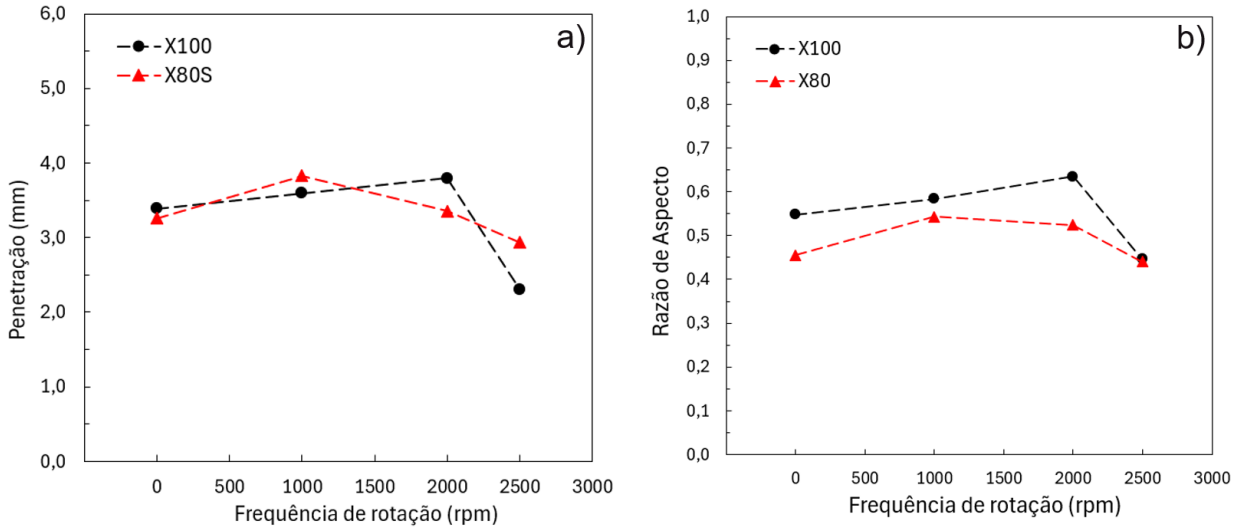


Figura IV.14 – Efeito da frequência de rotação na penetração (a) e na razão de aspecto (b).

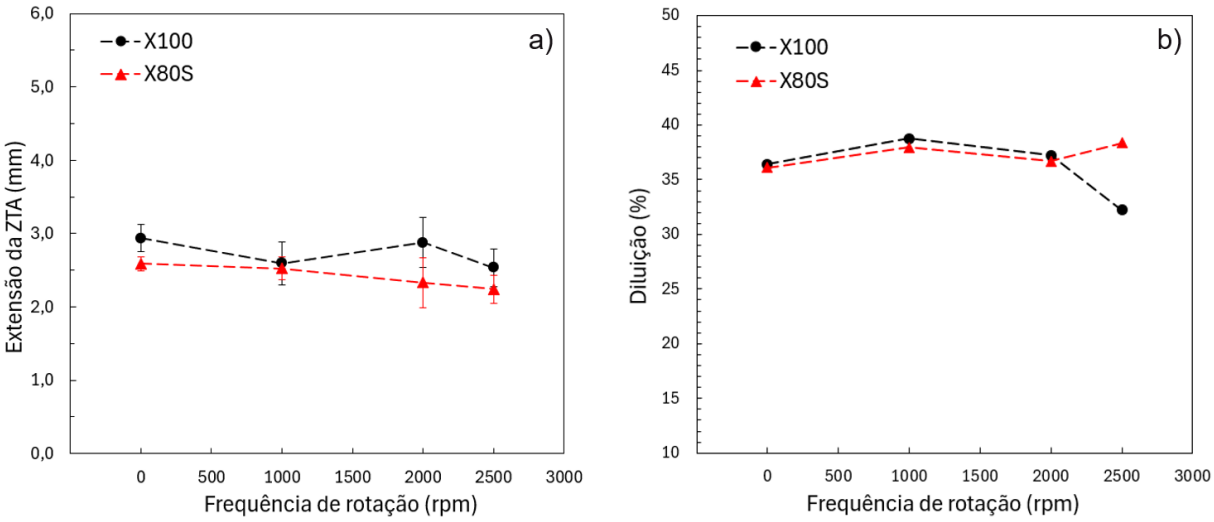


Figura IV.15 – Influência da frequência de rotação na extensão da ZTA (a) e na diluição (b).

IV.2.3 – Avaliação Microestrutural

As Figuras IV.16 e IV.17 apresentam as microestruturas da RGG observadas com microscopia óptica com aumento de 1000X. De forma semelhante ao verificado na análise do metal de base, constatou-se que essa técnica não permite identificar com precisão os principais constituintes, principalmente na RGG que apresenta mistura muito fina de diferentes microestruturas. Contudo, se observa que a microestrutura se torna mais grosseira com a elevação do aporte térmico, podendo-se notar o maior tamanho de grão austenítico prévio apresentado nas Figuras IV.16d e IV.17d.

A Figura IV.18 apresenta a evolução microestrutural da RGG das soldas GMAW do aço X80S observadas por MEV para diferentes valores de aporte térmico. Observa-se microestrutura bainítica-martensítica em todas as amostras. A partir de 1,7 kJ/mm nota-se formação de microconstituinte A-M distribuído ao longo dos contornos de grão da austenita prévia. Também pode ser observada uma maior quantidade de bainita com o aumento do aporte térmico.

Para o aço X100, a microestrutura da RGG também é martensítica-bainítica, com exceção do menor aporte térmico onde se apresentou completamente martensítica (Figura IV.19). De forma semelhante ao observado para o X80S, o aumento no aporte térmico promove a redução da fração de martensita e aumento de bainita. A partir de 1,7 kJ/mm observa-se a formação de A-M nos contornos de grão da austenita prévia.

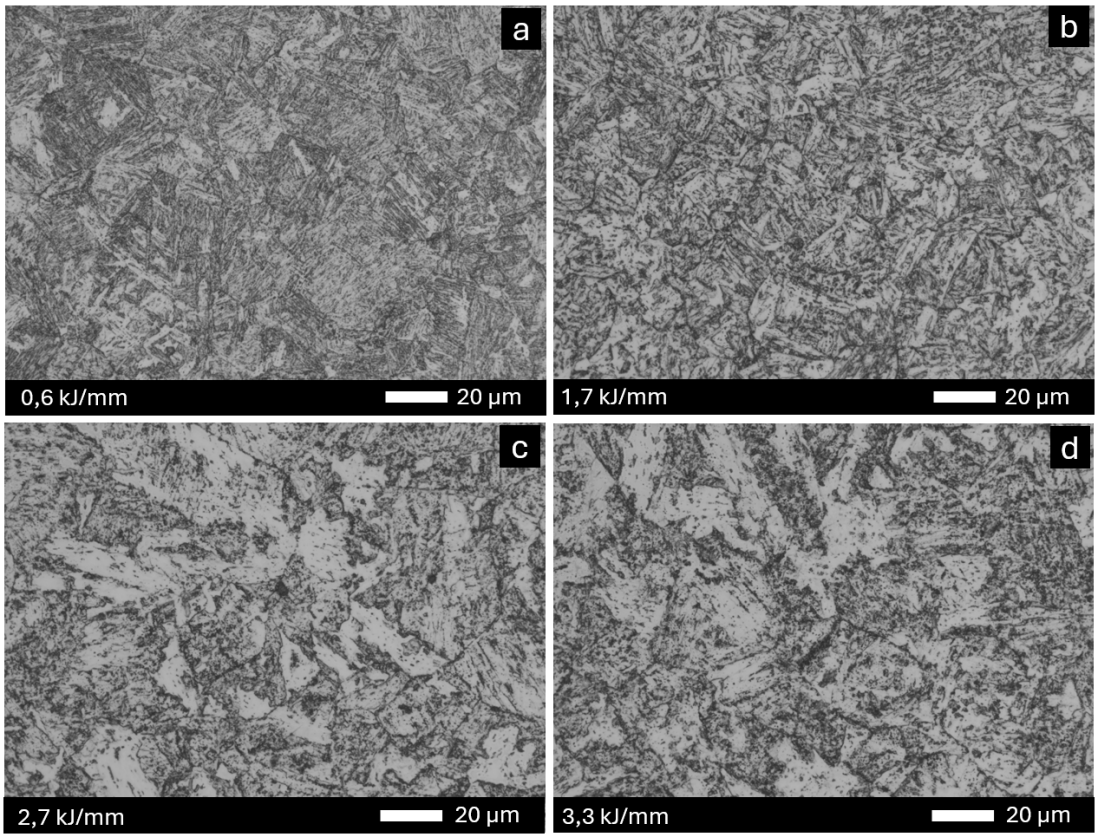


Figura IV.16 – Microscopia óptica da RGG do aço X80S com aumento de 1000X. (a) 0,6 kJ/mm; (b) 1,7 kJ/mm; (c) 2,7 kJ/mm; (d) 3,3 kJ/mm. Ataque: Nital 2%.

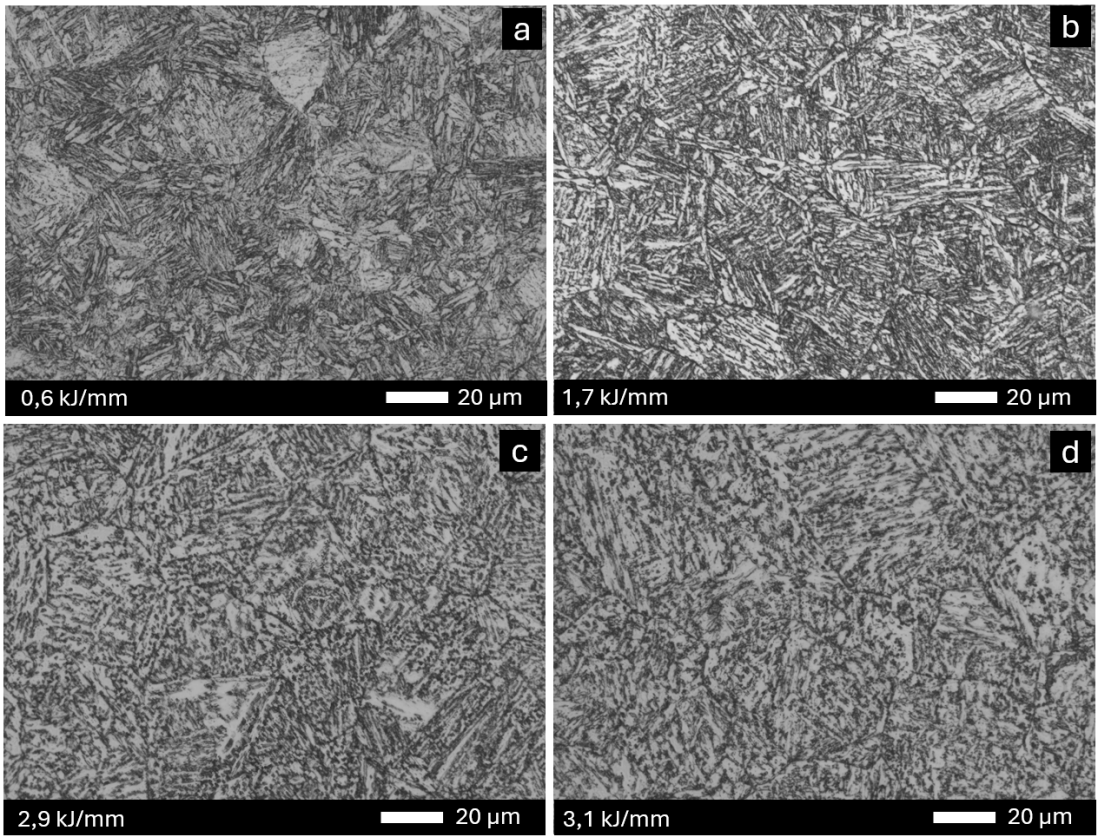


Figura IV.17 – Microscopia óptica da RGG do aço X100 com aumento de 1000X. (a) 0,6 kJ/mm; (b) 1,7 kJ/mm; (c) 2,9 kJ/mm; (d) 3,1 kJ/mm. Ataque: Nital 2%.

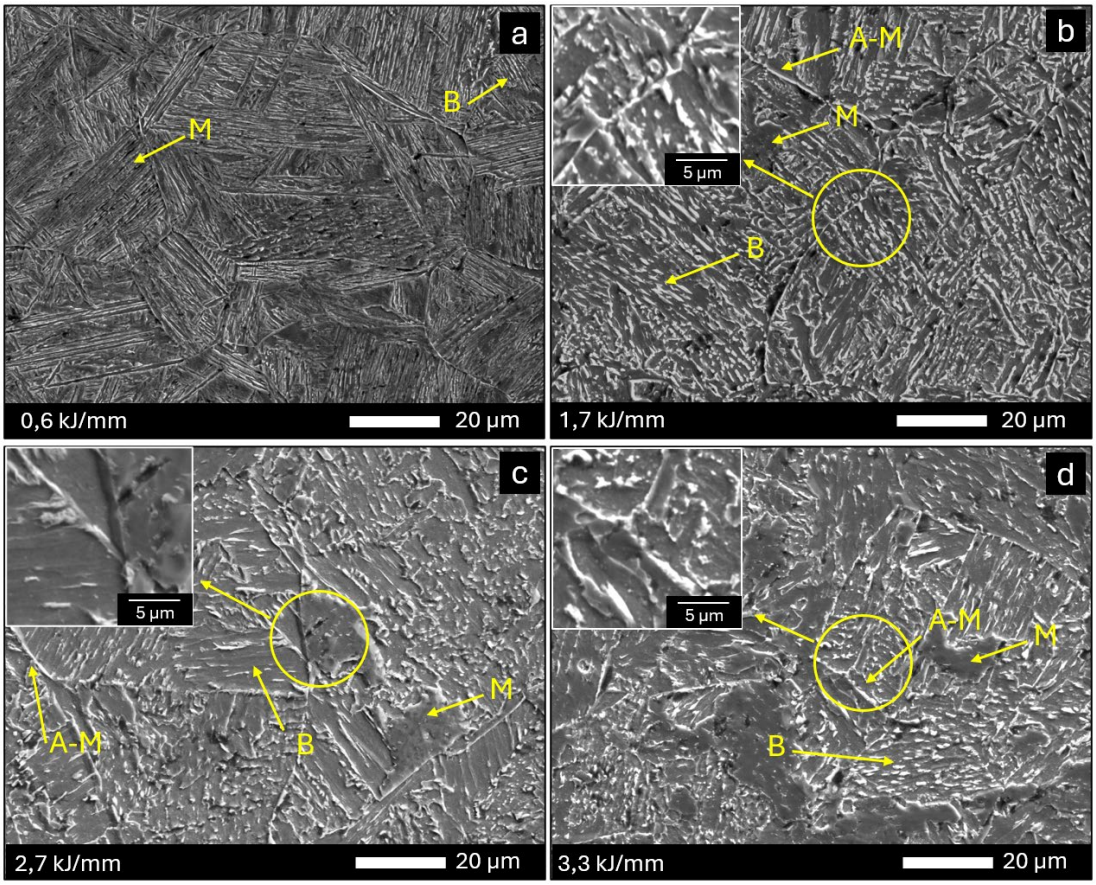


Figura IV.18 – Microestrutura da RGG (MEV) do aço X80S. (a) 0,6 kJ/mm; (b) 1,7 kJ/mm; (c) 2,7 kJ/mm; (d) 3,3 kJ/mm. Nital 2%. M – Martensita; B – Bainita; A-M – Austenita-martensita.

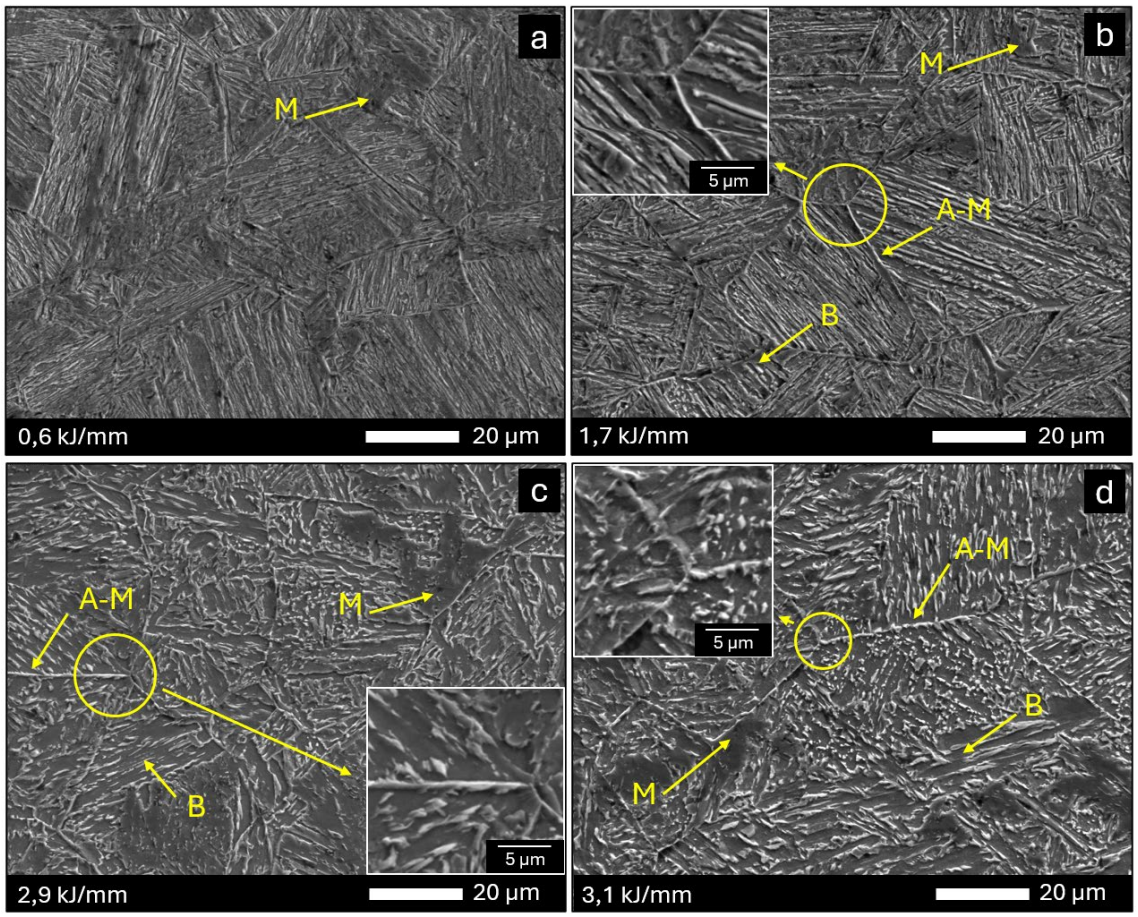


Figura IV.19 – Microestrutura da RGG (MEV) do aço X100. (a) 0,6 kJ/mm; (b) 1,7 kJ/mm; (c) 2,9 kJ/mm; (d) 3,1 kJ/mm. Nital 2%. M – Martensita; B – Bainita; A-M – Austenita-martensita.

A Figura IV.20 apresenta o efeito da frequência de rotação na microestrutura da RGG do aço X80S, observada por MEV. As imagens revelam que o aumento da frequência de rotação não promoveu alterações significativas na microestrutura. Comportamento semelhante foi observado para o aço X100 (Figura IV.21).

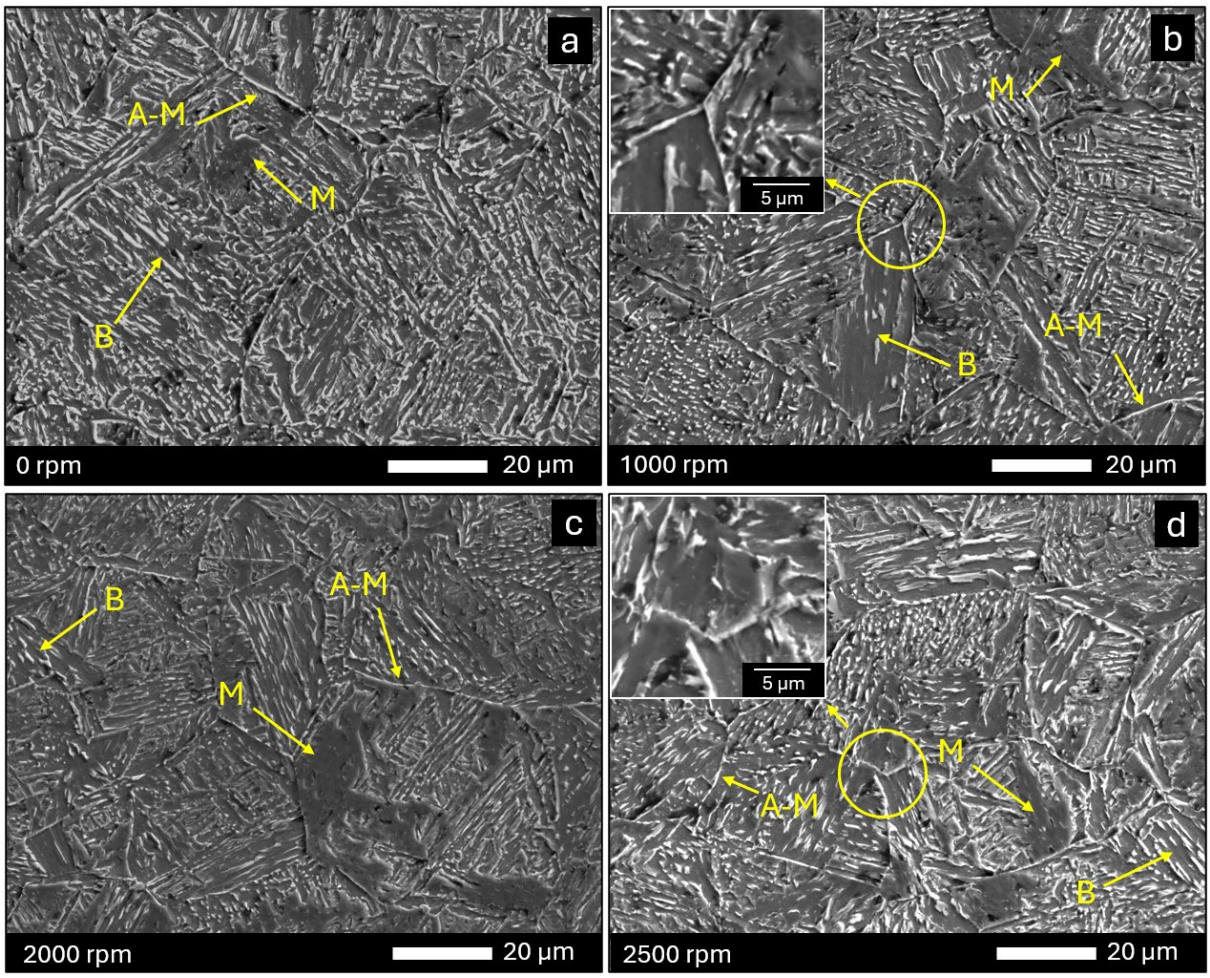


Figura IV.20 – Imagens de MEV das microestruturas da RGG soldadas com diferentes frequências de rotação para o aço X80S e valores de fração de área de martensita e bainita. (a) 0 rpm; (b) 1000 rpm; (c) 2000 rpm; (d) 2500 rpm. Ataque: Nital 2%.
M – Martensita; B – Bainita; A-M – Austenita-martensita.

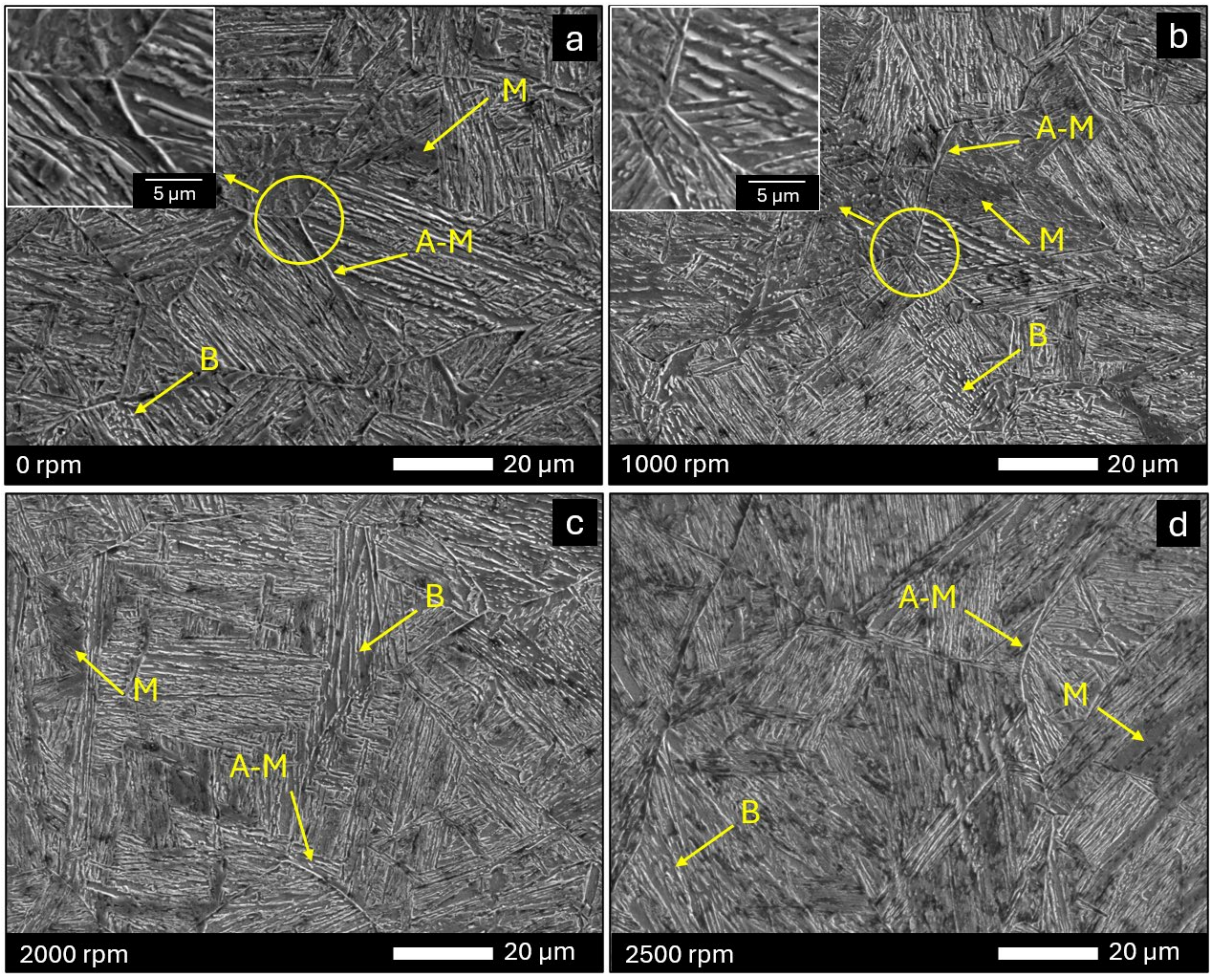


Figura IV.21 – Imagens de MEV das microestruturas da RGG soldadas com diferentes frequências de rotação para o aço X100 e valores de fração de área de martensita e bainita. (a) 0 rpm; (b) 1000 rpm; (c) 2000 rpm; (d) 2500 rpm. Ataque: Nital 2%. M – Martensita; B – Bainita; A-M – Austenita-martensita.

IV.2.4 – Ensaio de Microdureza

As Figuras IV.22 e IV.23 apresentam os perfis de microdureza dos cordões depositados sobre o tubo pelo processo GMAW para os aços X80S e X100, respectivamente. Os resultados indicam que, para o aço X80S, ocorre uma redução de aproximadamente 10% nos valores de microdureza nas regiões intercrítica e subcrítica da ZTA, em relação a RGG, considerando os aportes térmicos de 2,7 e 3,3 kJ/mm. No caso do aço X100, essa redução foi de cerca de 8% na região subcrítica para o aporte térmico de 3,1 kJ/mm.

Nas regiões mais próximas à linha de fusão, observa-se um aumento expressivo nos valores de microdureza, atingindo 307 $HV_{0,5}$ para o aço X80S e 371 $HV_{0,5}$ para o X100, no menor aporte térmico (0,6 kJ/mm). A microestrutura nessa região, conforme apresentada nas Figuras IV.18 e IV.19, é predominantemente composta por martensita, o que explica os elevados valores de microdureza observados.

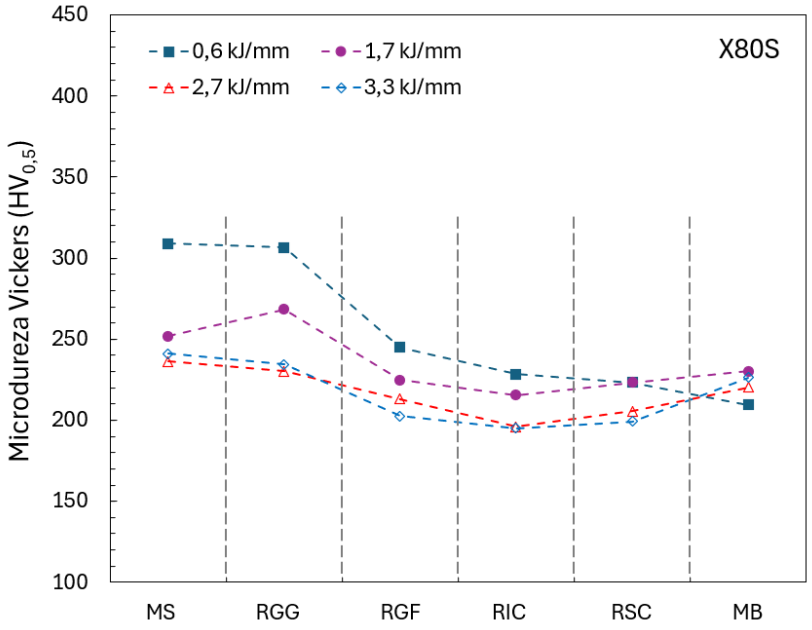


Figura IV.22 – Microdureza Vickers do metal de base, metal de solda e diferentes regiões da ZTA para o aço X80S em diferentes condições de aporte térmico.

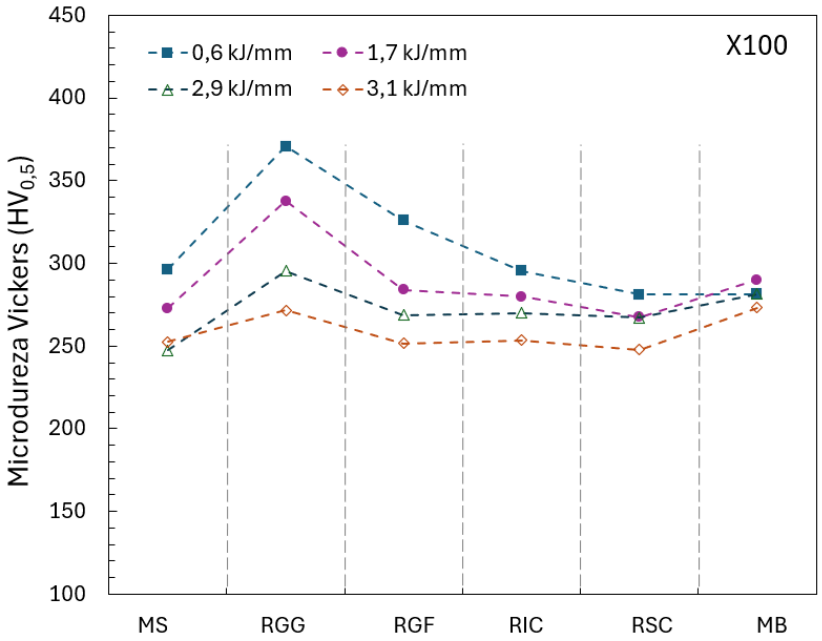


Figura IV.23 – Microdureza Vickers do metal de base, metal de solda e diferentes regiões da ZTA para o aço X100 em diferentes condições de aporte térmico.

Para o processo GMAW-RE (Figuras IV.24 e IV.25), os valores de microdureza para o aço X80S apresentaram resultados bem próximos para todas as diferentes frequências de rotação. Para o X100, apenas na RGG houve uma diferença mais significativa, variando entre 300 e 350 Vickers, o que pode ser atribuído a sua maior temperabilidade em relação ao X80S em combinação com a tendência para maiores temperaturas de pico na ZTA em função do arco rotativo.

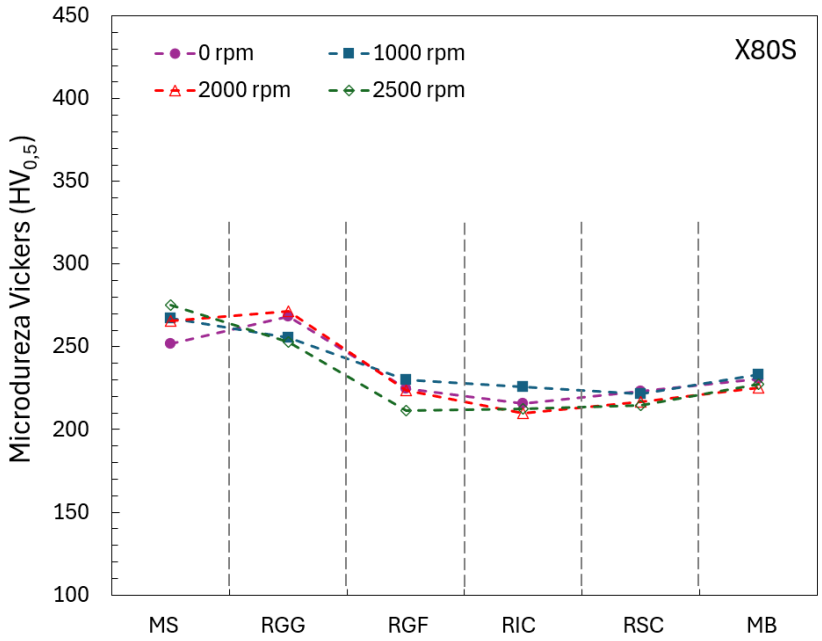


Figura IV.24 – Microdureza Vickers para o processo GMAW-RE em diferentes frequências de rotação para o aço X80S.

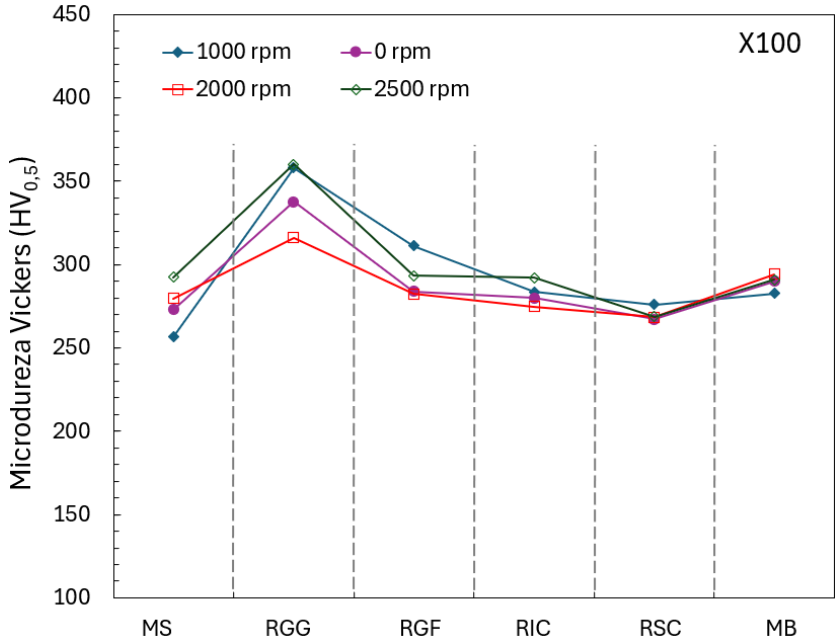


Figura IV.25 – Microdureza Vickers para o processo GMAW-RE em diferentes frequências de rotação para o aço X100.

IV.3 – Etapa 2 – Análise da Geometria do Cordão Soldado em Chanfro Estreito

IV.3.1 – Soldagem

Os parâmetros registrados para cada condição de soldagem realizada nos aços X80S e X100 são apresentados na Tabela IV.5. De forma semelhante ao observado para o estudo de deposição sobre tubo, não foram observadas alterações significativas nos oscilogramas em função da rotação do eletrodo (Figuras IV.26 e IV.27). Todos os oscilogramas apresentaram o mesmo comportamento observado para o processo sem rotação. Para as juntas com dois passes, foram repetidos os mesmos parâmetros utilizados no primeiro passe.

Tabela IV.5 – Parâmetros registrados durante a soldagem simulando chanfro estreito.

Aço	X80S			X100		
Frequência de rotação (rpm)	0	2000	2500	0	2000	2500
V_{alim} (mm/s)	191	191	191	191	191	191
Tensão média (V)	27	28	29	28	28	26
Corrente média (A)	266	267	256	264	268	287
Corrente de pico (A)	488	498	492	497	498	500
Corrente de base (A)	148	151	150	150	151	152
Tempo de pico (ms)	1,9	2,0	2,1	2,0	2,0	1,9
Tempo de base (ms)	4,1	4,3	4,8	4,5	4,2	3,6
V_s (mm/s)	4,8	5,0	4,7	5,1	4,9	5,0
Tempo (s)	48	47	49	46	48	47
Potência (kW)	8,0	8,2	8,2	8,3	8,2	8,1
Aporte térmico (kJ/mm)	1,3	1,3	1,4	1,3	1,3	1,3

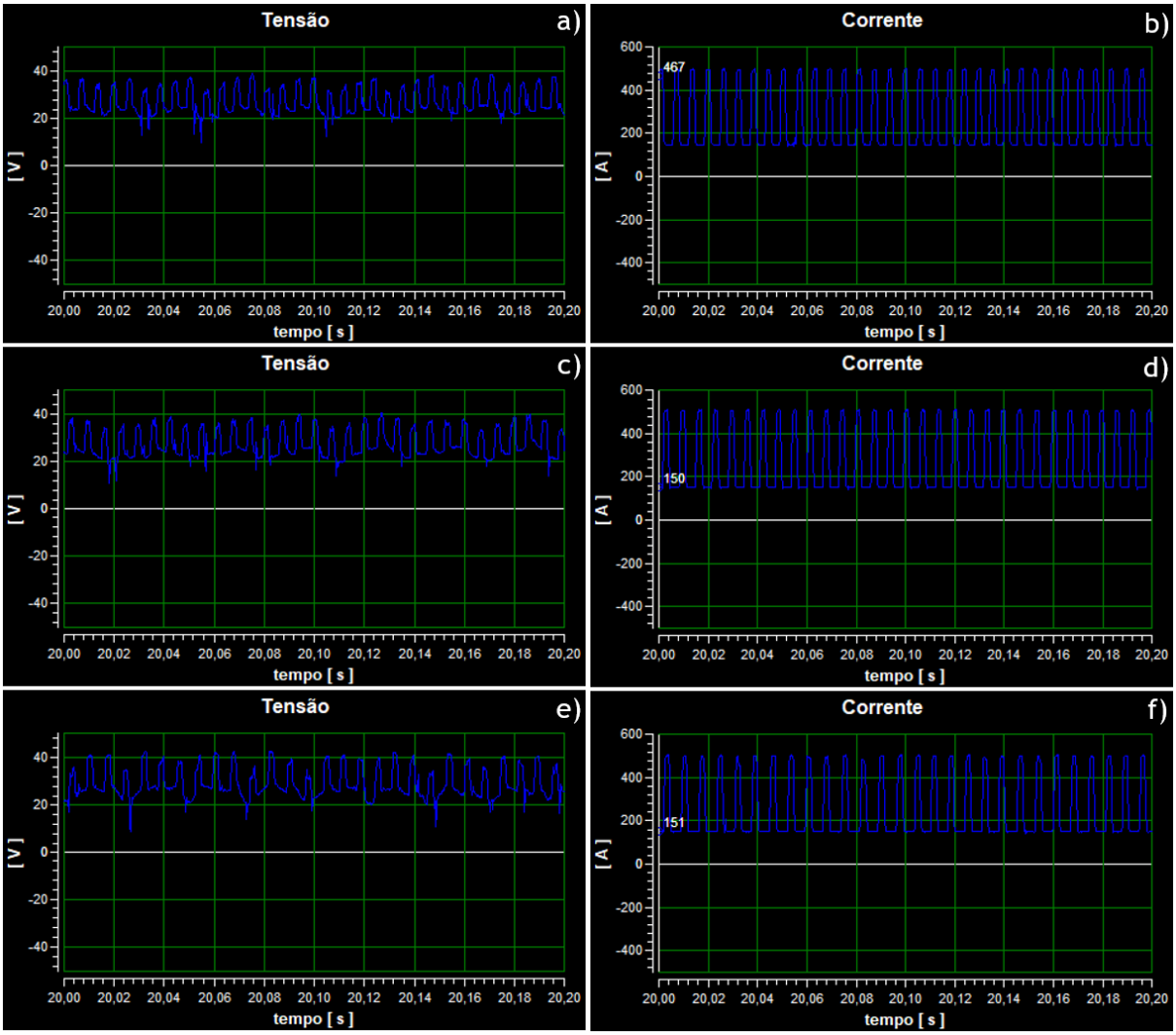


Figura IV.26 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X80S. Frequência de rotação: 0 rpm (a, b); 2000 rpm (c, d); 2500 rpm (e, f).

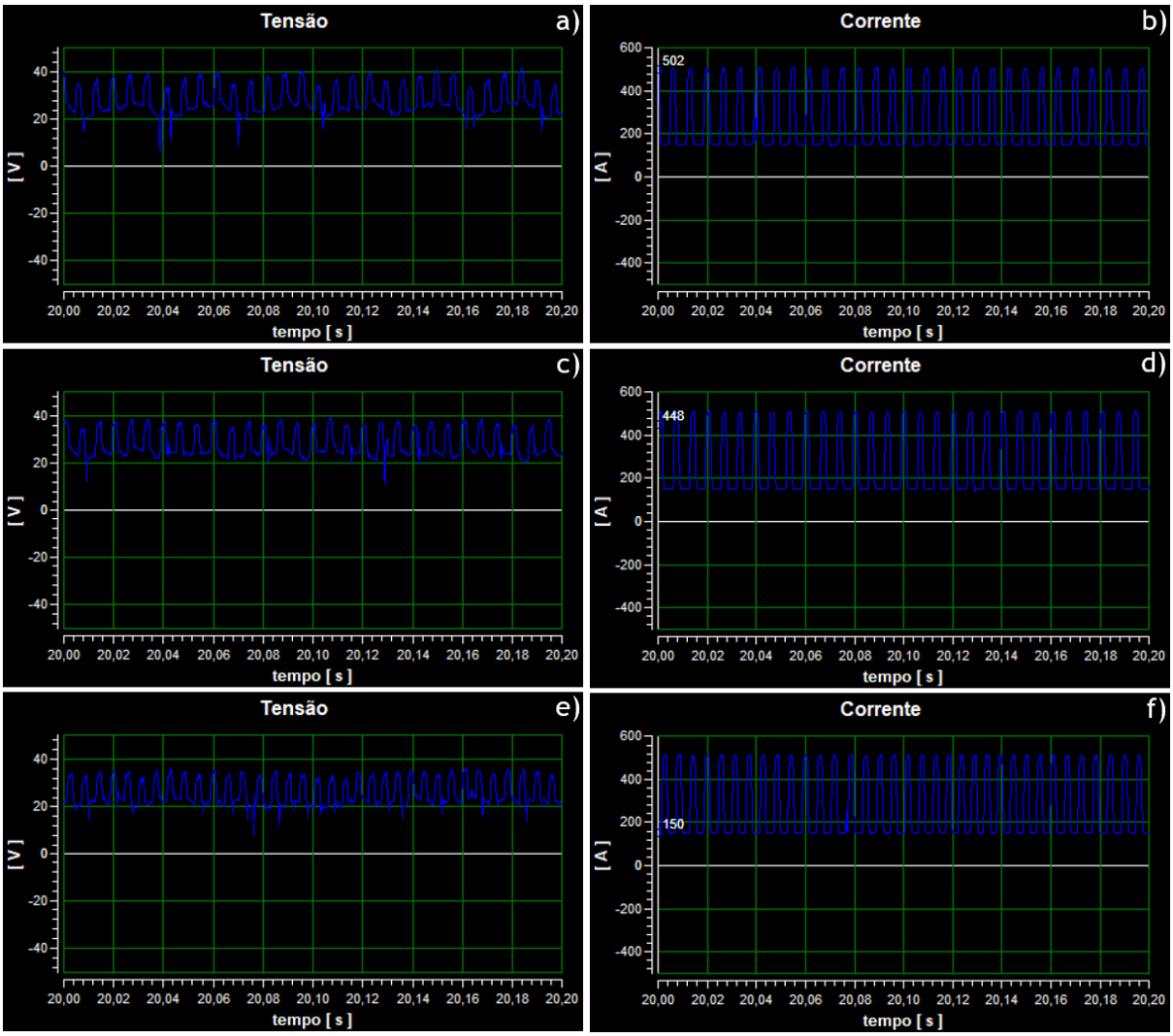


Figura IV.27 – Oscilogramas de corrente e tensão referente à soldagem do aço X100. Frequência de rotação: 0 rpm (a, b); 2000 rpm (c, d); 2500 rpm (e, f).

O aspecto visual dos cordões pode ser verificado na Figura IV.28. Não foram observados respingos nem defeitos que pudessem ser identificados de forma visual.

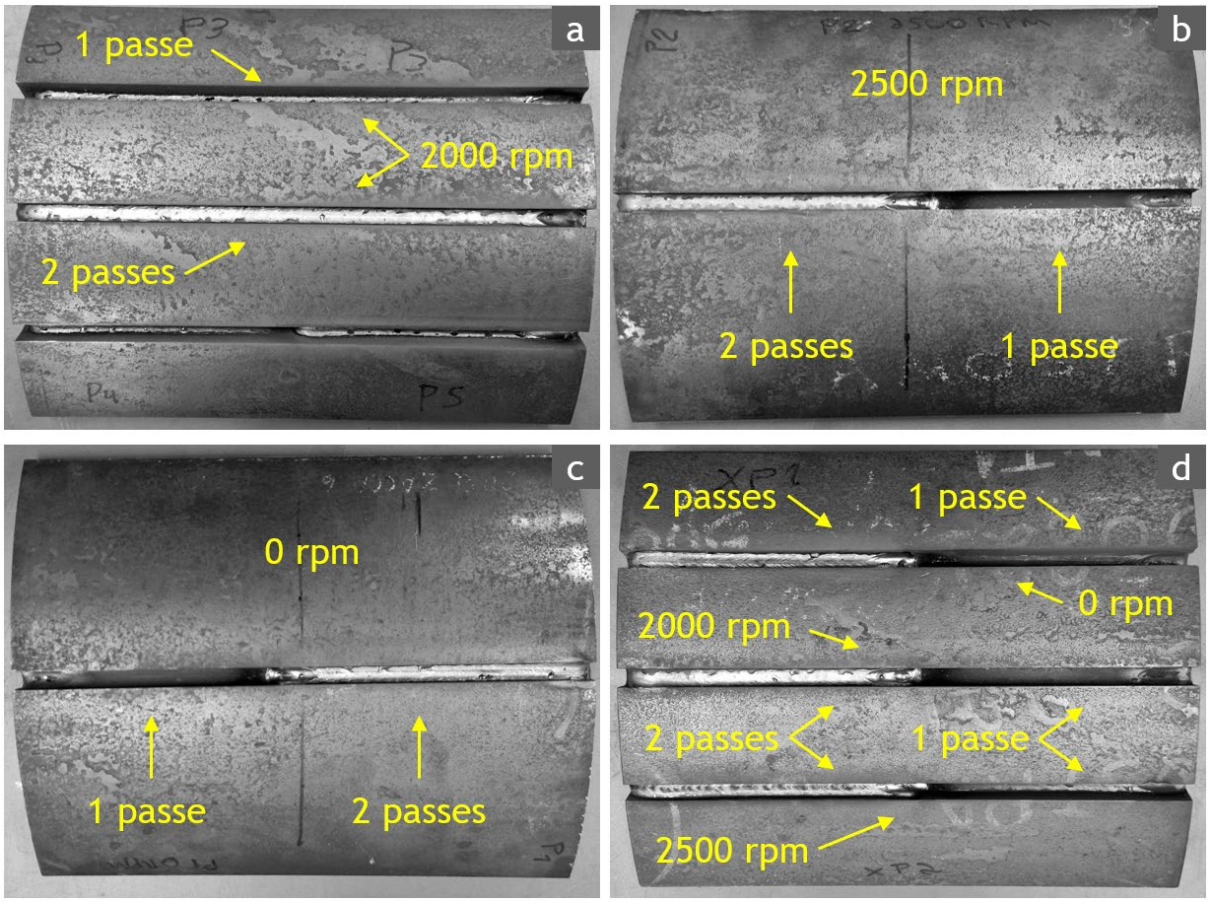


Figura IV.28 – Aspecto visual dos cordões soldados no chanfro estreito. Cada cupom medindo 215 mm de largura e 250 mm de comprimento. X80S (a, b, c); X100 (d).

IV.3.2 – Análise Macrográfica

As macrografias das juntas soldadas pelos processos GMAW e GMAW-RE com diferentes frequências de rotação são apresentadas na Figura IV.29 para os aços X80S e X100. A junta do aço X80S soldado com frequência de 2500 rpm apresentou um defeito de falta de fusão, indicado na imagem por uma seta vermelha. Nesse caso, verificou-se que a ocorrência do defeito está relacionada a um desalinhamento durante a preparação para a soldagem. Isso pode ser constatado na macrografia, na qual o cordão aparece deslocado para o lado oposto à região em que ocorreu a falta de fusão. Apesar de algumas melhorias implementadas no sistema de fixação da tocha para minimizar o desalinhamento, não foi possível eliminá-lo completamente com as ferramentas disponíveis. Um dos desafios consiste em determinar, durante a preparação, o centro do diâmetro de rotação, de modo a alinhá-lo com o centro do chanfro usinado.

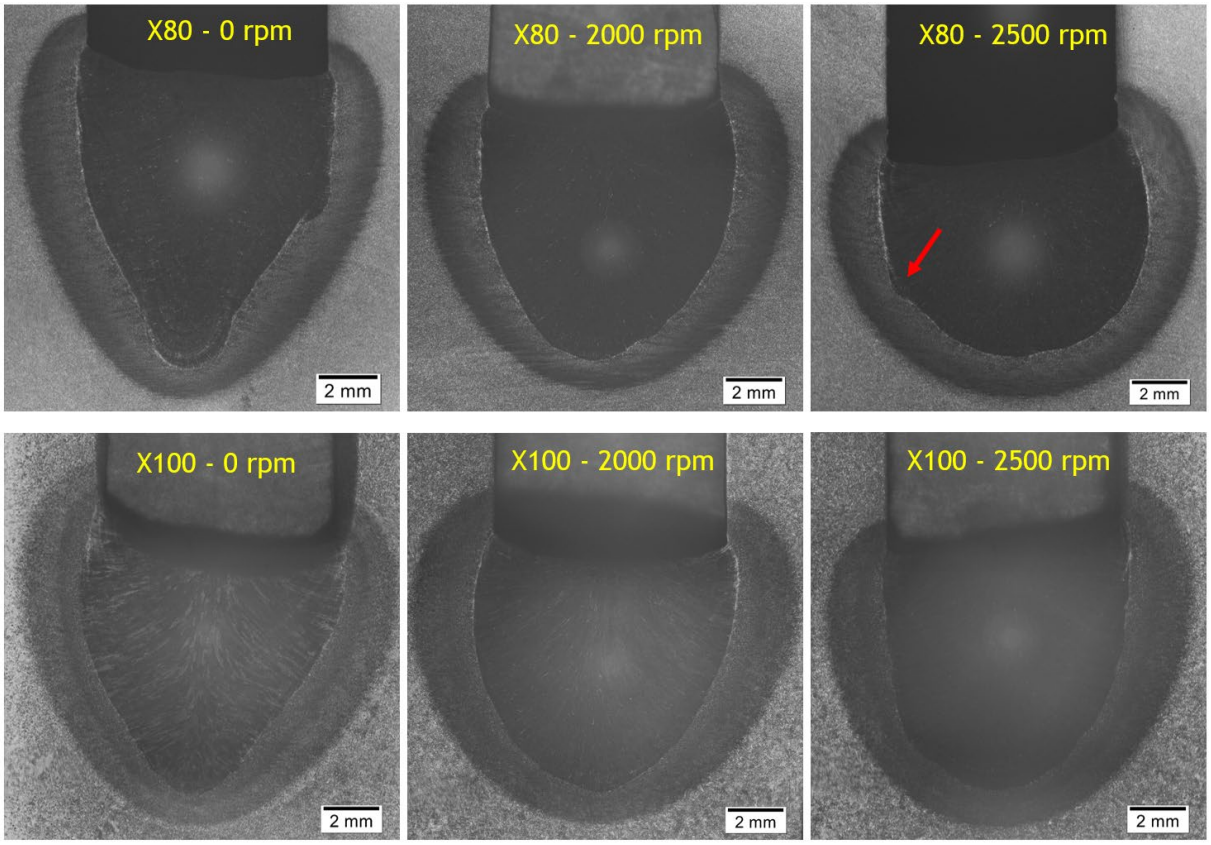


Figura IV.29 – Comparação das macrografias obtidas com o processo GMAW convencional e com eletrodo rotativo para os aços X80S e X100.

A Figura IV.30 apresenta as macrografias das juntas soldadas com dois passes, nas quais se observa que a geometria do segundo passe é muito semelhante à do primeiro. Nota-se também que, dois passes não foram suficientes para preencher completamente o chanfro de 15 mm de profundidade com os parâmetros de soldagem aplicados.

Ao observar as macrografias, é possível notar que a rotação do eletrodo e o aumento da frequência resultaram em um achatamento do cordão de solda (reduzindo sua altura e aumentando sua largura). Para avaliar essa variação geométrica, foram realizadas medições da altura e da largura do cordão. Com base nesses resultados, foi calculada a razão de aspecto, definida como a altura do cordão dividida por sua largura. Os resultados apresentados na Figura IV.31 mostraram que o aumento da frequência de rotação resulta em um cordão de solda mais largo e menos profundo em relação ao processo convencional, sendo este efeito mais pronunciado para o X80S. Um fator a ser considerado é que o X100 apresenta maior espessura em relação ao X80S, favorecendo uma taxa de resfriamento mais elevada, o que pode explicar esta diferença de comportamento.

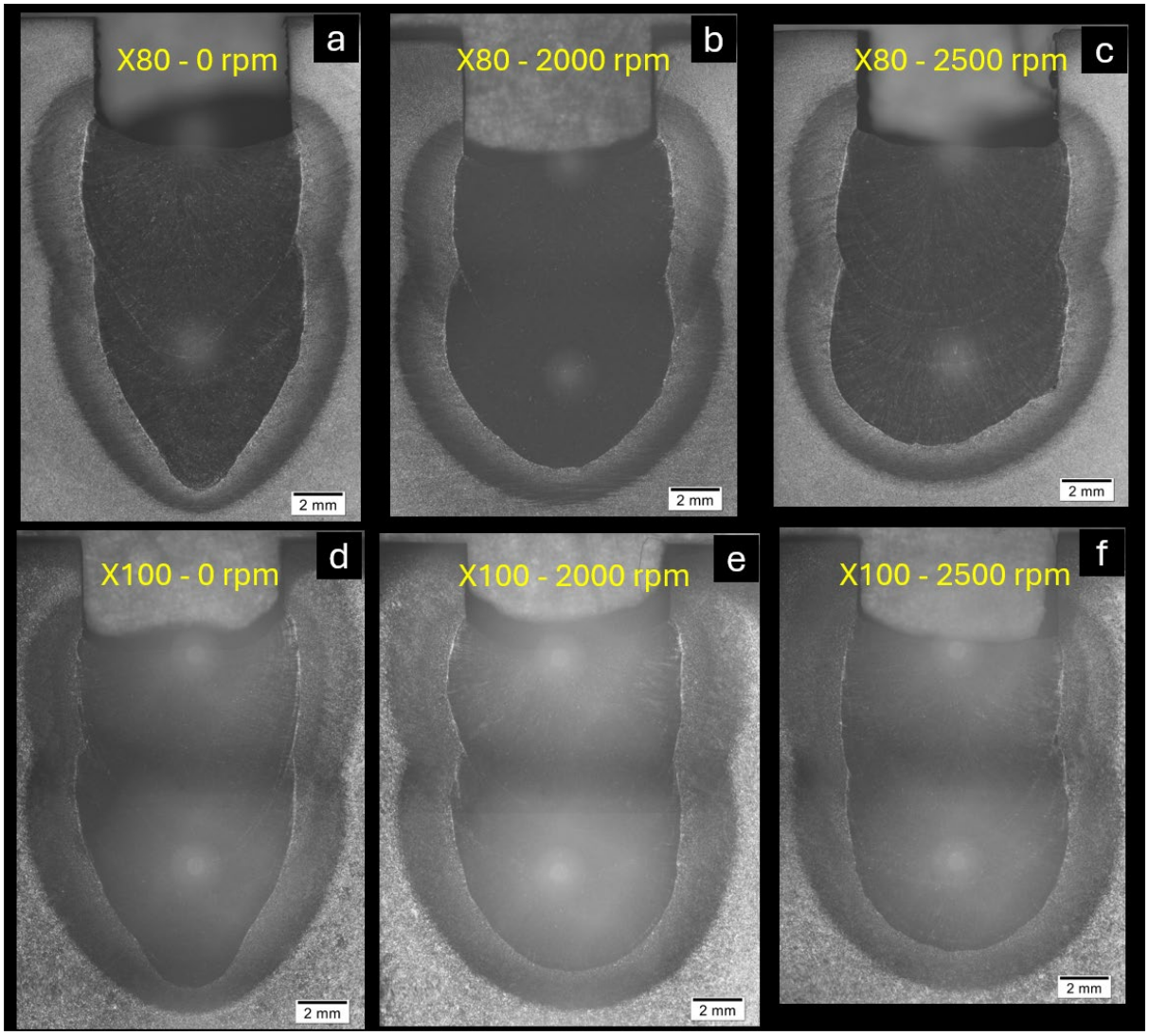


Figura IV.30 – Comparação das macrografias das juntas de dois passes obtidas com o processo GMAW convencional e com eletrodo rotativo para os aços X80S e X100.

As medições da largura da ZTA são apresentadas na Figura IV.32. Para a condição de passe único, no aço X80S, a ZTA na parede do chanfro apresentou uma extensão média de 1,9 mm para o processo GMAW, variando entre 1,9 e 2,1 mm para o GMAW-RE. No aço X100, a variação foi de 2,2 mm sem rotação para 2,3 mm com rotação.

Para o segundo passe, o comportamento observado foi semelhante no aço X80S, com valores de 2,0 mm para o GMAW e de 1,9 a 2,2 mm para o GMAW-RE. Já no aço X100, verificou-se um aumento de 2,3 mm no GMAW para 2,6 a 2,7 mm no GMAW-RE.

De modo geral, observa-se que o processo com rotação, embora modifique a geometria do cordão, não altera de forma significativa a largura da ZTA. Considerando a maior concentração de calor nas paredes laterais, seria esperada uma maior temperatura de pico na ZTA com o processo GMAW-RE, reduzindo a taxa de resfriamento e promovendo maior tempo de exposição a temperaturas mais altas (Guo et al., 2011). Isso resultaria em um consequente aumento da ZTA, o que, entretanto, não foi constatado neste estudo.

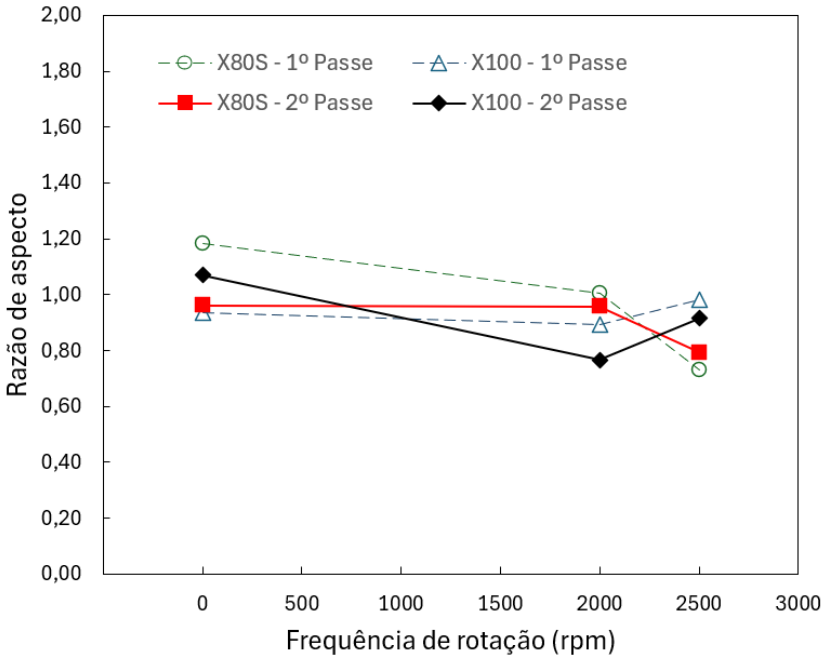


Figura IV.31 – Razão de aspecto do cordão de solda produzido pelo processo convencional e rotativo para os aços X80S e X100.

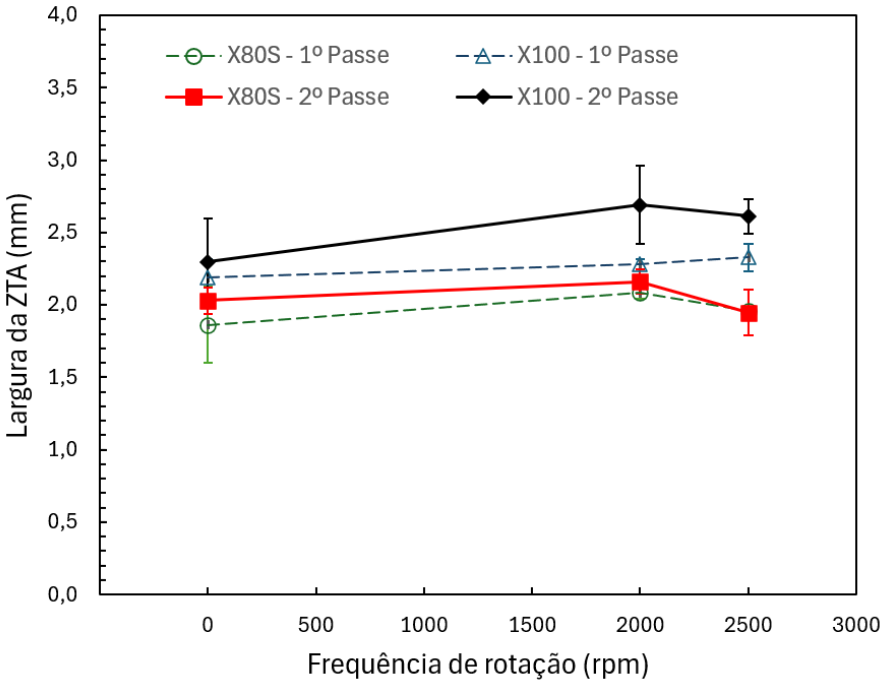


Figura IV.32 – Influência do processo GMAW com eletrodo rotativo na largura da ZTA.

Para o X80S fica muito evidente o efeito do processo rotativo na penetração. Como era esperado, a maior concentração de calor nas paredes laterais resultou em aumento de penetração na lateral e redução da penetração no fundo do cordão (Figura IV.33). Para o X100 (Figura IV.34), as variações de penetração, tanto na lateral quanto no fundo, foram bem menores, com ligeira redução de penetração na lateral e no fundo com o processo rotativo.

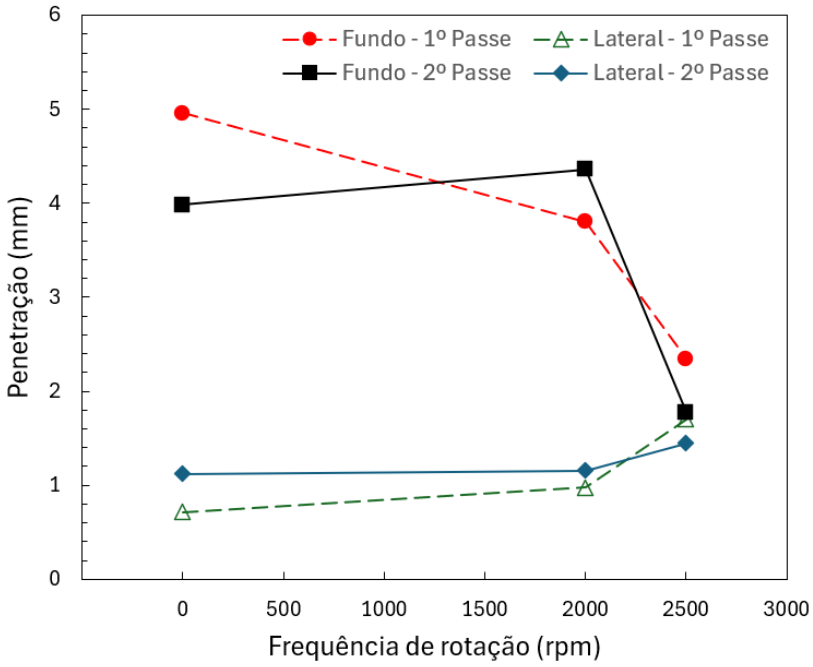


Figura IV.33 – Penetração na lateral e no fundo do cordão para o aço X80S.

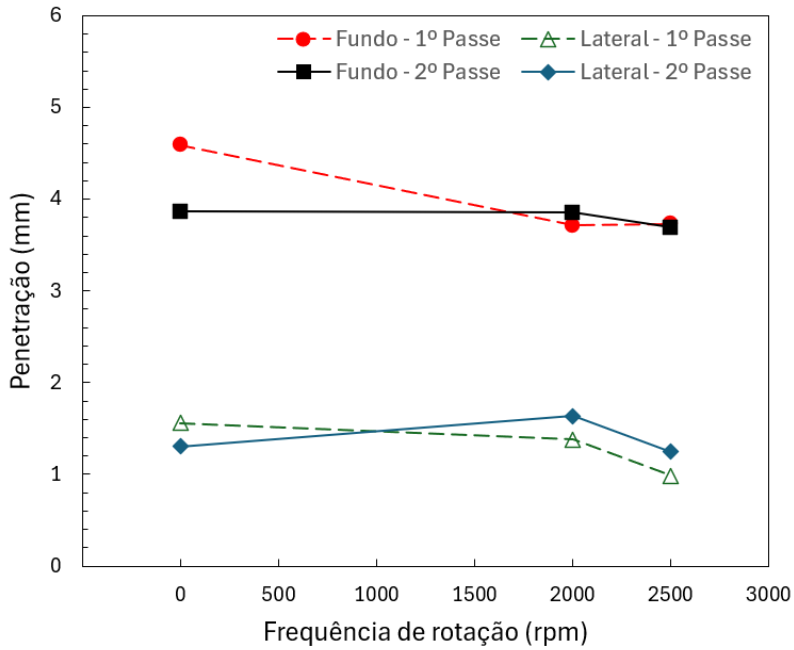


Figura IV.34 – Penetração na lateral e no fundo do cordão para o aço X100.

IV.4 – Etapa 3 – Análise Microestrutural e de Propriedades Mecânicas

O objetivo desta etapa é analisar a microestrutura e propriedades mecânicas da ZTA produzida pelos processos de soldagem GMAW e GMAW-RE, simulando condição de chanfro estreito, utilizando as juntas produzidas na Etapa 2.

IV.4.1 – Avaliação Microestrutural

Inicialmente, foi realizada uma análise microestrutural das diferentes regiões da ZTA dos aços X80S e X100. A Figura IV.35 ilustra as variações microestruturais observadas entre a RGG, RGF e RIC. No MEV, a martensita em aços de baixo carbono é comumente observada na forma de ilhas em alto relevo, apresentando uma morfologia aparentemente em blocos. Essa aparência resulta da observação de agregados de ripas de martensita e do contraste topográfico induzido pelo ataque químico. Alguns autores (Baek et al., 2020; Fukugauchi, 2016), relatam que a martensita se destaca em alto relevo em relação à bainita e à ferrita. Isto ocorre devido à resposta diferenciada da martensita ao ataque com nital, que resulta em menor grau de ataque quando comparada à bainita e à ferrita, fazendo com que apresente bordas bem definidas e maior relevo.

A RGG apresenta uma microestrutura constituída por martensita e bainita, sendo que no aço X100 observa-se uma maior predominância de martensita, com textura característica de ripas nessa região. Na RGF, a martensita possui uma textura diferente, assumindo uma morfologia mais compacta, semelhante a blocos em alto relevo. Já na RIC, observa-se uma matriz predominantemente de ferrita bainítica, com martensita com a mesma morfologia em blocos e em alto relevo.

A Figura IV.36 apresenta as figuras de polos inversos (a, b, c), em conjunto com os mapas de contraste de bandas mostrando os contornos de alto e baixo ângulo (d, e, f).

A distribuição dos contornos de grão tem um significante efeito no caminho de propagação da trinca e consequentemente na tenacidade (Jia et al., 2024; Liu et al., 2024; Gutiérrez, 2014; Yang et al., 2018; Fuentes et al., 2003). Wang et al. (2019b), estudando um aço X100, observaram que a elevada tenacidade da RGG está associada a uma subestrutura de pacotes otimizada, caracterizada por uma elevada fração de contornos de alto ângulo, definidos por ângulos de desorientação cristalográfica superiores a 15°. O aumento de tenacidade é atribuído a um aumento no caminho de propagação da trinca, que é resultado do aumento do número de contornos de alto ângulo (Yang et al., 2018).

Diversos artigos (Shao et al., 2024; Han et al., 2020; Yang et al., 2018; Chavez, 2017; Zhao et al., 2017) demonstram que os contornos de baixo ângulo são caracterizados por desorientações cristalográficas até 15°, e os contornos de alto ângulo, definidos por desorientações superiores a 15°. O uso do limite de 15° para separar CGBA de CGAA é amplamente adotado na literatura, uma vez que se comprovou que contornos de grão com desorientações superiores a esse valor constituem barreiras efetivas à propagação da trinca e são, portanto, determinantes para a tenacidade do material (Fuentes et al., 2003; Gutierrez 2014; Chavez, 2017; Yang et al., 2018; Wang et al., 2019b; Han et al., 2020; Guo et al., 2023).

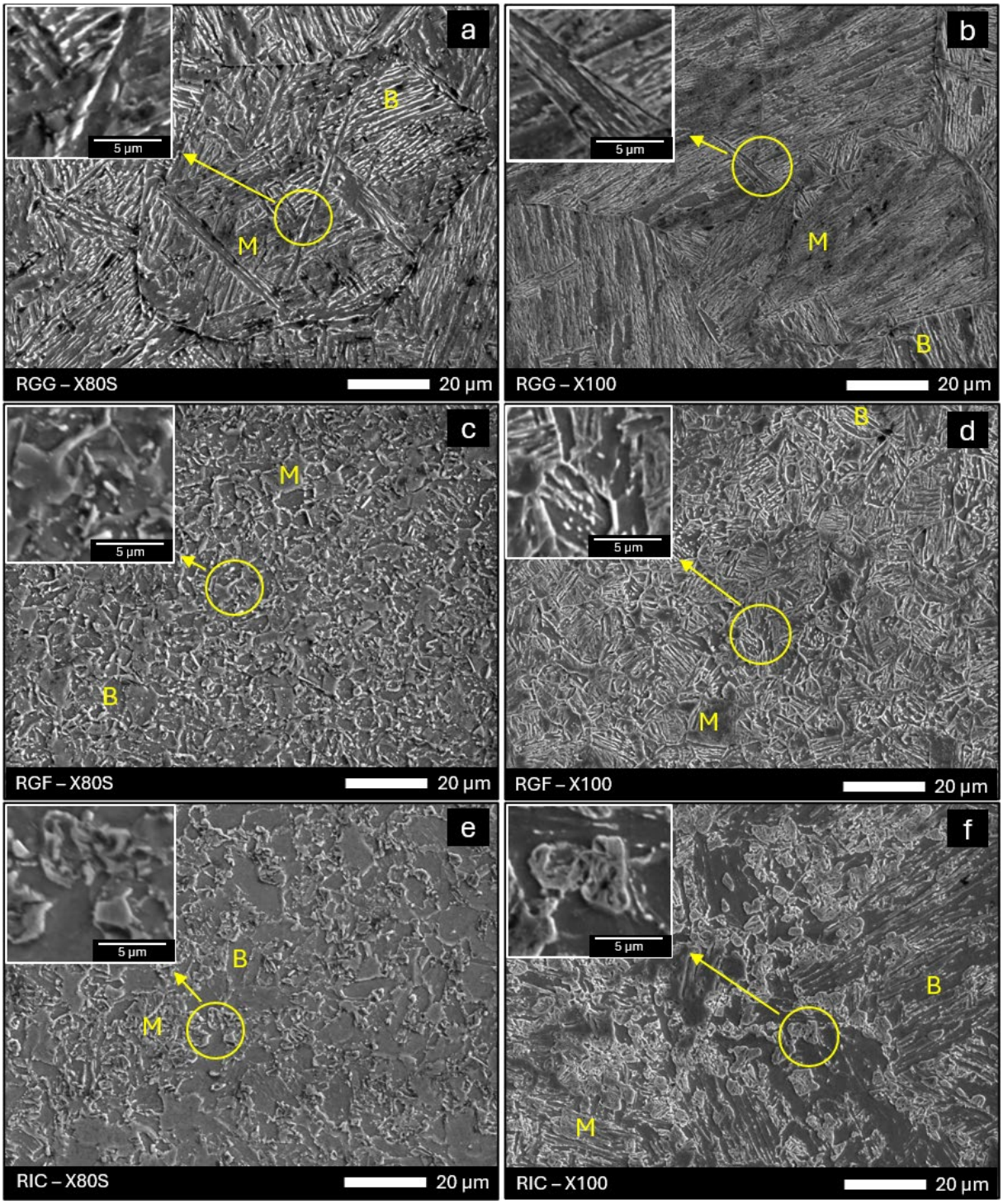


Figura IV.35 – Microestrutura das diferentes regiões da ZTA para as amostras soldadas com 2500 rpm. X80S (a, c, e); X100 (b, d, f). RGG (a, b); RGF (c, d); RIC (e, f). M – Martensita; B – Bainita.

De acordo com a literatura (Qiao, 2003; Han et al, 2010; Yang et al., 2018), os contornos de alto ângulo apresentam energia de contorno de grão significativamente mais elevada do que os contornos de baixo ângulo, uma vez que um maior número de átomos se encontra afastado de suas posições de equilíbrio. Quando uma trinca se propaga em

direção a um contorno de alto ângulo, o arranjo atômico mais irregular desse contorno promove sucessivas mudanças na direção de propagação, consumindo energia de propagação da trinca. Como resultado, os contornos de alto ângulo atuam como barreiras eficazes à propagação de trincas, reduzindo a taxa de crescimento da trinca, aumentando a tenacidade do aço e elevando a energia absorvida em ensaios de impacto.

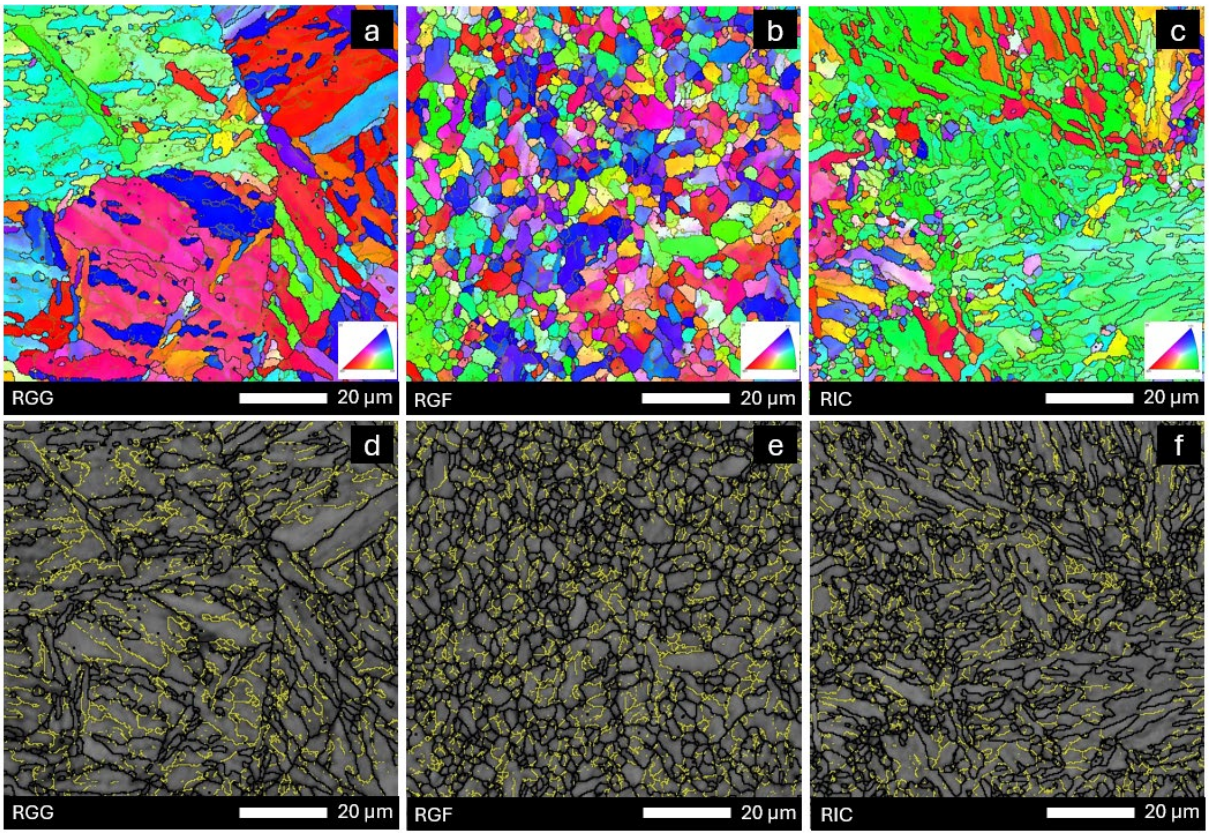


Figura IV.36 – Figuras de polo inverso (a–c) e mapas de contraste de banda (d–f). Contornos de alto ângulo (>15°) indicados em preto e contornos de baixo ângulo (<15°) indicados em amarelo (d–f). Imagens obtidas pela técnica de EBSD para o aço X100 soldado com 2500 rpm. RGG (a, d); RGF (b, e); RIC (c, f).

A Tabela IV.6 apresenta as frações correspondentes de contornos de alto ângulo e contornos de baixo ângulo para as diferentes regiões analisadas. Os resultados indicam que a fração de contornos de alto ângulo da RGG é comparável à observada no metal de base, enquanto a RGF e RIC apresentam um discreto aumento na proporção de contornos de alto ângulo (> 15º).

Tabela IV.6 – Fração de CGAA e CGBA para o metal de base e diferentes regiões da ZTA.

Região	CGBA < 15° (%)	CGAA > 15° (%)	CGAA > 45° (%)
RGG	70±5	30±5	27±6
RGF	67±3	33±3	23±3
RIC	61±1	39±1	31±1
MB	70±5	30±5	28±5

Conforme reportado na literatura, a RGG é reconhecida como a região mais crítica da ZTA, apresentando menor tenacidade, maior crescimento de grão e microestruturas formadas a partir de temperaturas de transformação mais baixas (Shao et al., 2024; Guo et al., 2023; Narimani et al., 2022; Lee et al., 2018; You et al., 2013). Em função dessas características e da menor quantidade de contornos de alto ângulo (>15º), as etapas seguintes do estudo terão como foco principal a RGG.

A análise por MEV apresentada na Figura IV.37 revela a evolução microestrutural da região de grãos grosseiros da ZTA para as condições de soldagem com passe único, sem rotação e com rotações de 2.000 e 2.500 rpm. As Figuras IV.38 e IV.39 mostram as figuras de polo inverso e os mapas de contraste de banda com contornos de alto e baixo ângulo.

Verificou-se que a microestrutura de todas as amostras é composta por bainita e martensita. Um aspecto relevante é que em todas as condições de passe único, foi observada a formação de uma pequena quantidade do constituinte austenita-martensita (A-M) ao longo dos contornos dos grãos de austenita prévia, conforme já havia sido notado na etapa de deposição de cordão sobre tubo.

Não foram observadas diferenças significativas na microestrutura da RGG das amostras soldadas com passe único em relação à RGG do segundo passe das amostras soldadas com dois passes (Figura IV.40).

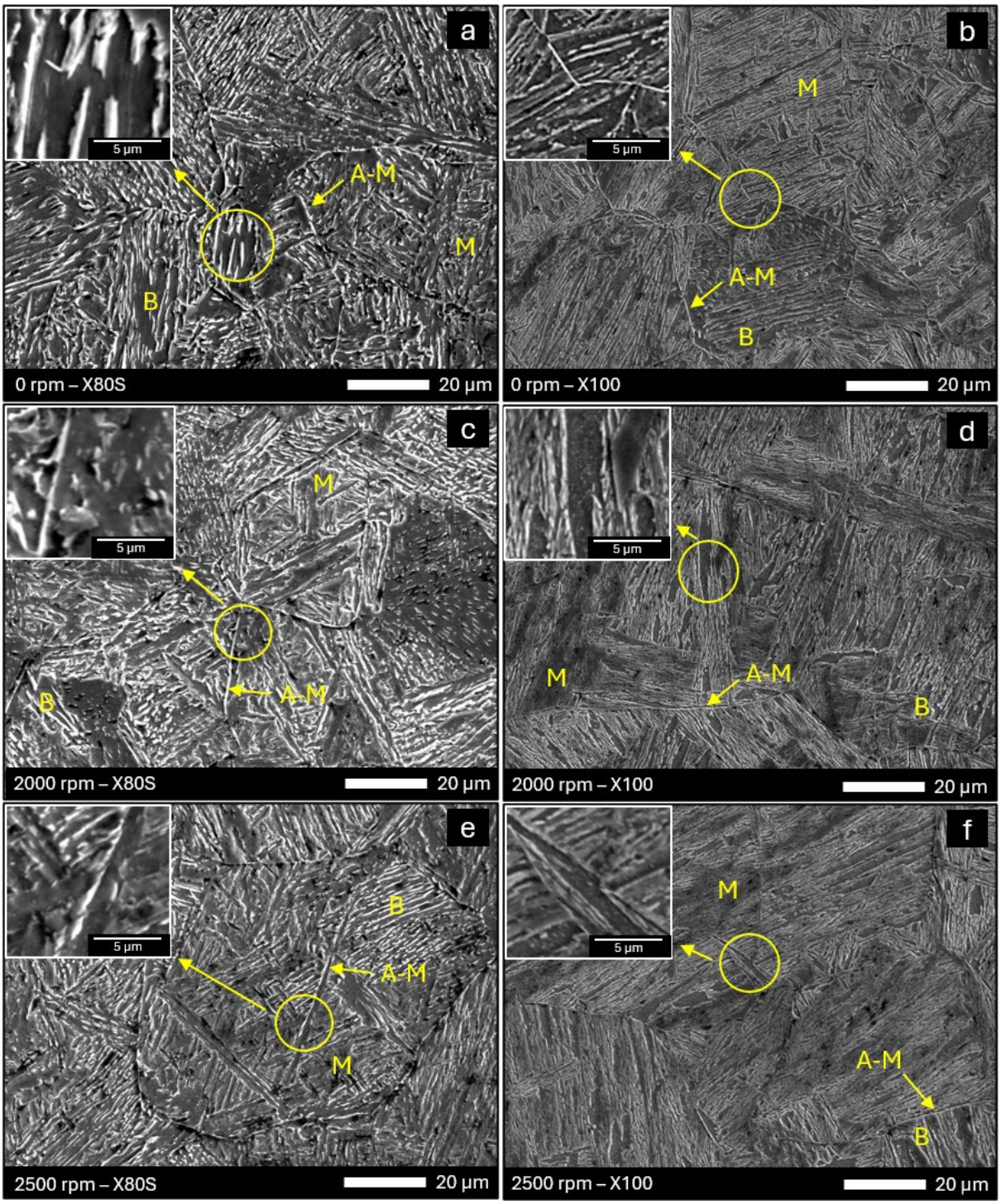


Figura IV.37 – Imagens de MEV da região de grãos grosseiros após ataque com nital 2%. X80S (a, c, e); X100 (b, d, f). Frequência de rotação: 0 rpm (a, b); 2000 rpm (c, d); 2500 rpm (e, f). M – Martensita; B – Bainita; A-M – Austenita-Martensita.

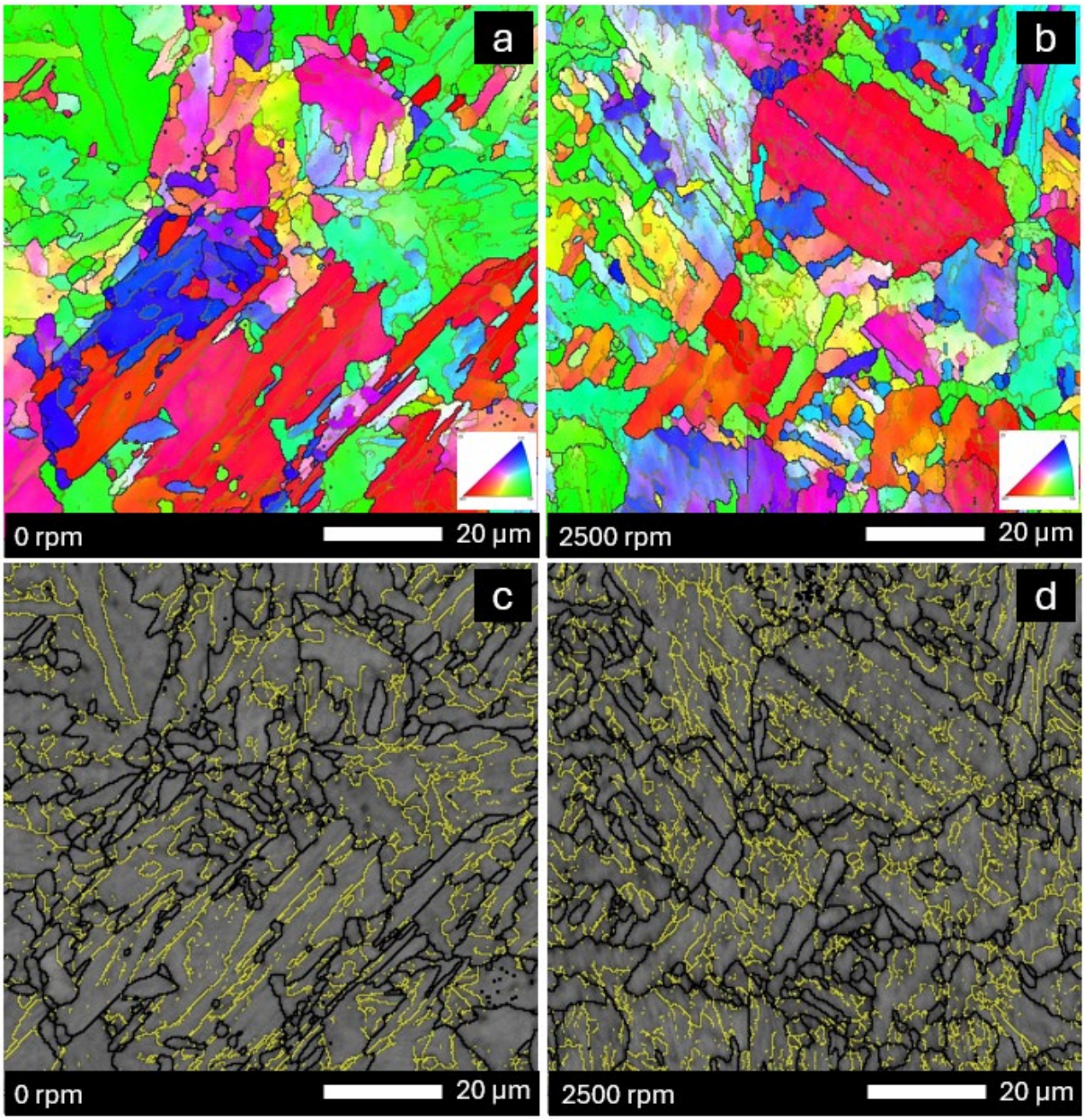


Figura IV.38 - Figuras de polo inverso (a, b) e mapas de contraste de banda com contornos de grão (c, d). RGG do aço X80S soldado sem rotação (a, c) e com 2500 rpm (b, d). Contornos de alto ângulo (>15°) indicados em preto e contornos de baixo ângulo (<15°) indicados em amarelo (c, d).

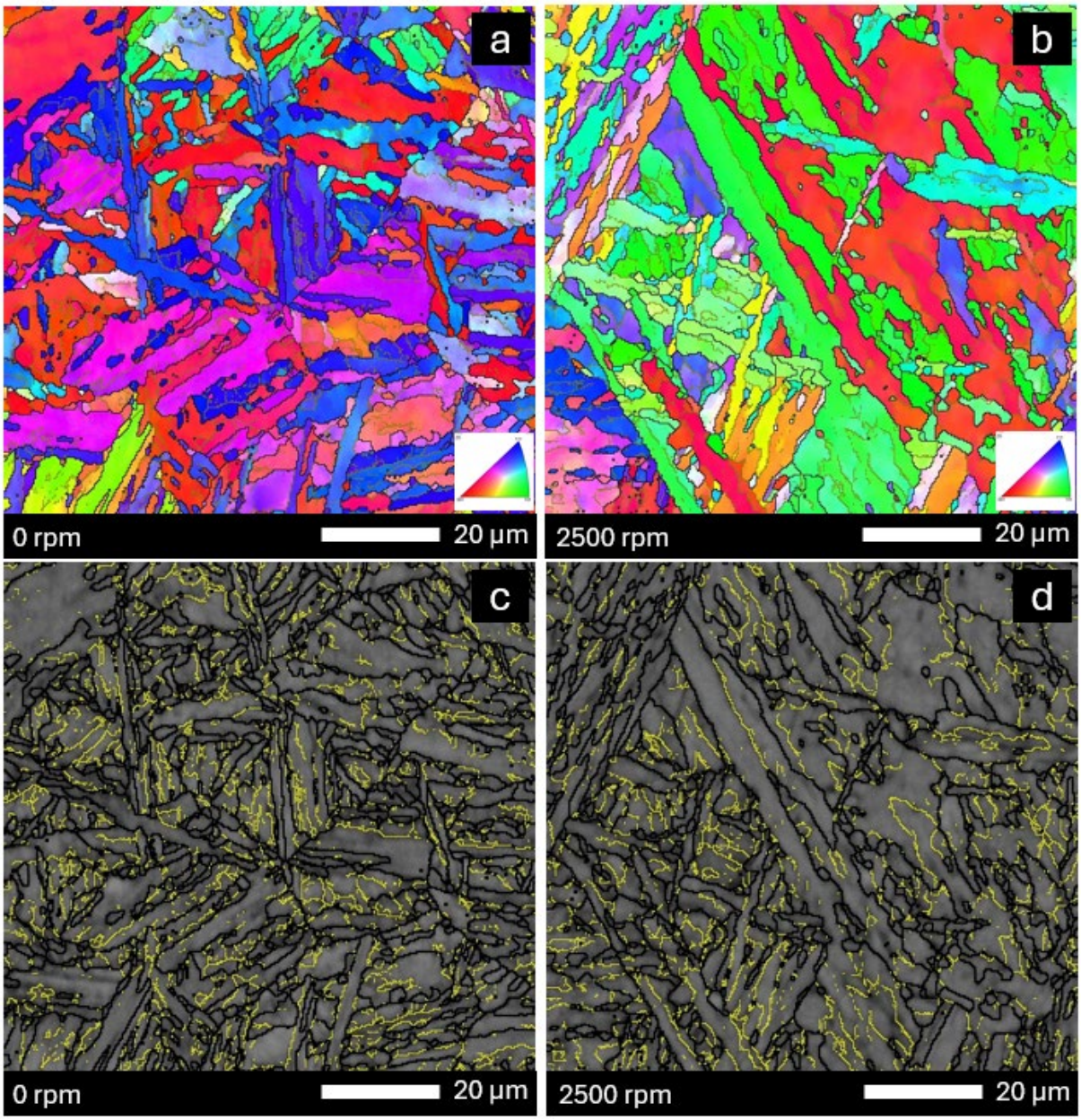


Figura IV.39 - Figuras de polo inverso (a, b) e mapas de contraste de banda com contornos de grão (c, d). RGG do aço X100 soldado sem rotação (a, c) e com 2500 rpm (b, d). Contornos de alto ângulo (>15°) indicados em preto e contornos de baixo ângulo (<15°) indicados em amarelo (c, d).

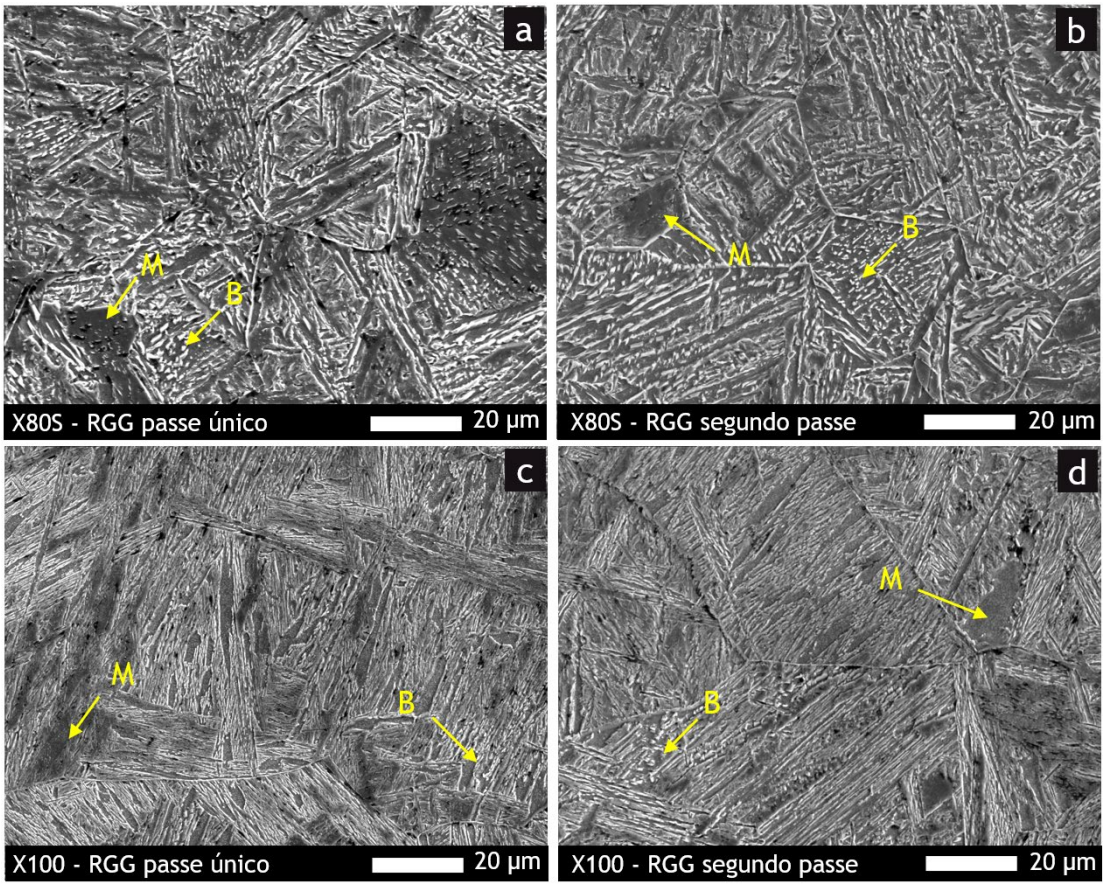


Figura IV.40 – Imagens de MEV da região de grãos grosseiros das amostras soldadas com 2000 rpm após ataque com nital 2%. RGG da amostra com passe único (a, c). RGG do segundo passe da amostra de dois passes (b, d). M – Martensita; B – Bainita.

O efeito do ciclo térmico na região de grãos grosseiros do primeiro passe reaquecida no campo intercrítico (RGG-IC) pode ser verificado pela comparação entre a microestrutura na condição de passe único (Figura IV.37) e aquela obtida após a aplicação do segundo passe (Figuras IV.41 e IV.42). Apesar das diferenças microestruturais, não foi observada alteração na fração de martensita entre a RGG e a RGG-IC para os aços X80S e X100. Além disso, para todas as condições de soldagem analisadas para os aços X80S e X100, foi observado que os contornos de grãos da austenita prévia ficam decorados com martensita.

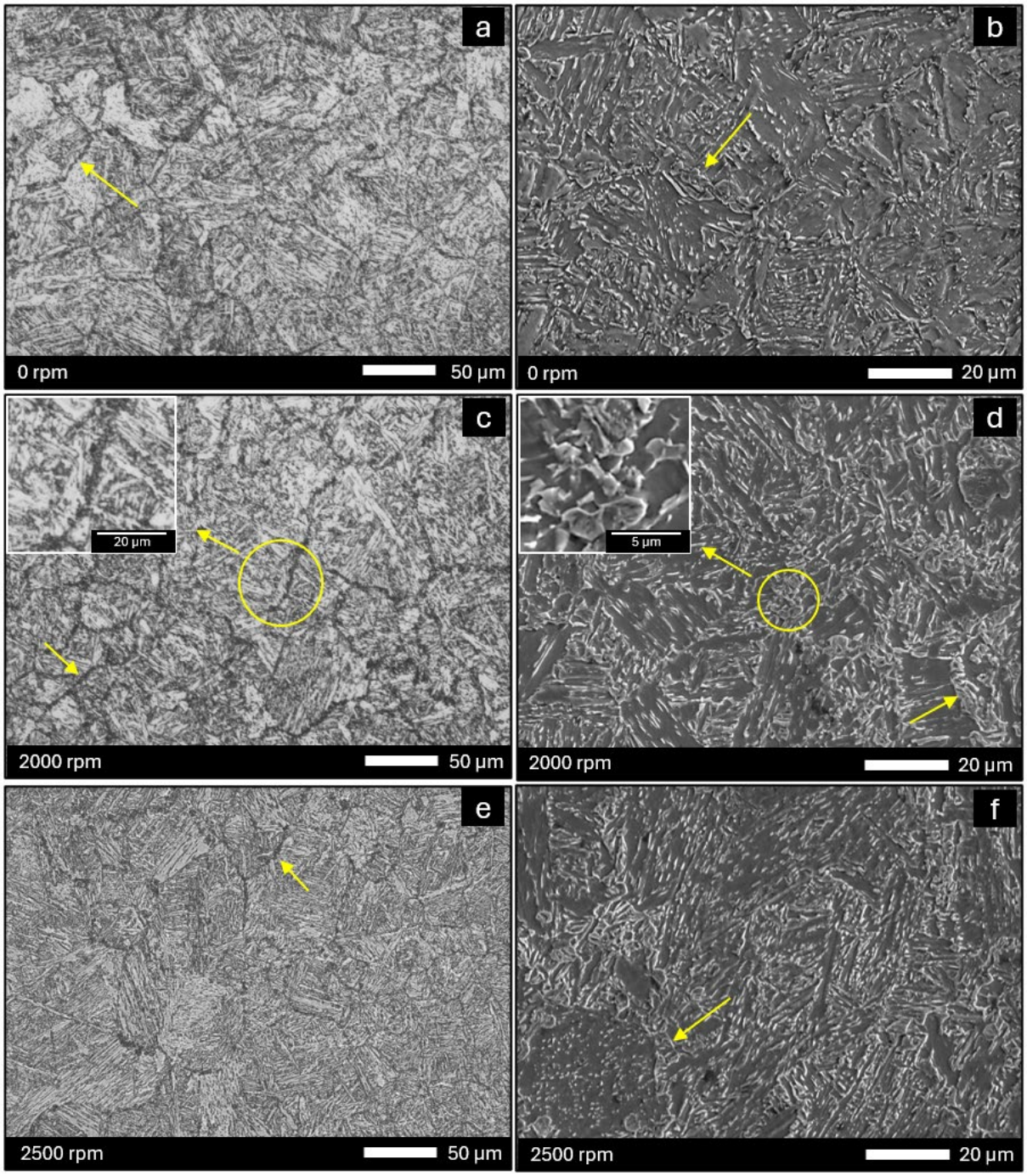


Figura IV.41 – Região de grãos grosseiros do primeiro passe reaquecida no campo intercrítico pelo segundo passe (aço X80S). Ataque nital 2%. MO (a, c, e) e MEV (b, d, f). Setas amarelas indicando decoramento nos contornos de grão. Frequência de rotação: 0 rpm (a, b); 2000 rpm (c, d) e 2500 rpm (e, f).

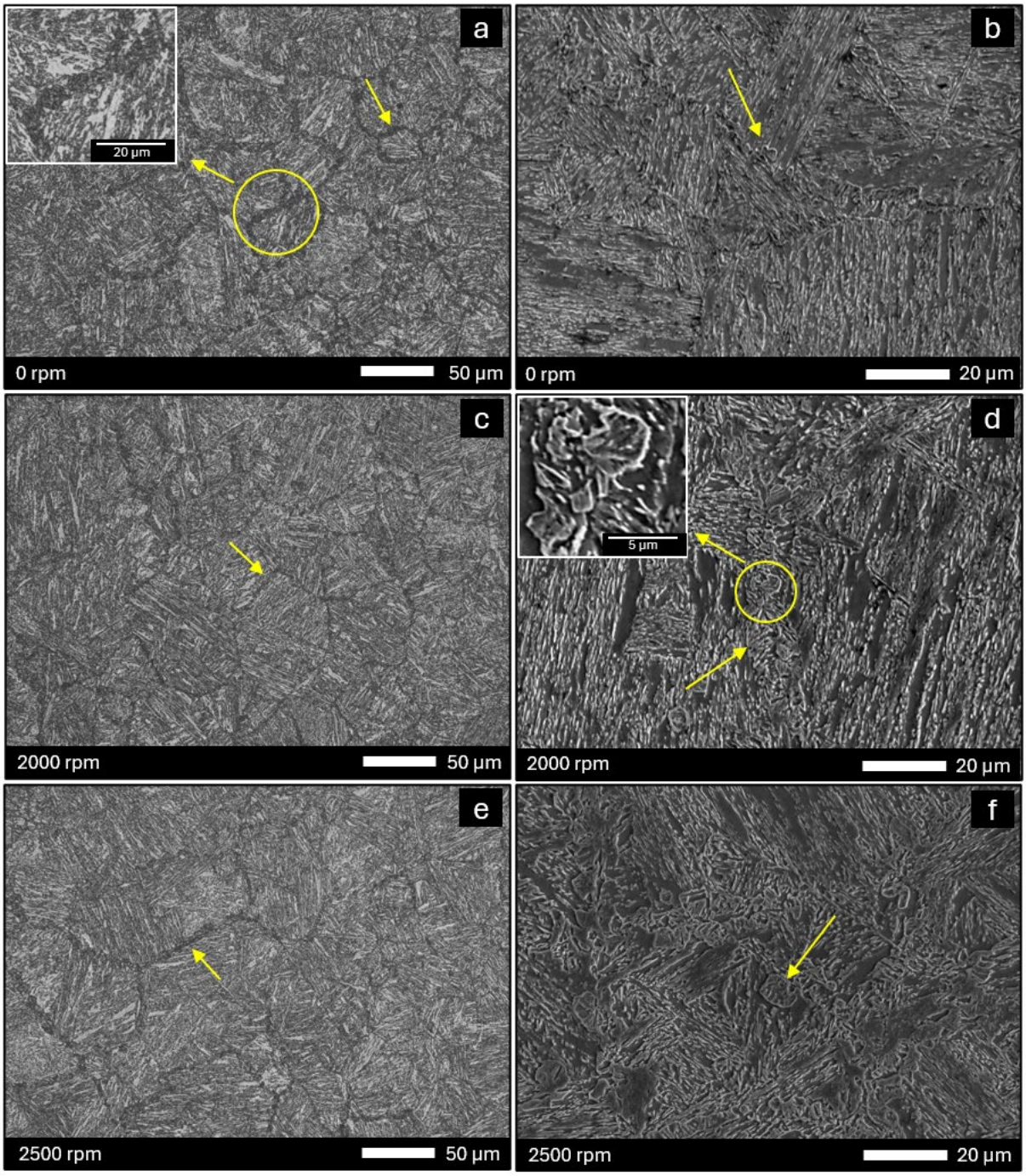


Figura IV.42 – Região de grãos grosseiros do primeiro passe reaquecida no campo intercrítico pelo segundo passe (aço X100). Ataque nital 2%. MO (a, c, e) e MEV (b, d, f). Setas amarelas indicando decoramento nos contornos de grão. Frequência de rotação: 0 rpm (a, b); 2000 rpm (c, d) e 2500 rpm (e, f).

As Figuras IV.43 e IV.44 mostram as figuras de polo inverso e os mapas de contraste de banda com contornos de alto e baixo ângulo.

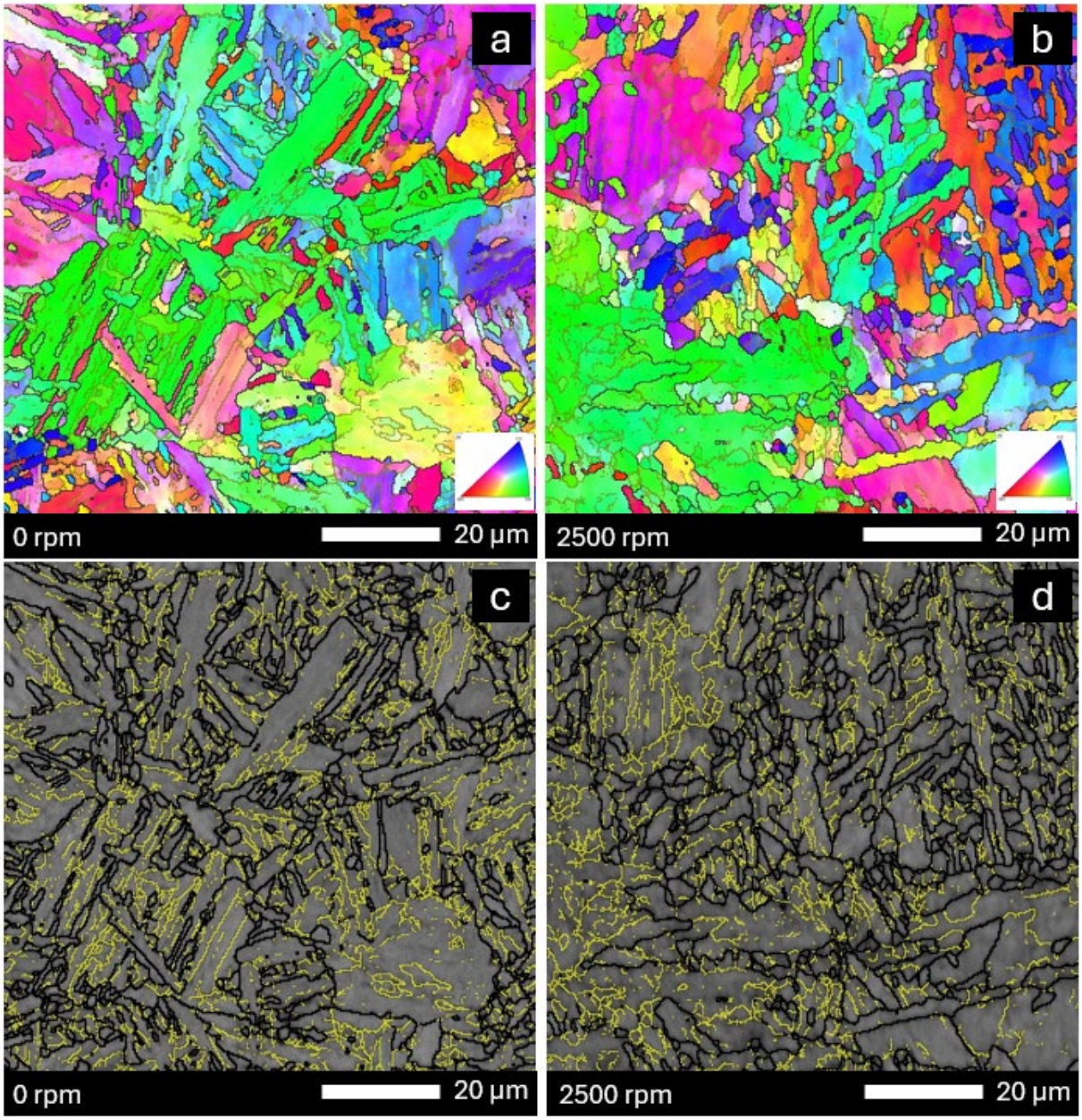


Figura IV.43 - Figuras de polo inverso (a, b) e mapas de contraste de banda com contornos de grão (c, d). RGG-IC do aço X80S soldado sem rotação (a, c) e com 2500 rpm (b, d). Contornos de alto ângulo (>15°) indicados em preto e contornos de baixo ângulo (<15°) indicados em amarelo (c, d).

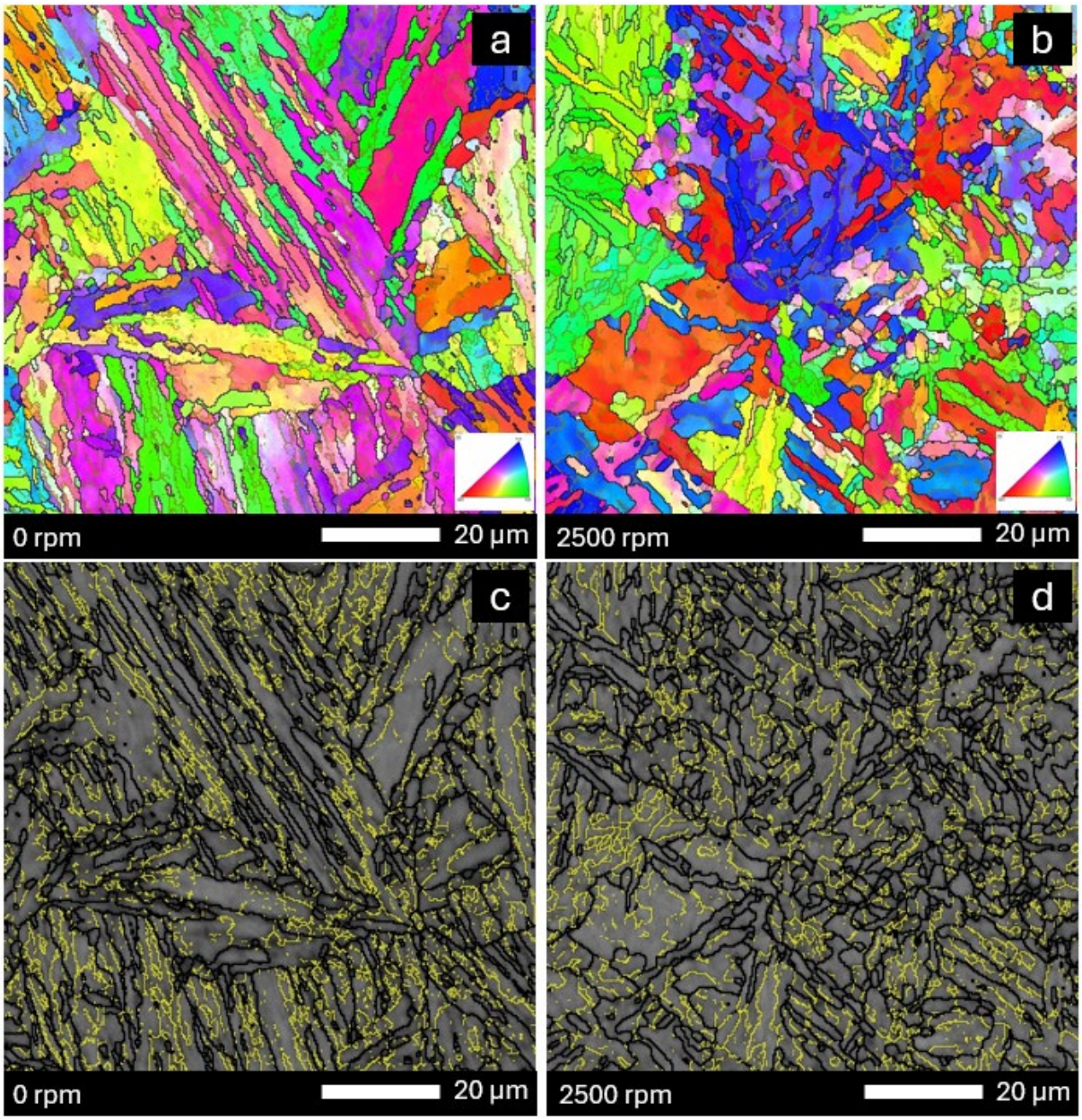


Figura IV.44 - Figuras de polo inverso (a, b) e mapas de contraste de banda com contornos de grão (c, d). RGG-IC do aço X100 soldado sem rotação (a, c) e com 2500 rpm (b, d). Contornos de alto ângulo (>15°) indicados em preto e contornos de baixo ângulo (<15°) indicados em amarelo (c, d).

À princípio, a partir das imagens de microscopia óptica, foi considerado que o decoramento observado nos contornos de grão da austenita prévia correspondia ao microconstituinte A-M. Essa hipótese era consistente com diversos estudos que relatam a formação de A-M nos contornos de grão da austenita prévia na RGG-IC (Ma et al., 2023; Han et al., 2021; Guillal et al., 2018; Li et al., 2018). Entretanto, ao analisar esses contornos no MEV (Figura IV.45), verificou-se que a morfologia é característica de martensita, diferindo do A-M, que tipicamente é mais claro, com aspecto em alto relevo e morfologia semelhante a um “platô de mármore”.

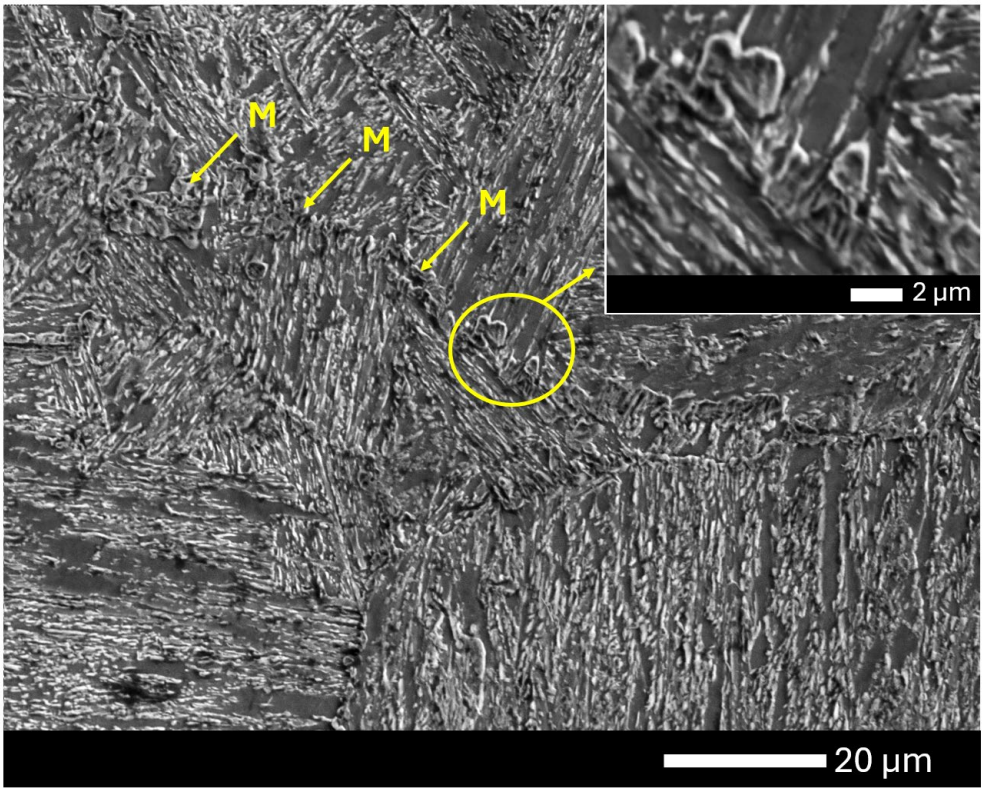


Figura IV.45 – Detalhe da microestrutura martensítica encontrada no contorno de grão da austenita prévia na RGG-IC. Ataque nital 2%. M – Martensita.

Para auxiliar na identificação dos microconstituintes presentes nos contornos de grão da austenita prévia, foi realizado ataque químico com reagente Le Pera (Le Pera, 1979). De acordo com a literatura (Borba 2019, Ramachandran 2020, Luo, Wang 2019), o microconstituinte A-M apresenta coloração branca após ser atacado com esse reagente. A Figura IV.46 evidencia que os contornos de grão são predominantemente constituídos por martensita, identificada pela tonalidade marrom. Pequenas regiões de A-M, na coloração branca, também podem ser observadas dentro dos grãos.

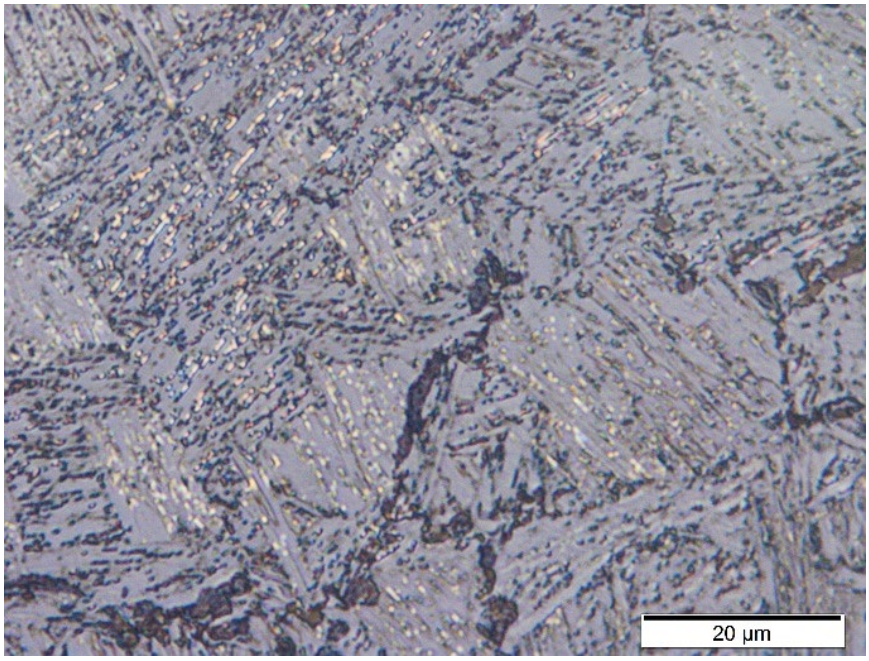


Figura IV.46 – Microestrutura da RGG-IC após ataque com reagente Le Pera.

O ensaio de microdureza realizado com carga de 25g evidenciou que a fase presente nos contornos de grão apresenta dureza superior (365 HV e 392 HV) à observada no interior dos grãos (282 HV e 285 HV) como mostra a Figura IV.47, confirmando a presença de martensita nos contornos.

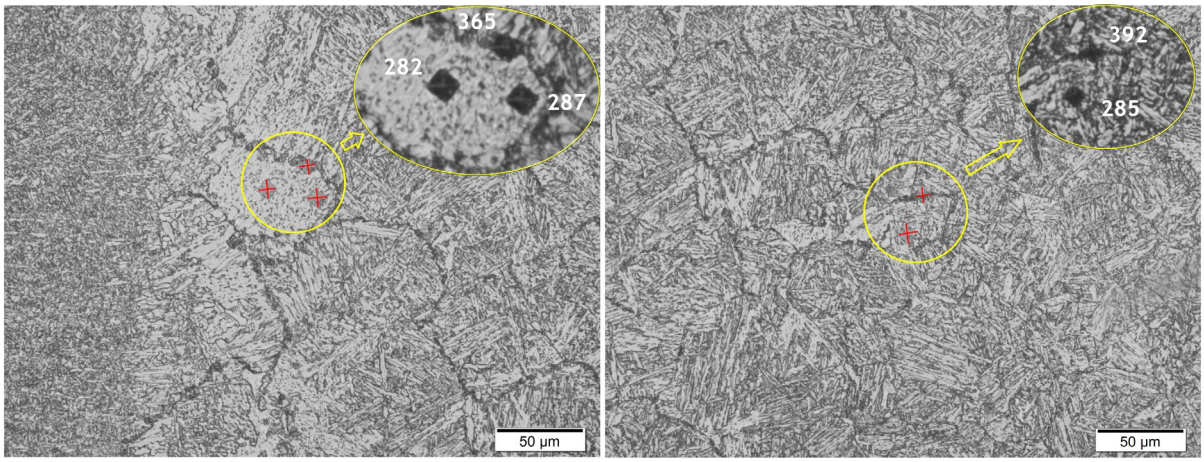


Figura IV.47 – Microdureza Vickers com carga de 25g realizada no interior dos grãos e nos contornos.

A Figura IV.48 mostra que a região onde ocorre a formação de martensita no contorno de grão é restrita à RGG-IC. Essa região corresponde a apenas 15% do comprimento total da ZTA e 5,6% da área total da ZTA.

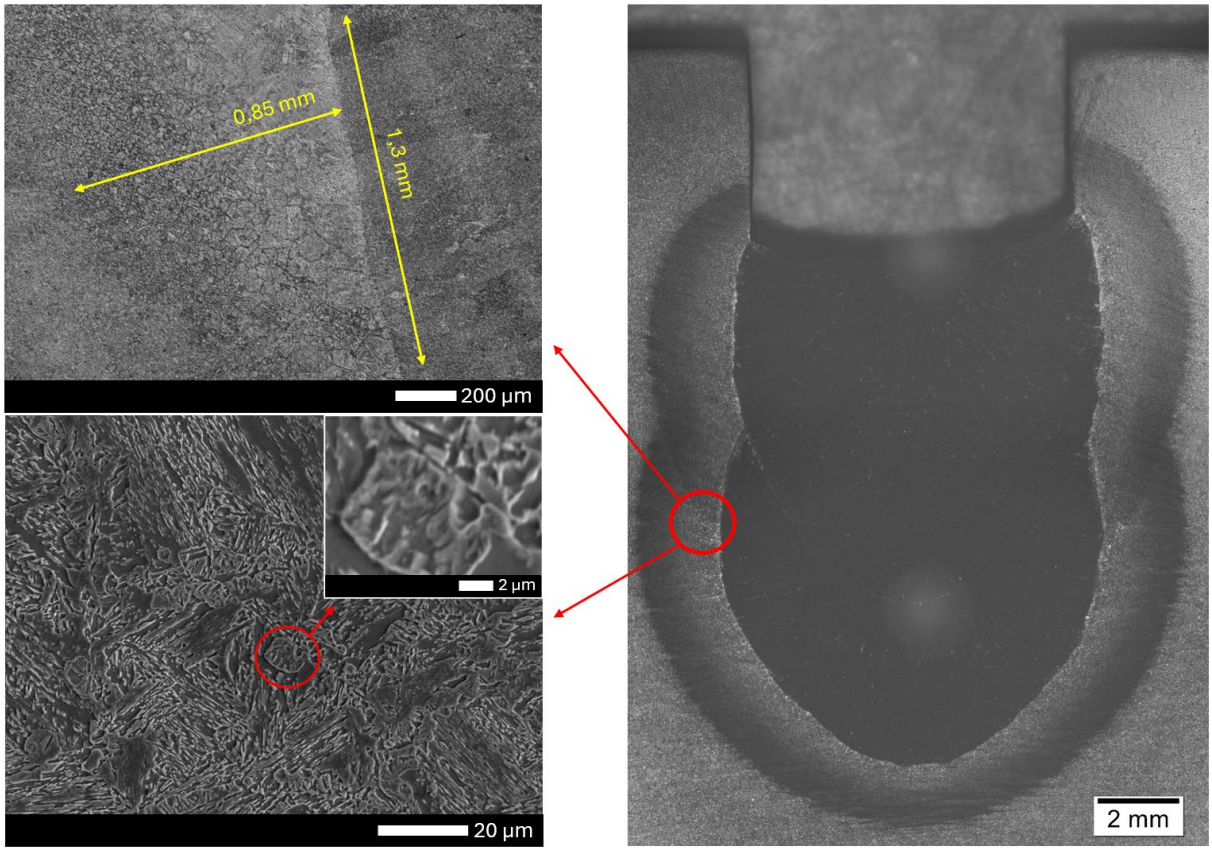


Figura IV.48 – Dimensões da região onde ocorre formação de A-M nos contornos de grão da austenita prévia.

A forma da curva de desorientação dos contornos de grão apresentada nas Figuras IV.49 e IV.50 para a RGG é típica de microestruturas bainíticas-martensíticas (Gutiérrez, 2014; Jorge et al., 2021). A distribuição de desorientação dos contornos de grão da bainita possui uma forma característica, com alta densidade de contornos de baixo ângulo, praticamente nenhum contorno em ângulos intermediários e dois picos próximos a 50° (Gutiérrez, 2014; Jorge et al., 2021), enquanto a martensita apresenta um pico intenso próximo a 60° (Jorge et al., 2021). A intensidade relativa desses picos depende do tipo de transformação: bainita superior, bainita inferior ou martensita (Gutiérrez, 2014). No caso da RGG avaliada neste estudo, a maior proporção de martensita existente no aço X100 resulta em um maior pico a 60° quando comparado com a curva do X80S, coerente com as microestruturas observadas (Figura IV.37).

As curvas de desorientação da RGG-IC (Figuras IV.51 e IV.52) apresentaram características semelhantes a observada para a RGG, sendo típica de microestruturas bainíticas-martensíticas com alta densidade de contornos de baixo ângulo e dois picos próximos a 50° (bainita) e um pico intenso próximo a 60° (martensita). Assim como observado na RGG, verificou-se que a maior proporção de martensita existente no aço X100 resulta em um maior pico a 60° quando comparado com as curvas do X80S.

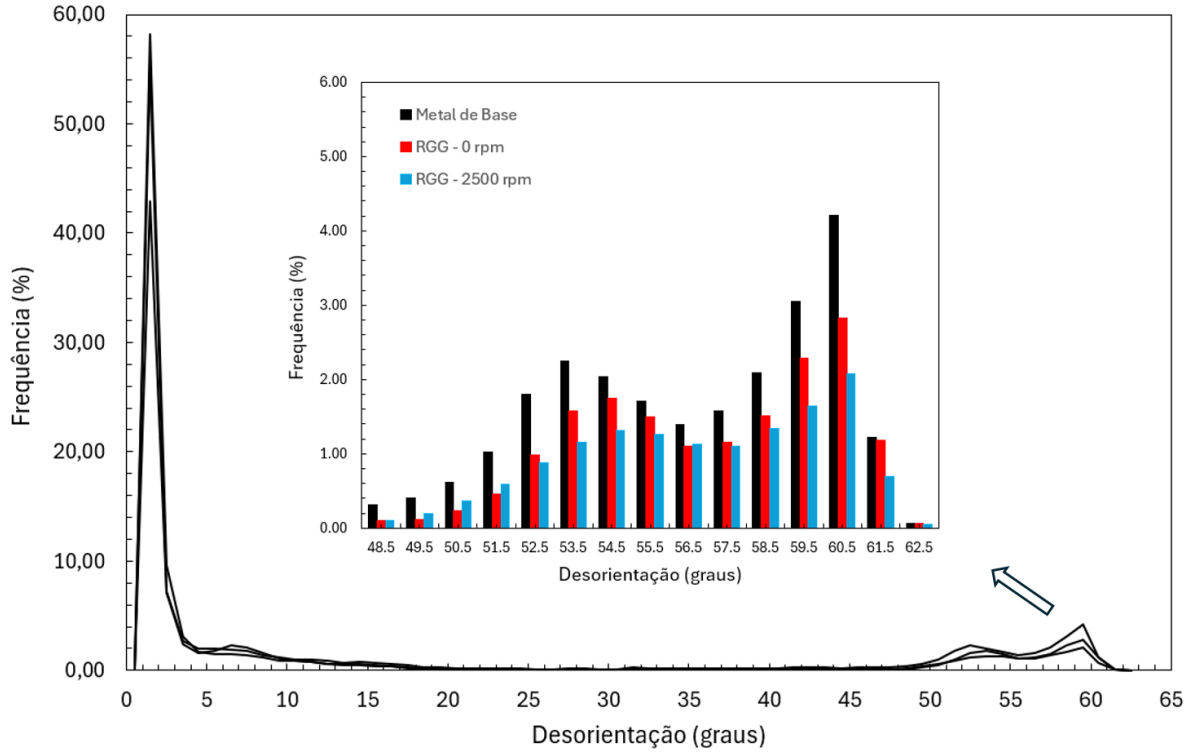


Figura IV.49 – Perfil de desorientação de contorno de grão para a RGG do aço X80S.

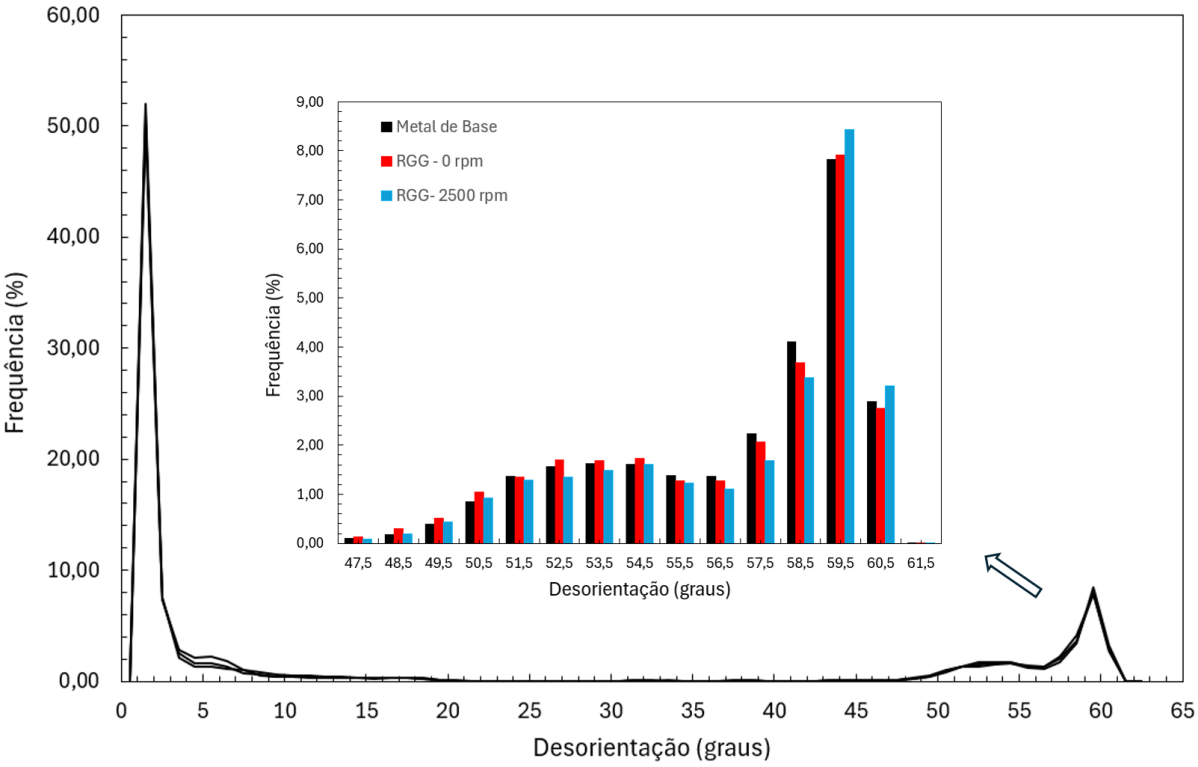


Figura IV.50 – Perfil de desorientação de contorno de grão para a RGG do aço X100.

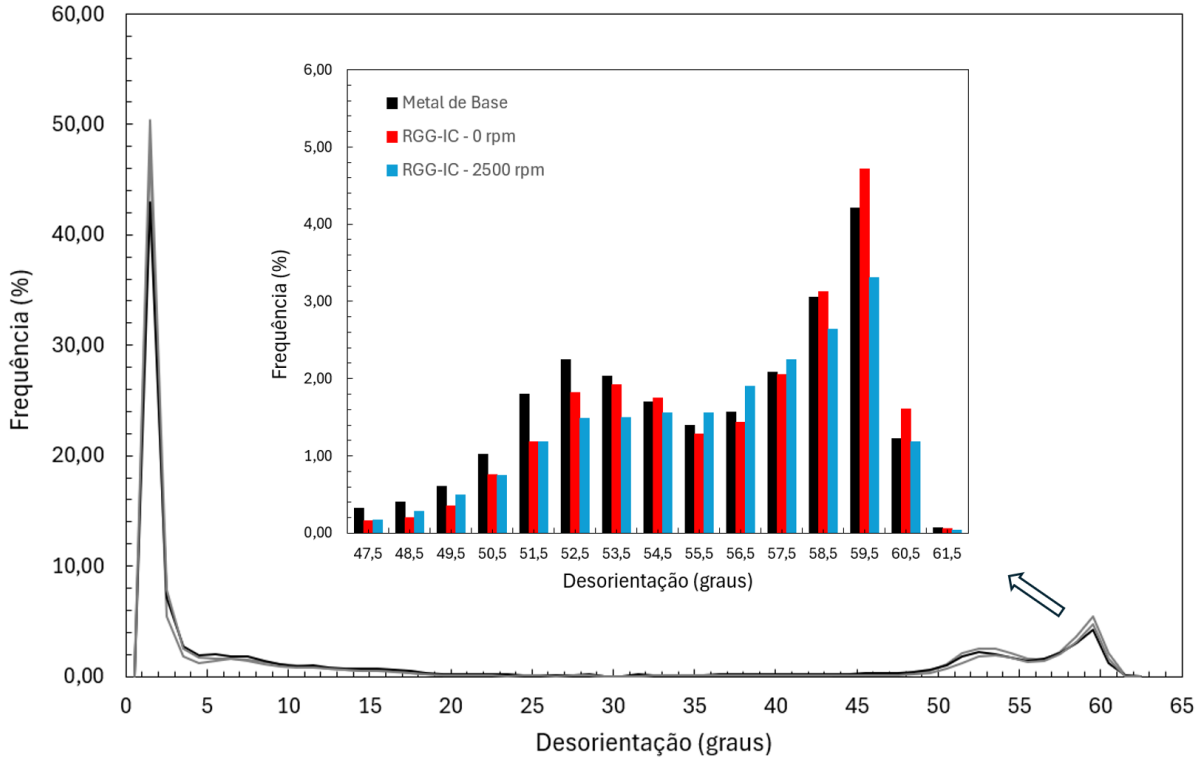


Figura IV.51 – Perfil de desorientação de contorno de grão para a RGG-IC do aço X80S.

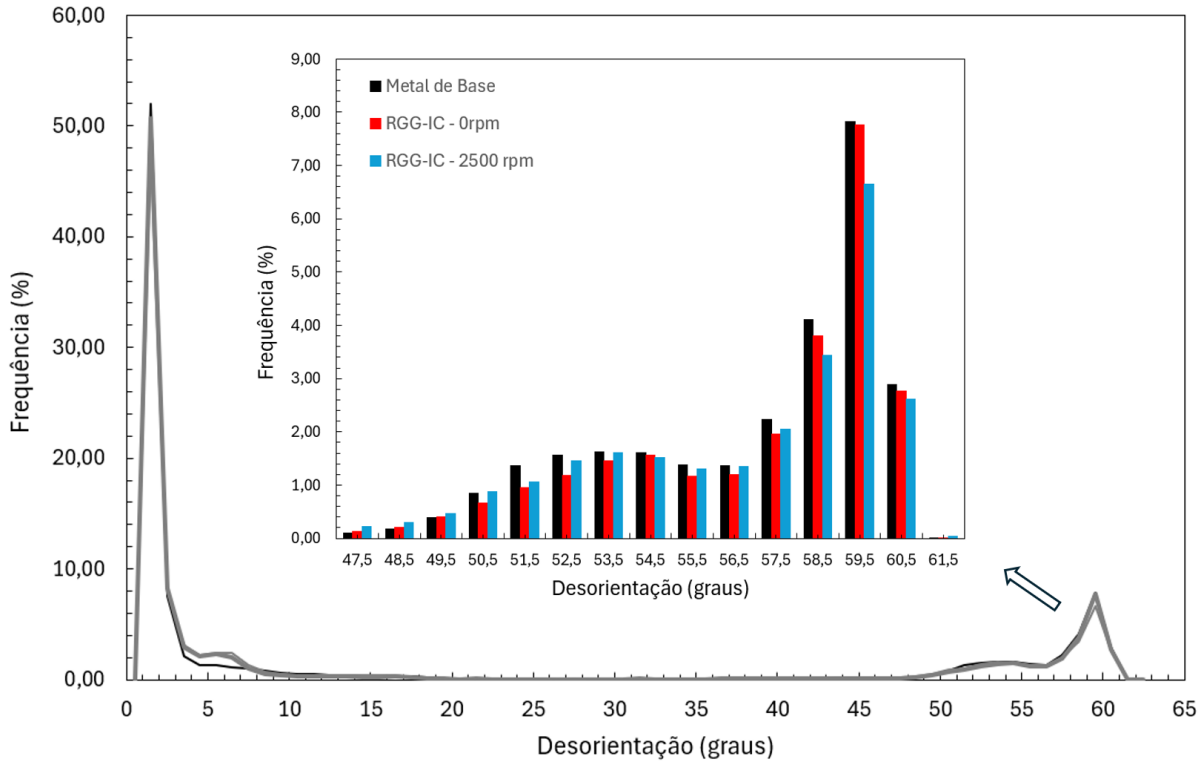


Figura IV.52 – Perfil de desorientação de contorno de grão para a RGG-IC do aço X100.

As frações de contornos de alto e baixo ângulo, obtidas a partir da análise por EBSD na RGG e na RGG-IC do aço X80S, são apresentadas na Tabela IV.7.

Observou-se para o X80S uma redução média de 33% na fração de contornos de alto ângulo na ZTA (RGG e RGG-IC) em comparação com o metal de base. Ao comparar a ZTA do processo GMAW com o processo GMAW-RE, verifica-se que o processo rotativo causou uma redução média de 15% na fração de contornos de alto ângulo.

Para o aço X100 (Tabela IV.8), não foram observadas variações significativas na fração de contornos de alto ângulo entre o metal de base e a ZTA (RGG e RGG-IC), tanto para o processo GMAW convencional quanto para o processo GMAW-RE.

Tabela IV.7 – Fração de CGAA e CGBA para o metal de base, RGG e RGG-IC do aço X80S.

Região	Frequência (rpm)	CGBA < 15° (%)	CGAA > 15° (%)	CGAA > 45° (%)
MB	--	67±4	33±4	24±2
RGG	0 rpm	78±1	22±1	17±1
	2500 rpm	82±1	18±1	14±1
RGG-IC	0 rpm	73±1	27±1	23±1
	2500 rpm	76±3	24±3	21±2

Tabela IV.8 – Fração de CGAA e CGBA para o metal de base, RGG e RGG-IC do aço X100.

Região	Frequência (rpm)	CGBA < 15° (%)	CGAA > 15° (%)	CGAA > 45° (%)
MB	--	70±5	30±5	28±5
RGG	0 rpm	69±5	31±5	28±4
	2500 rpm	70±5	30±5	27±6
RGG-IC	0 rpm	72±1	28±1	25±1
	2500 rpm	70±1	30±1	25±1

IV.4.2 – Análise Microestrutual Quantitativa

A Figura IV.53 e a Tabela IV.9 apresentam o efeito da frequência de rotação do eletrodo na fração de área de martensita, calculada pelo método de contagem de pontos. Em relação ao metal de base, verifica-se que o ciclo térmico de soldagem, e as

consequentes elevadas taxas de resfriamento impostas na RGG, favorecem a transformação martensítica nessa região. Como resultado, observa-se um aumento no percentual de martensita de 42% para 63% na RGG soldada pelo processo GMAW (0 rpm) em relação ao metal de base para o aço X80S, e de 62% para 70% no caso do aço X100.

A análise da RGG revelou que, para o aço X80S, a elevação da frequência de rotação para 2500 rpm promoveu uma redução de 22% na fração de martensita, em comparação ao processo convencional, acompanhada por um aumento correspondente na fração de bainita. Para o aço X100, a fração média de martensita permaneceu constante.

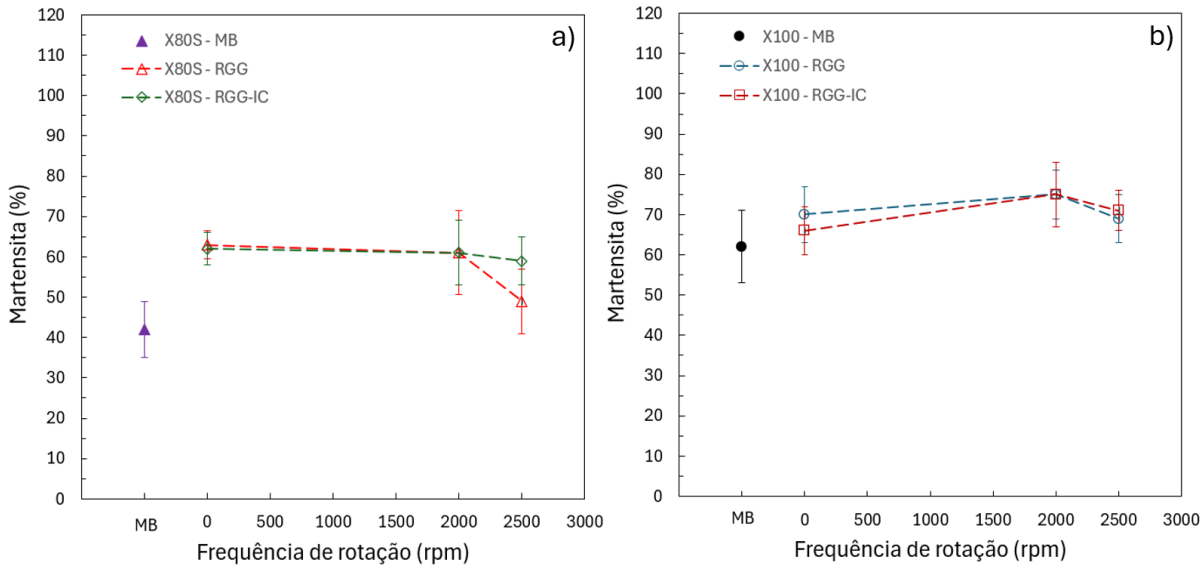


Figura IV.53 – Fração de área de martensita para os aços X80S (a) e X100 (b) das regiões do metal de base, RGG e RGG-IC, soldados com os processos GMAW e GMAW-RE, com diferentes frequências de rotação.

O cálculo da fração de área de bainita e martensita também foi realizado utilizando os dados das curvas de distribuição do contraste de banda. Como as curvas apresentam comportamento assimétrico, é possível inferir que mais de um microconstituinte está influenciando o formato da distribuição. Dessa forma, é possível realizar a deconvolução dos picos gaussianos para separar as contribuições referentes à martensita e à bainita a partir da curva original de contraste de banda, obtida por análise de EBSD. Os resultados são apresentados na Figura IV.54 para os processos GMAW e GMAW-RE. O valor limiar de contraste de banda adotado para a distinção entre as duas fases é indicado por uma linha tracejada.

Tabela IV.9 – Fração de área de martensita e bainita obtidas pelo método de contagem de pontos.

Aço	Região	Frequência de rotação (rpm)	Fração de Martensita (%)	Fração de Bainita (%)
X80S	RGG	0	63±3	37±3
		2000	61±10	39±10
		2500	49±8	51±8
	RGG-IC	0	62±4	38±4
		2000	61±8	39±8
		2500	59±6	41±6
	Metal de base		42±7	58±7
X100	RGG	0	70±7	30±7
		2000	75±6	25±6
		2500	69±6	31±6
	RGG-IC	0	66±6	34±6
		2000	75±8	25±8
		2500	71±5	29±5
	Metal de base		62±9	38±9

As Figuras IV.55 e IV.56 apresentam os mapas de contraste de banda para a RGG e RGG-IC dos aços X80S e X100, soldados pelo processo GMAW e GMAW-RE, mostrando a fração de área de cada microestrutura obtida pela técnica de deconvolução de picos gaussianos.

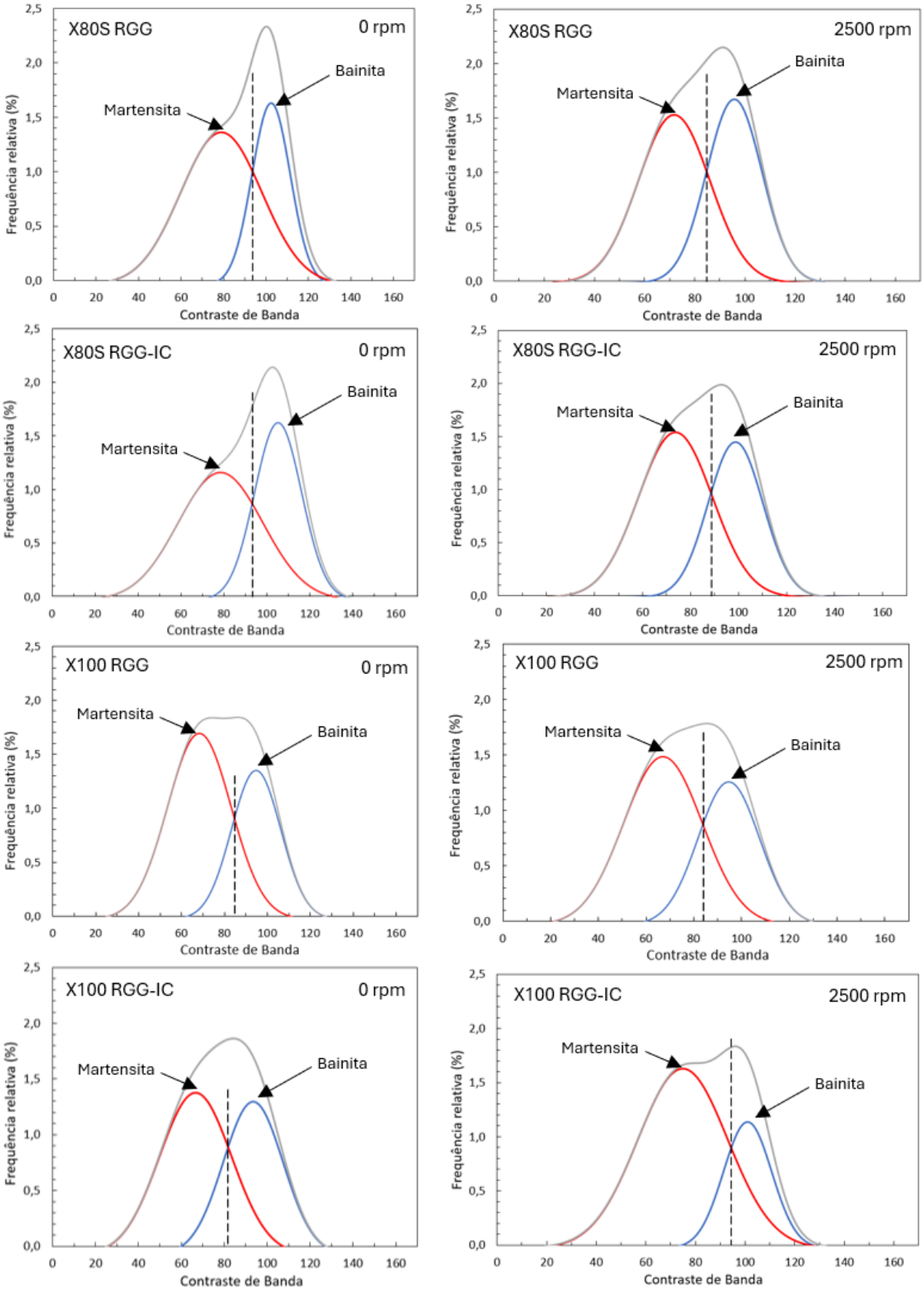


Figura IV.54 - Gráficos de contraste de banda com ajuste gaussiano. O pico à esquerda (em vermelho) corresponde à martensita, enquanto o pico à direita (em azul) corresponde à bainita.

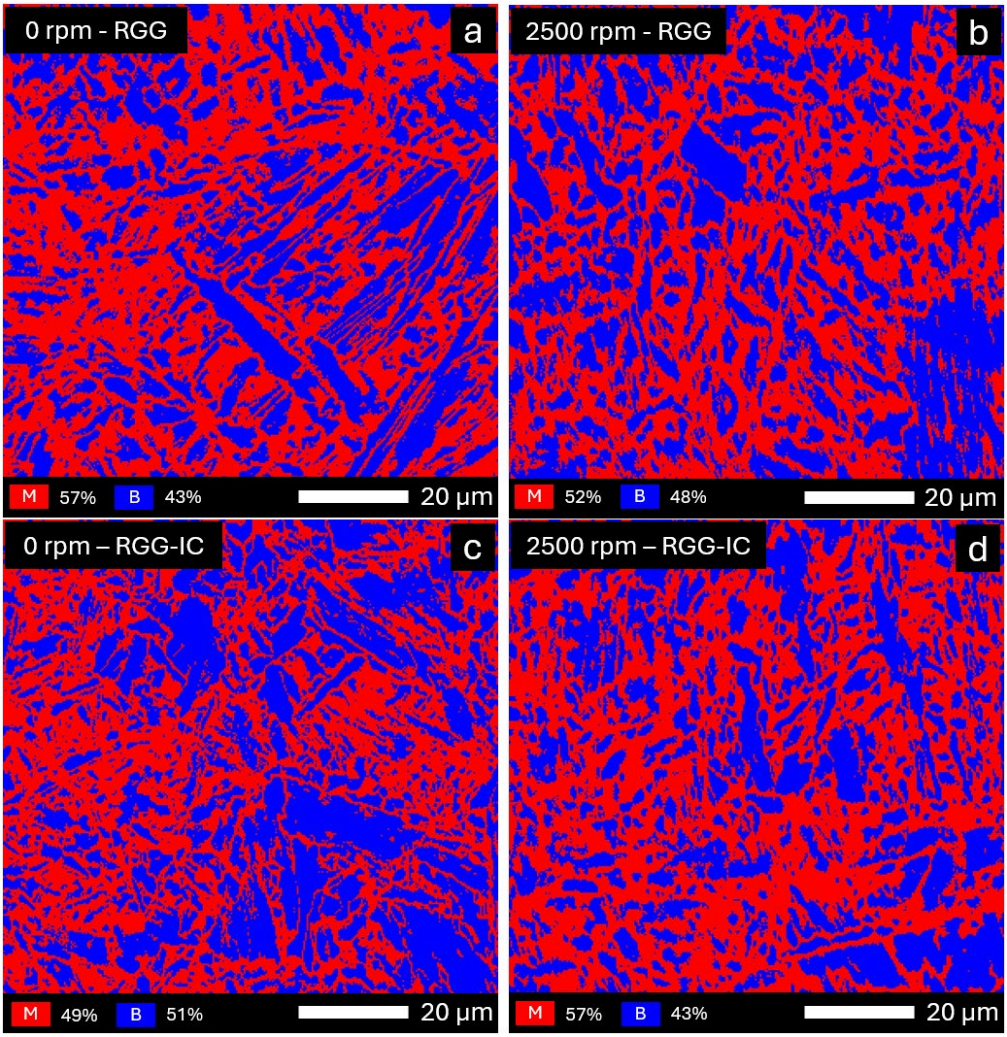


Figura IV.55 - Mapas de contraste de banda referentes à RGG e RGG-IC do aço X80S, produzida com GMAW (0 rpm) e GMAW-RE (2500 rpm). Martensita em vermelho e bainita em azul.

As Tabelas IV.10 e IV.11 apresentam uma comparação entre a quantificação das frações de martensita e bainita utilizando as técnicas de contraste de banda do EBSD e contagem de pontos realizada com as imagens de MEV.

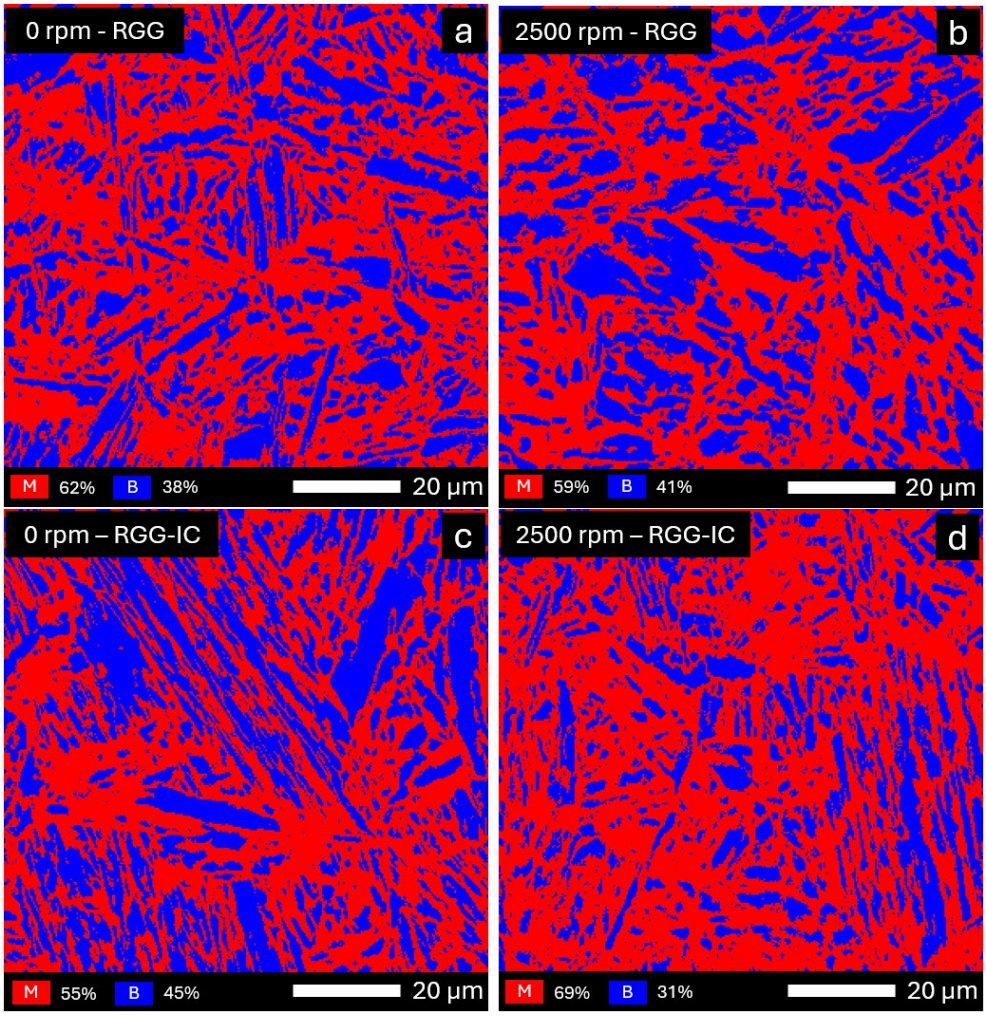


Figura IV.56 - Mapas de contraste de banda referentes à RGG e RGG-IC do aço X100, produzida com GMAW (0 rpm) e GMAW-RE (2500 rpm). Martensita em vermelho e bainita em azul.

Tabela IV.10 - Frações de martensita e bainita determinadas pelos métodos de contagem de pontos e contraste de banda para o aço X80S.

Região	Frequência de rotação (rpm)	Fração de área (contagem de pontos) Martensita / Bainita (%)	Fração de área (contraste de banda) Martensita / Bainita (%)	Diferença entre os métodos (%)
RGG	0	63 / 37 (±3)	54 / 46 (±5)	9
	2500	49 / 51 (±8)	51 / 49 (±1)	2
RGG-IC	0	62 / 38 (±4)	49 / 51 (±1)	13
	2500	59 / 41 (±6)	56 / 44 (±2)	3
Metal de base		42 / 58 (±7)	46 / 54 (±12)	4

Tabela IV.11 - Frações de martensita e bainita determinadas pelos métodos de contagem de pontos e contraste de banda para o aço X100.

Região	Frequência de rotação (rpm)	Fração de área (contagem de pontos) Martensita / Bainita (%)	Fração de área (contraste de banda) Martensita / Bainita (%)	Diferença entre os métodos (%)
RGG	0	70 / 30 (±7)	62 / 38 (±1)	8
	2500	69 / 31 (±6)	70 / 30 (±15)	1
RGG-IC	0	66 / 34 (±6)	55 / 45 (±1)	11
	2500	71 / 29 (±5)	68 / 32 (±1)	3
Metal de base		62 / 38 (±9)	63 / 37 (±7)	1

IV.4.3 – Ensaio de Microdureza

Os resultados de microdureza apresentados na Tabela IV.12 e na Figura IV.57 estão coerentes com a fração de martensita apresentada na Figura IV.53. A redução no valor de microdureza média de 9% para o processo GMAW-RE, comparando com o processo GMAW, observada para a ZTA do aço X80S soldado com passe único está relacionada com a redução da fração de martensita e o aumento da fração de bainita observados na Figura IV.53. Diferentemente do X80S, a microdureza da ZTA do X100 soldado com passe único não sofreu influência da rotação do eletrodo, o que reflete as semelhanças observadas na microestrutura martensítica em todas as condições (Figuras IV.37 e IV.53).

Em relação ao metal de base, observou-se um aumento de microdureza média na ZTA de grãos grosseiros, de 16% para o X80S e 30% para o X100, devido à formação de uma microestrutura martensítica resultante das altas taxas de resfriamento (Figura IV.53).

Na condição de soldagem com dois passes, observa-se uma redução de aproximadamente 15% na dureza da RGG do primeiro passe para o aço X100 e 10% para o X80S, em função da aplicação do segundo passe.

O aumento na frequência de rotação resultou em uma redução de aproximadamente 10% na microdureza da RGG do aço X80S na condição de passe único. Para o aço X100, nenhuma alteração de microdureza foi observada em função do aumento da frequência de rotação.

Tabela IV.12 – Resultados de microdureza do metal de base e da região de grãos grosseiros da ZTA resultante dos processos GMAW e GMAW-RE para os aços X80S e X100.

	Região	Frequência de rotação (rpm)	Média ($HV_{0,5}$)	Desvio padrão ($HV_{0,5}$)
X80S	Metal de base	--	252	±4
	RGG	0	310	±24
		2000	277	±23
		2500	287	±13
	RGG-IC	0	262	±7
		2000	254	±4
		2500	268	±8
X100	Metal de base	--	277	±3
	RGG	0	362	±13
		2000	360	±3
		2500	359	±15
	RGG-IC	0	307	±7
		2000	300	±20
		2500	313	±29

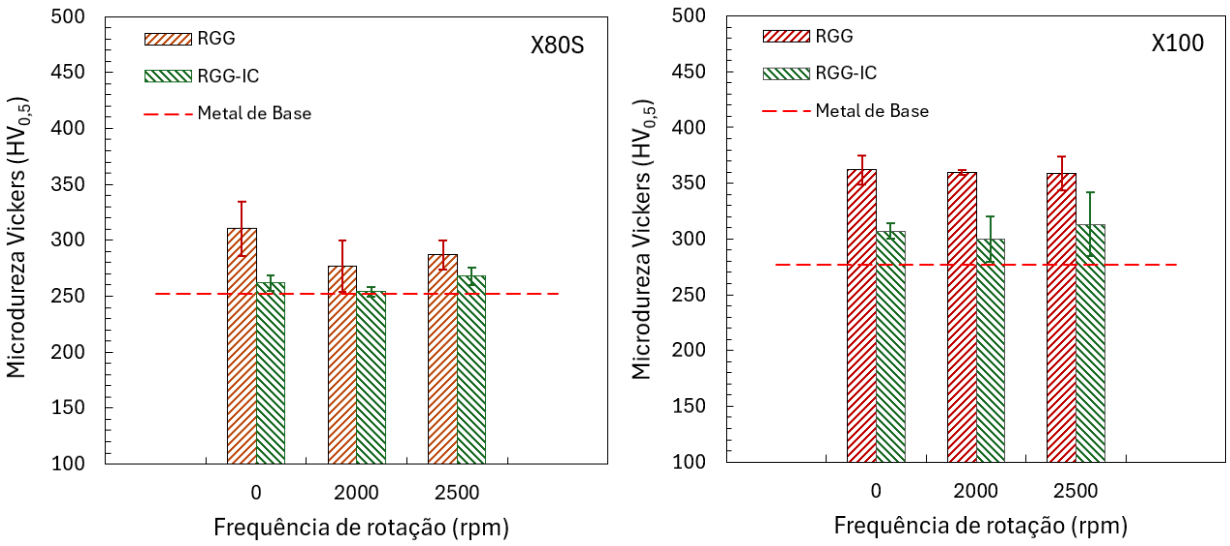


Figura IV.57 – Microdureza do metal de base e da região de grãos grosseiros da ZTA resultante dos processos GMAW e GMAW-RE para os aços X80S e X100.

Os valores de microdureza da RGG e RGG-IC para o aço X80S ficaram acima do valor de 250 HV, que é o requisito normativo de dureza máxima estabelecido pelas normas para aplicação em serviço ácido (ISO 15156-2, 2020; DNV-ST-F101, 2021; API 5L, 2018). Como os requisitos normativos são baseados em valores de dureza e não de microdureza, foi realizado ensaio de dureza Vickers na RGG com carga de 5kgf para a condição de passe único (Tabela IV.13). Os resultados mostraram que o ensaio de dureza resulta em menores valores, bem próximos a 250 HV. Cabe ressaltar que esse resultado representa a pior condição referente a soldagem com passe único, e que em uma junta multipasse espera-se valores ainda menores.

Tabela IV.13 – Resultados de dureza Vickers da RGG do aço X80S.

Frequência de rotação (rpm)	Ponto 1 HV_5	Ponto 2 HV_5	Ponto 3 HV_5	Média (HV_5)	Desvio padrão (HV_5)
0	256	249	247	251	±5
2000	242	261	232	245	±15
2500	254	261	251	255	±5

A redução de dureza causada pelo amolecimento da ZTA pode se tornar um ponto de preocupação para a integridade de uma junta soldada. Portanto, é importante compreender o grau e a extensão desse amolecimento, considerando a natureza do metal de base e as condições de soldagem (Chen et al., 2007).

As Figuras IV.58 e IV.59 apresentam os resultados de microdureza transversal da junta soldada do aço X80S nas condições de passe único e dois passes, respectivamente. Já as Figuras IV.60 e IV.61 mostram os resultados correspondentes para o aço X100. Em ambos os materiais, mesmo em regiões próximas ao metal de base, não foi observada redução significativa de microdureza, confirmando que esses aços não são suscetíveis ao amolecimento da ZTA sob os níveis de aporte térmico adotados neste estudo.

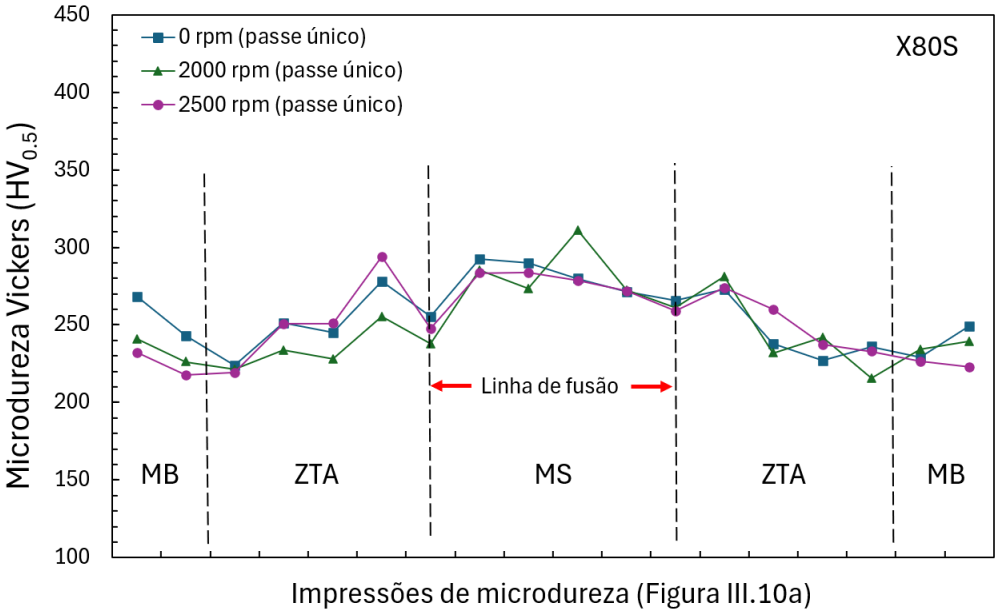


Figura IV.58 – Microdureza transversal do cordão de solda dos processos GMAW e GMAW-RE para o aço X80S.

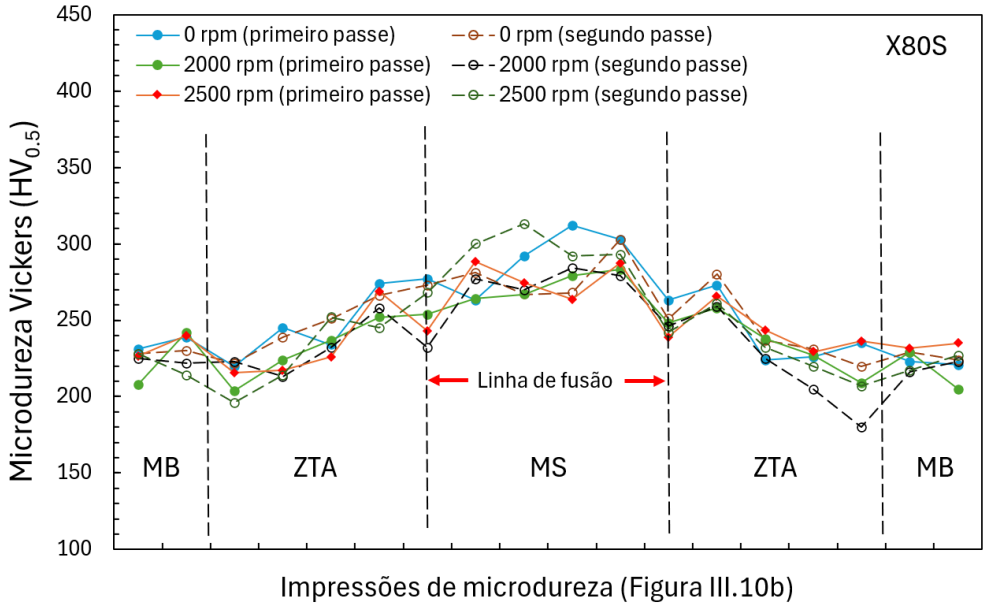


Figura IV.59 – Microdureza transversal do cordão de solda dos processos GMAW e GMAW-RE para o aço X80S.

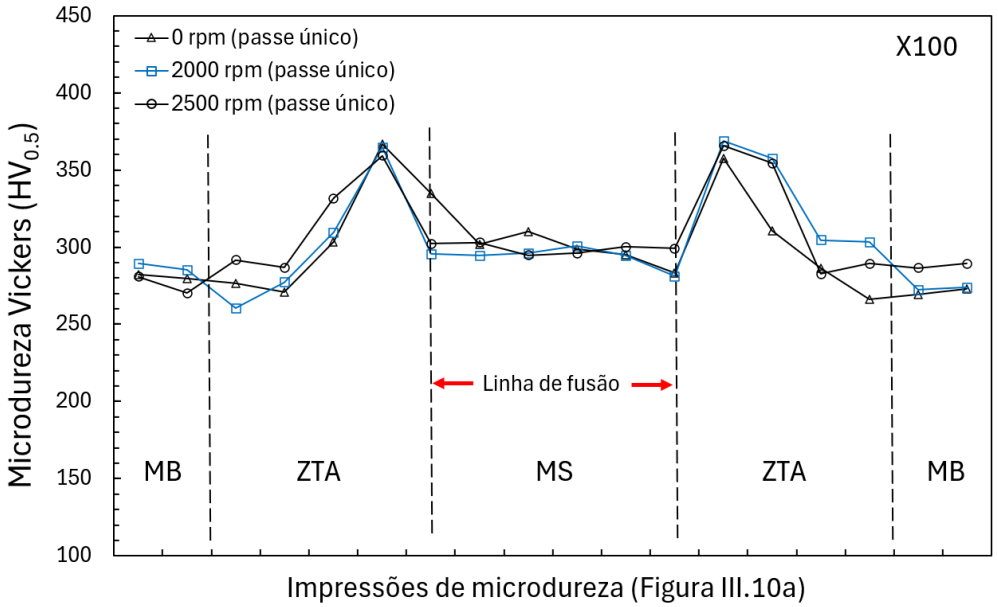


Figura IV.60 – Microdureza transversal do cordão de solda dos processos GMAW e GMAW-RE para o aço X100.

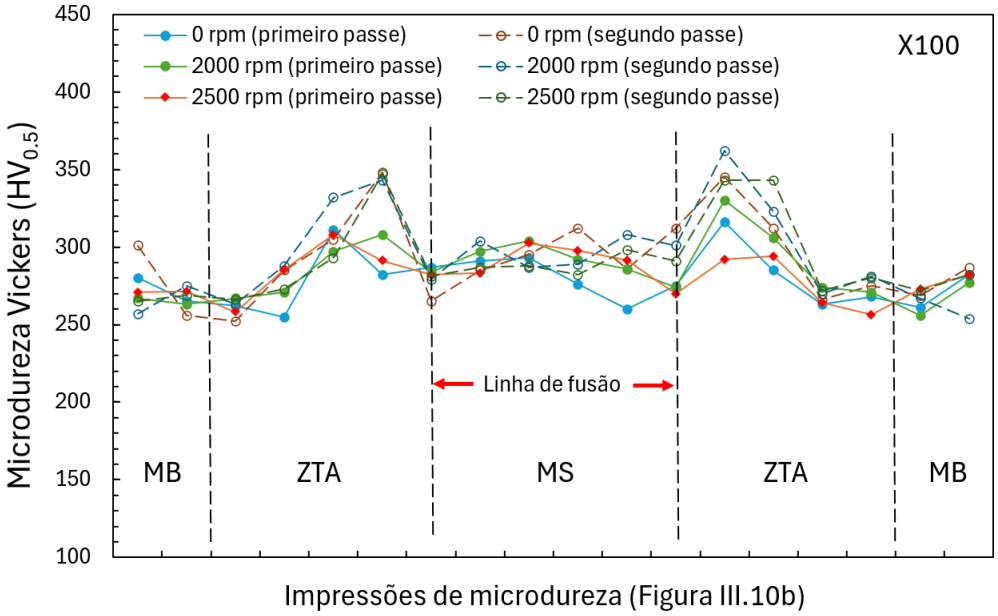


Figura IV.61 – Microdureza transversal do cordão de solda dos processos GMAW e GMAW-RE para o aço X100.

A Tabela IV.14 mostra as diferenças nos valores de microdureza média da região da ZTA e do metal de base, confirmando que o valor médio de microdureza da ZTA é sempre superior ao metal de base. Como os valores médios de microdureza foram obtidos a partir de medições em diferentes regiões da ZTA, observou-se elevada dispersão nos resultados, a qual está relacionada com a heterogeneidade microestrutural entre essas regiões.

Tabela IV.14 – Valores médios de microdureza do metal de base e ZTA.

Aço	Frequência de rotação (rpm)	Condição	Média MB ($HV_{0,5}$)	Média ZTA ($HV_{0,5}$)	Diferença entre ZTA e MB ($HV_{0,5}$)	Aumento de dureza em relação ao MB (%)
X80S	0	Passe único	247±16	249±20	2	0,8
	2000		235±7	241±21	6	2,4
	2500		225±6	253±24	28	12,3
	0	Primeiro passe	229±8	247±21	19	8,1
	2000		221±18	235±19	14	6,3
	2500		233±6	238±20	5	2,2
	0	Segundo passe	228±3	247±21	19	8,4
	2000		222±4	227±26	6	2,6
	2500		222±7	234±23	12	5,5
X100	0	Passe único	276±6	306±39	30	10,7
	2000		280±8	312±41	32	11,5
	2500		282±8	316±36	34	12,2
	0	Primeiro passe	272±11	280±23	8	3,1
	2000		266±9	288±23	22	8,4
	2500		274±5	280±19	6	2,1
	0	Segundo passe	278±20	297±35	18	6,6
	2000		263±10	304±37	41	15,6
	2500		272±7	299±36	27	9,9

IV.4.4 – Ensaio de Tração

Com o objetivo de avaliar uma possível perda de resistência na região da ZTA, foram realizados ensaios de tração em corpos-de-prova integralmente extraídos dessa região, nas condições de passe único e dois passes para a frequência de rotação de 2000 rpm do aço X80S. A Tabela IV.15 e a Figura IV.62 apresentam os resultados do ensaio e a Figura IV.63 mostra como ficaram os corpos-de-prova após o ensaio.

O ensaio de tração em corpos-de-prova removidos da ZTA apresentou desempenho equivalente ao do metal de base, sem perda de resistência. Os limites de escoamento e de resistência à tração superaram os valores mínimos de 555 e 625 MPa, respectivamente, estabelecidos pela API 5L (2018), e o alongamento excedeu o mínimo de 12% previsto pela norma. Pode ser observado que houve um aumento de cerca de 7% no valor do limite de resistência da ZTA em relação ao metal de base. Esse aumento pode ser explicado pela

maior quantidade de martensita existente na ZTA em comparação ao metal de base.

Tabela IV.15 – Resultados do ensaio de tração do MB e da ZTA do aço X80S.

Região	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
Metal de base	598±2	670±1	20±2
ZTA (passe único)	578±16	721±46	21±4
ZTA (multipasses)	595±32	708±40	19±1

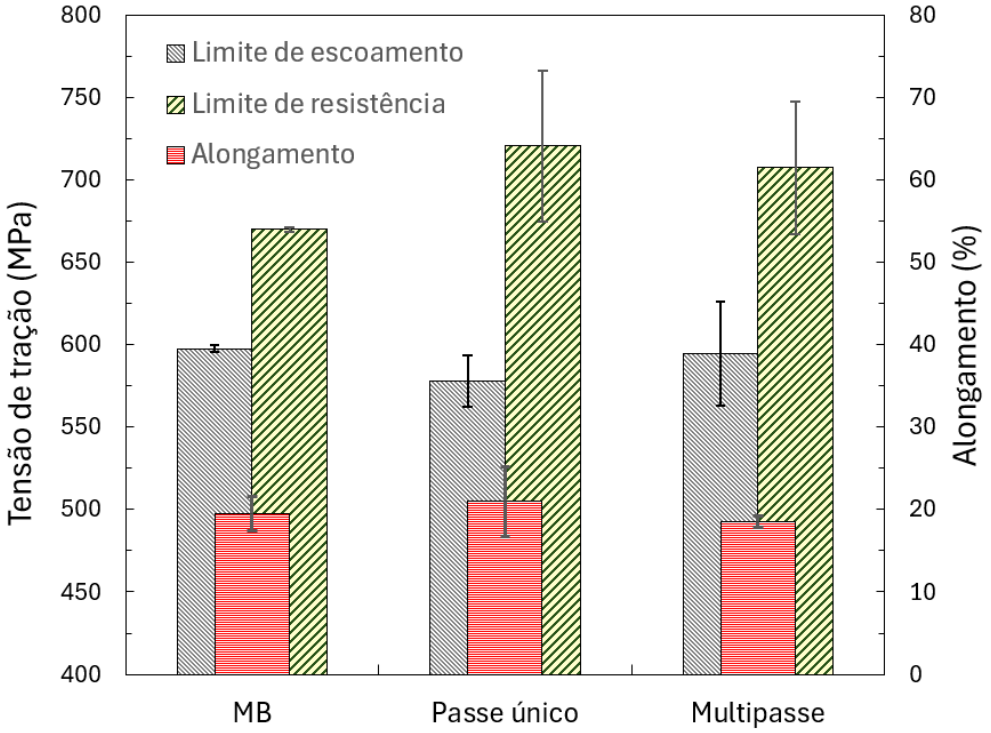


Figura IV.62 – Resultados do ensaio de tração do metal de base e da ZTA das juntas do aço X80S soldado com passe único e dois passes.

Para confirmar que os corpos-de-prova de tração incluíram a região da ZTA, foi realizado uma verificação por análise metalográfica em um dos corpos-de-prova rompidos. A Figura IV.64 apresenta o resultado, indicando que a região amostrada está localizada dentro da RGG-IC da ZTA.

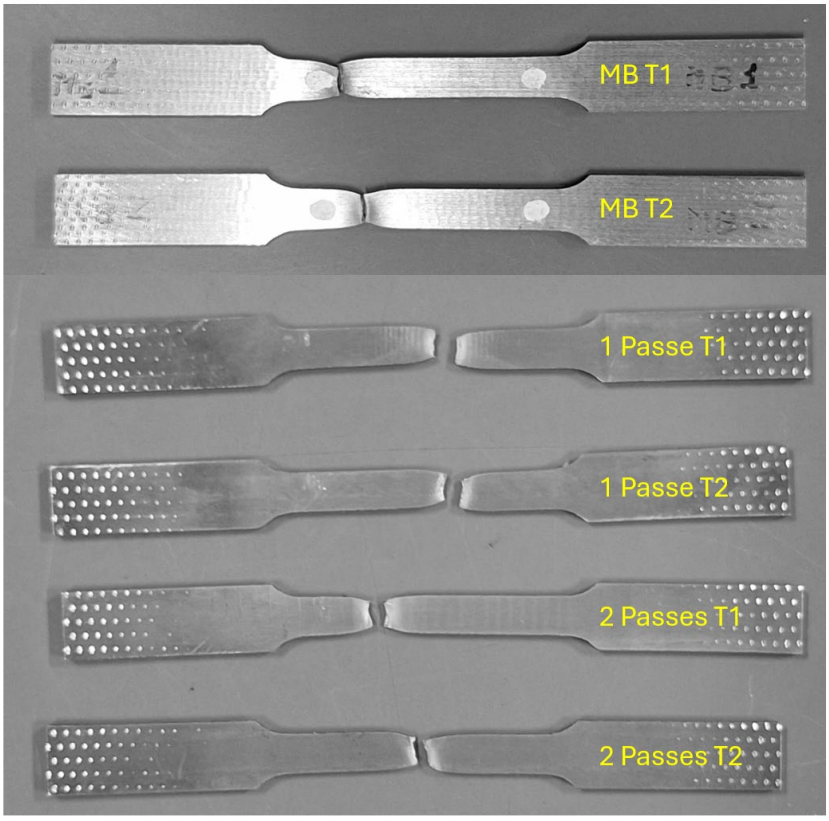


Figura IV.63 – Corpos-de-prova de tração após o ensaio.
MB – Metal de Base. T1 e T2 – Corpos de prova 1 e 2.

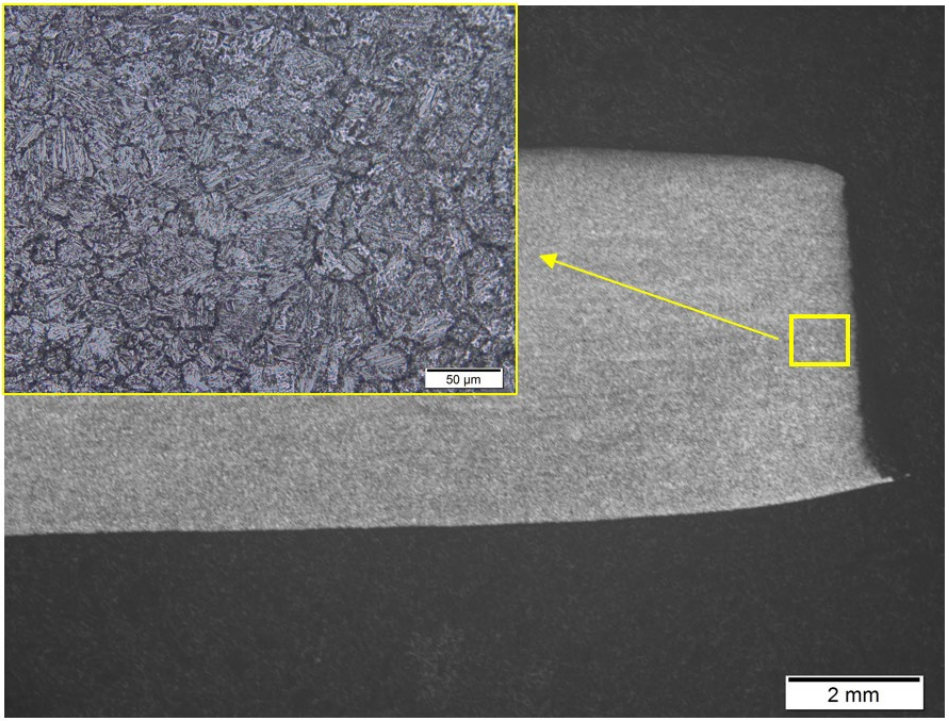


Figura IV.64 – Metalografia com ataque de nital 2% mostrando a microestrutura do corpo-de-prova de tração.

IV.4.5 – Ensaio de Tenacidade ao Impacto Charpy-V

A Tabela IV.16 e as Figuras IV.65 e IV.66 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V realizados em condições sem rotação e com rotação em diferentes frequências. Esse ensaio tem como objetivo verificar se a tenacidade ao impacto da ZTA é afetada pelas diferentes distribuições de calor geradas pelo processo com rotação. Os resultados indicam que a ZTA apresentou elevados valores de tenacidade, com média em torno de 100J para o aço X80S e 90J para o aço X100. Estes valores são superiores ao requisito mínimo de 40 Joules especificado pela norma API 5L (2018).

Deve-se considerar que, devido à espessura depositada em um único passe, cerca de 8 mm, não foi possível utilizar corpos-de-prova com seção integral de 10 mm, sendo necessário recorrer a corpos-de-prova padronizados com seção reduzida de 5 mm. Segundo a metodologia adotada pela API 5L (2018), valores maiores de energia seriam obtidos em corpos-de-prova de seção integral de 10 mm.

Tabela IV.16 – Resultados do ensaio de impacto Charpy-V no metal de base e ZTA.

Aço	Condição		Passe único	Multipasse
			Energia absorvida (Joules)	
X80S	Frequência de rotação (rpm)	0	98±4	99±4
		2000	106±2	101±1
		2500	101±4	100±1
	Metal de base		111±1	
X100	Frequência de rotação (rpm)	0	92±2	91±3
		2000	88±5	89±9
		2500	95±6	90±5
	Metal de base		84±3	

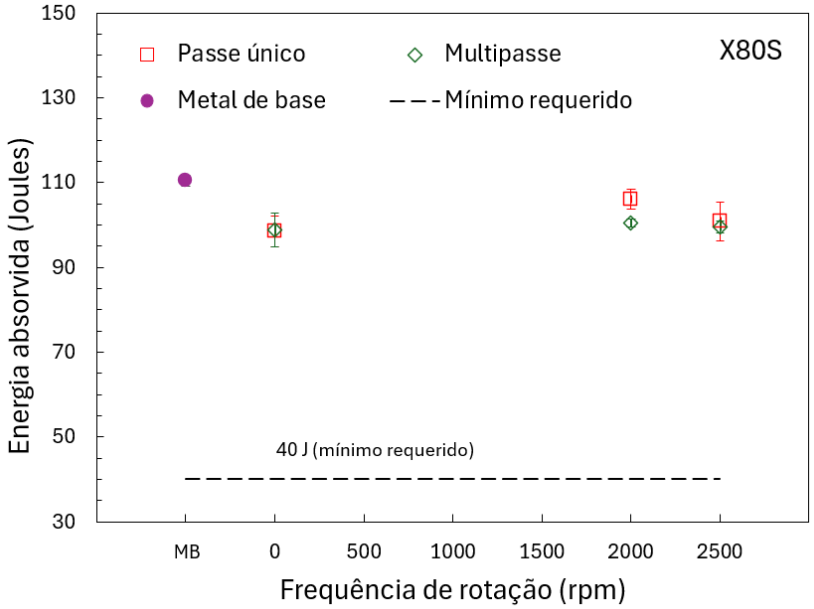


Figura IV.65 – Influência do processo rotativo na tenacidade ao impacto da ZTA do aço X80S.

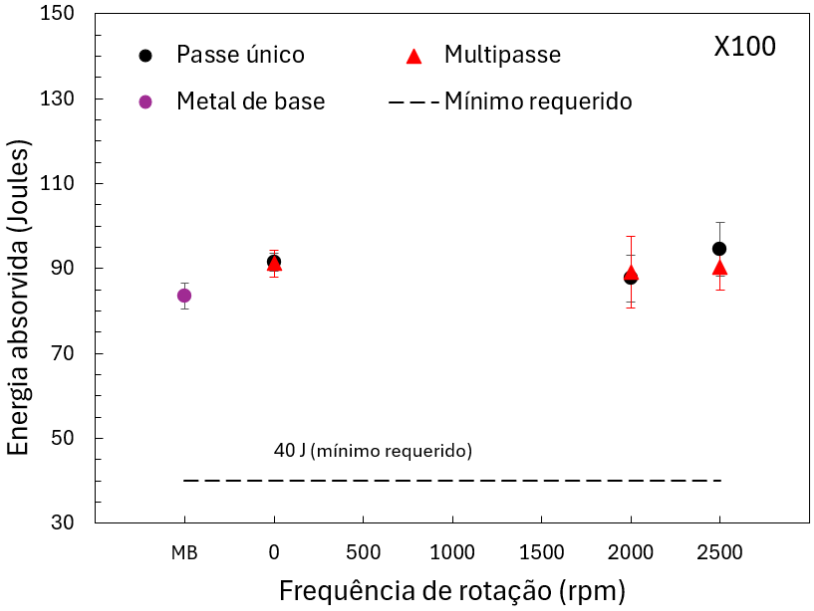


Figura IV.66 – Influência do processo rotativo na tenacidade ao impacto da ZTA do aço X100.

Para verificar se a fratura se propagou pela ZTA, foi realizada uma análise metalográfica de um corpo-de-prova rompido, verificando a microestrutura na região onde ocorreu a propagação da fratura. A Figura IV.67 revela que a toda a fratura se propagou dentro da ZTA.

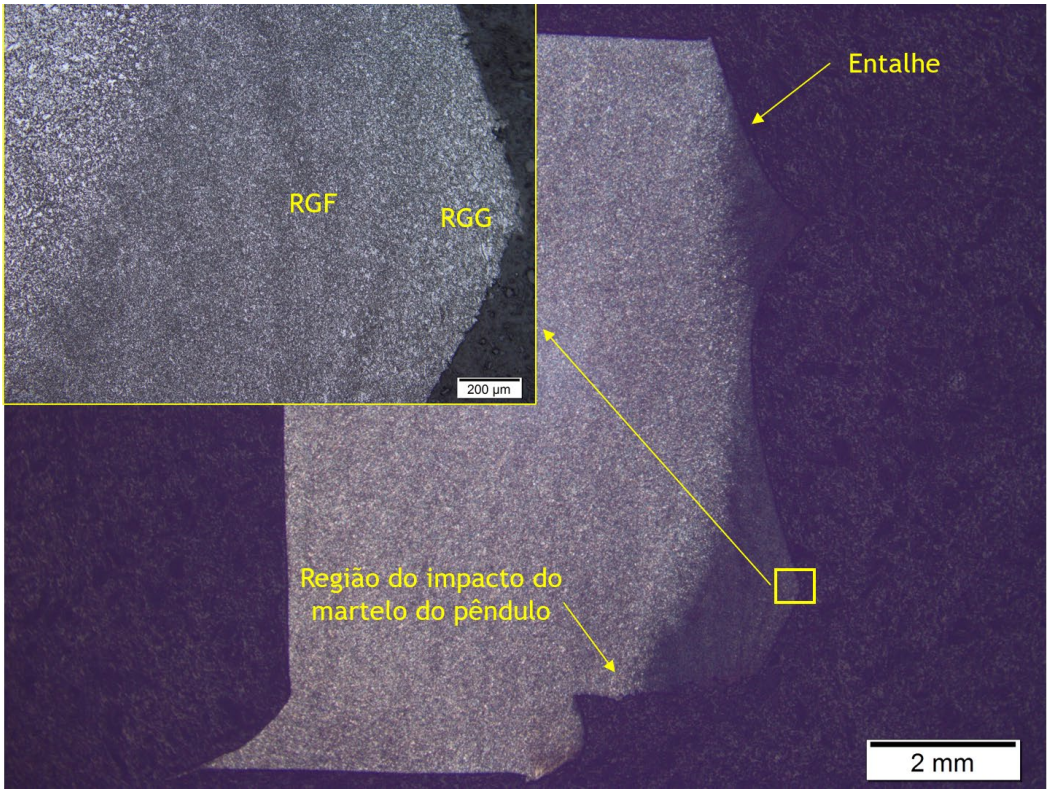


Figura IV.67 – Exemplo de região onde ocorreu a propagação da fratura no ensaio Charpy-V da ZTA. Ataque realizado com nital 2%.

CAPÍTULO V

DISCUSSÃO

V.1 – Etapa 1 – Deposição de Cordão sobre Tubo

Os oscilogramas de tensão gerados durante a soldagem de deposição sobre tubo revelaram que para 2000 e 2500 rpm há ocorrência de alguns curtos-circuitos, ainda que em quantidade reduzida, enquanto para 0 e 1000 rpm tal fenômeno não foi registrado. Resultados semelhantes foram obtidos por Santos (2019) que demonstrou que mesmo mantendo constantes os demais parâmetros, a variação da frequência de rotação do eletrodo exerce influência direta sobre os sinais elétricos do processo, como consequência de modificações no comportamento da transferência metálica e na frequência de ocorrência de curtos-circuitos.

Os pontos isolados de queda abrupta de tensão que ocorrem a partir de 2000 rpm, sugerem que o aumento da rotação do eletrodo, associado ao maior diâmetro efetivo de rotação, pode favorecer a ocorrência esporádica de curtos-circuitos acidentais. Observações análogas foram reportadas por Silva et al. (2020), que também identificaram alterações na estabilidade dos oscilogramas à medida que a frequência de rotação era incrementada. No presente estudo, não foram observados defeitos de soldagem por conta desses curtos-circuitos esporádicos. Porém, pode-se esperar que para maiores frequências de rotação esse efeito pode ser tornar mais constante e influenciar o comportamento final da junta.

As macrografias da Figura IV.11 mostraram uma maior penetração no centro do cordão para os dois aços estudados. No processo GMAW, a penetração é controlada principalmente pela intensidade de corrente, mas pode ser influenciada também pelos demais parâmetros de soldagem, como tensão, gás de proteção, oscilação do eletrodo, velocidade de avanço e modo de transferência metálica (Huang et al., 2019; Zhu et al., 2017; Sen et al., 2014; Rao et al., 2004).

No modo de transferência por spray, gotas pequenas e de alta frequência são produzidas, intensificando o efeito da penetração concentrada no centro do cordão, perfil *finger-type* (penetração em formato de dedo). O impacto contínuo de cada gota provoca uma indentação marcante na superfície da poça de fusão. Essa depressão instantânea é mantida pela interação entre a alta frequência de deposição das gotas e outras forças presentes no processo, como o fluxo de metal líquido e as forças de arco, resultando na formação e preservação da morfologia em formato de dedo (Mendez e Eagar, 2003; Cheon et al., 2016). De fato, ao comparar os gráficos de tensão das soldagens realizadas com o baixo e alto aporte (Figuras IV.5 e IV.6) pode-se verificar que o gráfico de tensão indica

transferência em curto-circuito para o menor aporte e transferência por spray para o maior aporte onde foi observado o perfil de penetração em formato de dedo (Figura IV.11).

O perfil finger-type é também uma característica dos processos de soldagem que utilizam argônio puro ou misturas ricas em argônio. O arco elétrico gerado pela ionização do argônio tende a produzir maior pressão no eixo do eletrodo. Isto contribui para a maior penetração no centro da poça de fusão (Norrish, 2006).

Rao et al. (2004) observaram que a largura do cordão de solda tende a diminuir com o aumento da corrente de pico, mesmo quando a corrente média permanece constante. Além disso, verificaram que a ocorrência desse perfil aumenta com o aumento da taxa de alimentação de arame. No caso dos aços X80S e X100 foi utilizada uma velocidade de alimentação de arame de 95 mm/s para o menor aporte térmico e 222 mm/s para o maior aporte, contribuindo para maiores valores de corrente e perfil de penetração em formato de dedo.

O perfil de penetração em formato de dedo é considerado indesejado, pois torna a posição relativa da tocha em relação à peça um fator crítico. Como alternativa, Rao et al. (2004) sugerem o emprego do processo com eletrodo rotativo que reduz significativamente a tendência à formação de penetração em formato de dedo, promovendo uma distribuição mais uniforme do metal fundido.

Com o processo rotativo, para as frequências de 1000 e 2000 rpm, não foi observada redução na penetração, provavelmente devido à contribuição do efeito de penetração em formato de dedo, que, embora discreto, ainda pode ser identificado nas macrografias correspondentes a essas frequências de rotação (Figura IV.13). Para 2500 rpm houve uma redução desse efeito com consequente redução de penetração. Isso pode explicar a redução da diluição observada para a frequência de rotação de 2500 rpm no aço X100 (Figura IV.15b), que apresentou maior redução na penetração em comparação às demais condições.

A análise da extensão da ZTA para os dois aços estudados mostrou que sua dimensão é influenciada predominantemente pelo aporte térmico, aumentando de aproximadamente 1,5 mm, referente ao menor aporte, para cerca de 5 mm no aporte mais elevado (Figura IV.12a). O aumento do aporte térmico aumenta a energia aplicada para um mesmo tempo de interação da fonte de calor com a peça, resultando em maior quantidade de energia para dissipar no mesmo intervalo de tempo, com aumento do fluxo térmico e, consequentemente, aumento da extensão da ZTA. Observa-se, ainda, que a adoção do processo rotativo, bem como as variações na frequência de rotação, não promoveu alterações significativas na extensão da ZTA (Figura IV.15a).

O aumento do aporte térmico e a consequente redução da taxa de resfriamento, mantém a ZTA em temperaturas mais altas por mais tempo, levando à formação de uma

microestrutura menos martensítica e mais bainítica na RGG (Figuras IV.18 e IV.19), resultando em menores valores de microdureza (Figuras IV.22 e IV.23). O menor aporte resultou no maior valor de dureza, 307 HV para o X80S e 371 HV para o X100, enquanto o maior aporte resultou em 234 HV e 272 HV para o X80S e X100, respectivamente. Esses resultados são coerentes com as microestruturas observadas na RGG.

Para o processo rotativo, considerando todas as frequências avaliadas, os valores de microdureza variaram entre 253 e 272 HV para a RGG do X80S e entre 316 e 360 HV para o X100. Esses valores são semelhantes ao obtido na soldagem realizada pelo processo convencional com o mesmo aporte térmico. As microestruturas obtidas nas condições sem rotação e com diferentes frequências de rotação do eletrodo, também são muito similares (Figuras IV.20 e IV.21), reforçando que o aporte térmico é o fator preponderante na resposta da ZTA. Assim, as semelhanças entre as microestruturas e os resultados de microdureza indicam que propriedades mecânicas equivalentes podem ser alcançadas mesmo variando a frequência de rotação, desde que o aporte térmico seja mantido constante.

Para aportes térmicos acima de 1,5 kJ/mm, é possível observar filmes de A-M ao longo dos contornos da austenita prévia (Figuras IV.18 e IV.19). Alguns autores (Mandal et al., 2018; Wang et al., 2019a) mostraram que a formação de A-M contínuo nos contornos da austenita prévia resulta em redução da tenacidade na RGG de aços API. Entretanto, essa redução de tenacidade é mais crítica nos casos em que o A-M é mais grosseiro e interconectado (Guillal et al., 2018; Li et al., 2018). Como os filmes observados são bem finos e não ocupam todo o contorno dos grãos, não se espera redução significativa de tenacidade.

Os ensaios de microdureza também mostraram que os aços X80S e X100 apresentam boa resistência ao amolecimento da ZTA, apresentado redução inferior a 10% na região subcrítica, mesmo para a condição de aporte térmico mais elevado.

Dentre os aportes térmicos avaliados, o valor de 1,7 kJ/mm apresentou o melhor compromisso entre a redução de dureza na região subcrítica e o aumento de dureza na RGG, apresentando uma redução de apenas 5% na RSC para o aço X80S e de 6% para o X100, enquanto os valores máximos de microdureza na RGG atingiram 268 HV e 338 HV, respectivamente. Além disso, verificou-se que as diferentes frequências de rotação resultaram em microestruturas e níveis de microdureza muito semelhantes. Dessa forma, para as etapas subsequentes, destinadas a simular a condição de chanfro estreito, optou-se por empregar um aporte térmico em torno de 1,5 kJ/mm e frequências de rotação de 2000 e 2500 rpm.

V.2 – Etapa 2 – Efeito Geométrico dos Processos GMAW e GMAW-RE

As alterações geométricas provocadas pelo processo rotativo, formando cordões mais largos devido à maior concentração de calor nas laterais do chanfro, são benéficas para minimizar o problema de falta de fusão existente na soldagem de juntas com chanfro estreito (Silva et al., 2020; Costa et al., 2019; Bai et al., 2012; Wang et al., 2007; Guo et al., 2011; Xu et al., 2017).

Neste estudo, nas amostras soldadas em chanfro estreito, o “achatamento” do cordão de solda com maior largura e menor altura foi observado de forma mais evidente para o aço X80S. Neste caso, para a frequência de 2500 rpm, a razão de aspecto reduziu em 38%, comparando com o processo convencional sem rotação. Já a penetração lateral aumentou 138% para o X80S. Para o X100, esse comportamento foi observado somente no segundo passe, com redução de 14% na razão de aspecto, porém sem nenhum aumento significativo na penetração lateral.

Outro efeito observado foi a influência do processo GMAW-RE na penetração do fundo do cordão. As macrografias das Figuras IV.29 e IV.30 mostram que há uma mudança no formato da penetração, diminuindo o efeito de penetração em formato de dedo e reduzindo a penetração no fundo quando é empregado o processo rotativo. Para o X80S, comparando o processo GMAW com o GMAW-RE com frequência de 2500 rpm, a penetração no fundo reduz em 53% e para o X100 reduz em 19%, considerando a condição de passe único.

Para todos os casos, a largura da ZTA com o processo rotativo foi muito próxima da largura da ZTA com o processo convencional. A maior alteração observada foi de 0,4 mm para o segundo passe do X100, representando um aumento de apenas 17%. Para as demais condições, o aumento máximo verificado foi de 0,2 mm.

O efeito benéfico esperado do processo rotativo em favorecer a penetração lateral foi confirmado neste estudo apenas para o aço X80S. No caso do X100, não houve aumento na penetração lateral. Uma explicação para essa diferença pode ser a maior espessura do X100, que resulta em um ligamento remanescente mais espesso abaixo do fundo do chanfro, aumentando a capacidade de dissipação térmica e, consequentemente, reduzindo o efeito concentrador de calor nas paredes laterais.

Não foram encontrados na literatura estudos que avaliassem diretamente a penetração lateral comparando o processo rotativo com o processo convencional sob as mesmas condições de soldagem, variando apenas a frequência de rotação. Kannan et al. (2024) analisaram uma junta soldada em chapa de 3,7 mm e reportaram um aumento de aproximadamente 12% na penetração lateral ao elevar a frequência de rotação de 1200 para 1500 rpm, porém sem realizar comparação com o processo convencional.

Por outro lado, o impacto sobre a extensão da ZTA foi pequeno tanto para o aço X80S quanto para o X100. O maior aumento observado neste estudo foi de 17%, valor bem inferior aos 48% reportados por Costa et al. (2019) ao soldar chapas com 10 mm de espessura. Esses resultados indicam que o processo rotativo, nas condições avaliadas, não promove aumentos expressivos na extensão da ZTA. Além disso, fica evidente que a espessura de parede do tubo exerce papel relevante no efeito do processo rotativo sobre a penetração lateral, onde chapas mais finas tendem a concentrar maior quantidade de calor, favorecendo maior penetração e, consequentemente, uma ZTA mais extensa.

V.3 – Etapa 3 – Análise Microestrutural e de Propriedades Mecânicas

V.3.1 – Análise Microestrutural Quantitativa

A microestrutura da ZTA tem papel crucial no comportamento mecânico da junta soldada e frequentemente representa o ponto mais crítico, especialmente na RGG (Wang et al, 2024a; Shao et al., 2024; Guo et al., 2023; You et al., 2013). Assim, é essencial caracterizar adequadamente a microestrutura presente nessa região. A análise por MEV revelou que a microestrutura da RGG é composta por bainita e martensita em proporções distintas dependendo do aço e das condições de soldagem.

A análise quantitativa da RGG feita pelo método de contagem de pontos, mostrou uma fração de área de martensita de 63% e 49% para os processos GMAW e GMAW-RE com frequência de 2500 rpm, respectivamente e 70% e 69% para o aço X100 nestas mesmas condições.

A comparação entre as frações de área de martensita e bainita obtidas pelos métodos de contagem de pontos e contraste de banda apresentou uma boa correlação, com valores muito próximos para algumas condições e diferenças mais pronunciadas em outras. Ainda assim, os resultados podem ser considerados coerentes. Essas diferenças estão relacionadas, principalmente, à maior dificuldade de distinção entre martensita e bainita por meio do método de contagem de pontos, que depende fortemente da interpretação visual do observador e, portanto, pode apresentar um caráter mais subjetivo.

Em microestruturas complexas, como as observadas na ZTA dos aços X80S e X100, a semelhança morfológica entre esses constituintes pode aumentar a incerteza na identificação das fases, contribuindo para as diferenças observadas entre os métodos. Para o metal de base, por exemplo, os valores obtidos pelas duas técnicas foram muito próximos, indicando maior confiabilidade na quantificação quando as microestruturas podem ser mais facilmente identificadas.

Enquanto o método de contagem de pontos apresenta desvantagens como a dificuldade de interpretação de microestruturas complexas e a subjetividade inerente ao operador, o método de deconvolução dos picos gaussianos do contraste de banda também possui limitações. Nesse caso, os perfis de contraste de banda associados à martensita e à bainita frequentemente exibem alguma sobreposição de dados, o que dificulta a definição de um limiar único e bem definido para a separação entre as fases.

Ainda assim, apesar das limitações individuais de cada abordagem, os métodos de contagem de pontos e deconvolução dos picos gaussianos do contraste de banda apresentaram comportamento semelhante e resultados coerentes ao longo deste trabalho. Dessa forma, a utilização complementar desses métodos mostra-se uma alternativa interessante para a elucidação de microestruturas complexas, contribuindo para uma interpretação mais confiável dos resultados.

V.3.2 – Comportamento Microestrutural e Mecânico da RGG

A maior dureza da RGG em relação ao metal de base pode ser atribuída à elevada taxa de resfriamento nessa região, que favorece a formação de uma microestrutura com maior fração de martensita, quando comparada ao metal de base originalmente martensítico-bainítico (Figuras IV.53 e IV.57). Soma-se a isso o fato de que o metal de base apresenta microestrutura revenida, enquanto a RGG contém martensita não revenida.

As alterações microestruturais observadas com o emprego do processo rotativo em comparação ao GMAW convencional foram muitos discretas e não resultaram em alterações significativas de propriedades mecânicas. O aço X100 apresentou valores de microdureza semelhantes em todas as condições de soldagem, enquanto o X80S teve uma redução de cerca de 9% para o processo GMAW-RE (Figura IV.57).

De forma semelhante ao observado no estudo de deposição de cordão sobre tubo, a microestrutura apresentou pequena quantidade de A-M nos contornos de grão da austenita prévia na RGG. Embora a presença de filmes contínuos e grosseiros de A-M ao longo dos contornos de grão seja responsável por redução de tenacidade (Lee et al., 2018; Wang et al., 2019; Ma et al., 2023; Guillal et al., 2018; Han et al., 2021; Li et al., 2015; Jorge et al., 2021; Mandal et al., 2018), a Figura IV.37 mostra que a quantidade é pequena e que o A-M não se apresenta de forma grosseira e interconectada decorando todo o contorno de grão. Além disso, a tenacidade da ZTA depende não apenas do tamanho dos grãos de austenita prévia, mas também da microestrutura formada nessa região. A presença de uma microestrutura bainítica refinada na RGG, assim como martensita fina, pode melhorar a tenacidade (Xu et al., 2014; Wang et al., 2019).

Os dados de desorientação mostram números semelhantes de contornos de alto ângulo para diferentes condições de soldagem e um pico em 60°, característico da martensita, sendo este último mais evidente para a RGG do X100 com microestrutura predominantemente martensítica. Yang et al. (2018) ressaltam que a microestrutura martensítica contribui positivamente para a resistência e a tenacidade, uma vez que é composta por blocos menores e maior quantidade de contornos de alto ângulo.

Diversos estudos (Gutiérrez, 2014; Yang et al., 2018; Fuentes et al., 2003; Jia et al., 2024; Lui et al., 2024) relatam que uma maior quantidade de contornos de alto ângulo contribui para o aumento da tenacidade. Wang et al. (2024b) obtiveram a melhor tenacidade para uma condição de soldagem com 2 kJ/mm na RGG devido à microestrutura bainítica refinada e à maior densidade de contornos de alto ângulo com desorientação acima de 45°. Isso ocorre porque tais contornos atuam como barreiras à propagação de clivagem, forçando o desvio da trinca e modificando o plano microscópico de propagação. A literatura também registra que os contornos de alto ângulo capazes de impedir a fratura frágil apresentam ângulos de desorientação predominantemente acima de 45° e sempre exibem desorientações específicas dentro dos mesmos grãos de austenita prévia (Flower e Lindley, 2000). Por outro lado, contornos de baixo ângulo não constituem obstáculos eficazes.

Neste estudo, para o aço X80S, a RGG produzida pelo processo GMAW-RE apresentou uma redução de 18% na fração de contornos de alto ângulo em comparação com a RGG produzida pelo processo GMAW, e uma redução de 45% em relação à fração de contornos de alto ângulo do metal de base. Para o aço X100, todos os resultados de contornos de alto ângulo foram similares, com variações inferiores a 5% e com valores de contornos sigma 3 equivalentes, comparando os processos GMAW e GMAW-RE. Diante disso, seria esperado observar uma redução de tenacidade na ZTA do aço X80S ao utilizar o processo GMAW-RE. Porém, os resultados apresentados nas Figuras IV.65 e IV.66 mostraram que os valores de tenacidade ao impacto foram equivalentes aos obtidos com o processo GMAW, tanto para o aço X80S quanto para o aço X100.

Comparando com o metal de base, a tenacidade ao impacto da ZTA dos aços X80S e X100, apresentou redução inferior a 10% tanto para o processo GMAW quanto para o processo GMAW-RE.

Dentre os estudos disponíveis na literatura que investigam o efeito da soldagem com eletrodo rotativo na ZTA (Costa et al., 2019; Sankar et al., 2021a; Costa et al., 2024), apenas Costa et al. (2019), em ensaios realizados em chapas de aço A36, avaliaram a tenacidade da ZTA. Nesse trabalho, os autores observaram redução da tenacidade devido à formação de uma microestrutura mais grosseira com o processo GMAW-RE. O estudo destaca que o aumento da frequência de rotação tende a diminuir a tenacidade ao impacto na RGG, em razão da redistribuição de calor para as paredes do chanfro. Isso expõe a ZTA

a picos térmicos mais elevados e a tempos mais longos em altas temperaturas, promovendo microestruturas mais grosseiras e a formação de grãos de austenita prévia maiores, fatores que contribuem para a redução da tenacidade ao impacto em soldas realizadas com eletrodo rotativo.

No caso dos aços avaliados neste estudo, mesmo considerando a severidade da soldagem com passe único, onde não há o efeito do revenimento provocado por passes subsequentes, os valores de tenacidade ao impacto foram elevados (Figuras IV.65 e IV.66), indicando que não ocorreu nenhum evento de fragilização que pudesse comprometer o desempenho da junta soldada. Além disso, é importante destacar que os valores de tenacidade ao impacto, superiores a 80J, atendem com folga ao requisito mínimo de 40J exigido para aprovação (API 5L, 2018), mesmo utilizando corpos-de-prova subdimensionados com apenas 5 mm de espessura.

V.3.3 – Comportamento Microestrutural e Mecânico da RGG-IC

Para a região de grãos grosseiros reaquecida intercriticamente (RGG-IC), a análise microestrutural dos aços X80S e X100 revelou uma microestrutura bainítico-martensítica com proporções semelhantes daquelas observadas na RGG das amostras de passe único, porém, com morfologia diferente.

Devido ao aquecimento no campo intercrítico, parte da microestrutura originalmente martensítica se transforma em austenita e, durante o resfriamento, se transforma novamente em uma mistura de bainita e martensita. Como resultado, ocorre a formação de uma microestrutura com matriz bainítica e regiões de martensita, com uma concentração de blocos de martensita nas regiões de contornos de grão da austenita prévia (Figuras IV.41 e IV.42).

Apesar da semelhança microestrutural, a microdureza da RGG-IC reduziu cerca de 10% para o aço X80S e 15% para o aço X100 em relação a RGG de passe único, em função de um ciclo térmico mais brando, quando comparado com a RGG, e do revenido provocado pelo segundo passe.

Nos contornos de grão da austenita prévia, foi identificada a formação de uma microestrutura martensítica (Figura IV.45), com aspecto mais grosseiro do que o A-M observado nas soldas de passe único. Essa característica de decoramento dos contornos de grão poderia estar associada à perda de tenacidade. Entretanto, os valores de energia absorvida obtidos nas amostras soldadas com dois passes foram superiores a 80 J e muito próximos aos observados nas juntas de passe único. Um fator importante é que essa região grosseira é extremamente pequena, cerca de 1 mm², correspondente a aproximadamente 5,6% da área total da ZTA, reduzindo sua influência nas propriedades. Assim, sua menor

tenacidade é compensada pela tenacidade das regiões adjacentes, resultando em um valor final elevado.

Além disso, as análises realizadas na RGG-IC mostraram que as frações de contornos de alto ângulo são comparáveis às da RGG. Esse resultado é particularmente relevante, pois sugere que soldas mais espessas, que exigem um número maior de passes e, consequentemente, maior proporção de RGG-IC, não devem apresentar prejuízos significativos em termos de tenacidade em aplicações futuras.

Apesar de sua contribuição negativa à tenacidade da ZTA, vale ressaltar que a RGG e a RGG-IC representam apenas uma pequena fração da microestrutura total. Sua presença nem sempre implica perda significativa de tenacidade do conjunto soldado. A microestrutura das regiões adjacentes pode garantir alta tenacidade mesmo na presença de pequenas áreas fragilizadas.

V.3.4 – Amolecimento e Dureza da ZTA

Uma alteração significativa de propriedades que pode ocorrer na ZTA dos aços temperados e revenidos de alta resistência é redução de dureza e resistência mecânica, fenômeno conhecido como amolecimento da ZTA. Neste trabalho, o ensaio de microdureza transversal identificou a região subcrítica como o ponto de menor dureza dentro da ZTA. Este resultado está de acordo com a literatura que relata que em aços martensíticos temperados e revenidos, a redução de dureza pode ocorrer mesmo em temperaturas relativamente baixas, inteiramente dentro da região subcrítica da ZTA, devido ao super-revenimento da estrutura martensítica já revenida (Cesaro et al., 2023 e Koo et al., 2003). Ainda assim, a redução de dureza observada nessa região, em comparação ao metal de base, foi muito pequena (12% para o X80S e 5% para o X100). Esses valores são semelhantes aos observados no estudo de soldagem de deposição sobre tubo, mesmo quando foram empregados aportes térmicos mais elevados, condição em que esse efeito poderia ser mais pronunciado.

A Tabela IV.14 mostra que a dureza média de todas as regiões da ZTA é sempre superior à dureza média do metal de base. Entretanto, para avaliar melhor o amolecimento especificamente na região subcrítica, foi realizada uma comparação entre a região subcrítica (média entre o primeiro ponto dentro da ZTA, próximo ao metal de base, de cada lado da junta) e o metal de base (média entre o primeiro ponto fora da ZTA de cada lado da junta). Os resultados apresentados na Tabela V.1 indicam que não há evidência de amolecimento significativo, sendo que a maior redução observada foi de apenas 12%. Esse comportamento contrasta com os casos de amolecimento verificados nos exemplos mostrados nas Figuras II.18 e II.19, no capítulo de revisão bibliográfica, mostrando que os

materiais avaliados neste estudo apresentam boa resistência ao amolecimento dentro de uma ampla faixa de variação de parâmetros.

Tabela V.1 - Valores médios de microdureza do metal de base e RSC.

Aço	Frequência de rotação (rpm)	Condição	Média MB ($HV_{0,5}$)	Média RSC ($HV_{0,5}$)	Variação de microdureza (%)*
X80S	0	Passe único	236±10	230±8	-3
	2000		230±6	218±4	-5
	2500		222±6	226±10	2
	0	Primeiro passe	231±11	228±11	-2
	2000		236±9	207±4	-12
	2500		236±6	226±15	-4
	0	Segundo passe	230±1	221±1	-4
	2000		219±4	202±30	-8
	2500		216±2	202±8	-6
X100	0	Passe único	274±8	271±7	-1
	2000		279±9	282±30	1
	2500		279±11	290±2	4
	0	Primeiro passe	263±3	265±4	1
	2000		260±5	269±3	4
	2500		272±1	257±1	-5
	0	Segundo passe	263±9	264±16	0
	2000		271±6	272±13	0
	2500		271±2	273±10	1

*Sinal negativo (-) indica redução e sinal positivo (+) aumento de microdureza

Um dos fatores que contribuem para minimizar a perda de resistência durante o revenimento é a presença de elementos de liga, como o Mo, presente na composição química dos aços analisados neste estudo (Bhadeshia e Honeycombe, 2006; Winter e Woodward, 1986).

Segundo Duan et al. (2010), o amolecimento provocado por elevados aportes térmicos em juntas circunferenciais pode gerar elevada deformação localizada na ZTA. Em contraste, uma ZTA estreita resultante de baixos aportes térmicos reduz essa probabilidade, devido à maior restrição imposta pelas regiões adjacentes de metal de base e metal de solda.

No presente estudo, o amolecimento observado nos aços X80S e X100 é inferior a 12% e está limitado a uma região muito estreita da ZTA (restrita à RSC). Além disso, os

ensaios de tração realizados na ZTA apresentaram resultados de limite de resistência superiores ao do metal de base (Figura IV.62). Com isso, pode-se concluir que o efeito do amolecimento é pouco significativo e não influencia de forma prática o comportamento mecânico da ZTA.

Como o aço X80S é fabricado para operar em ambientes de serviço ácido, existem requisitos normativos (ISO 15156-2, 2020; DNV-ST-F101, 2021; API 5L, 2018) que limitam os valores de dureza máxima. Esse limite geralmente é de 250 HV (HV5 ou HV10), mas pode ser aumentado em determinadas condições. A norma ISO 15156-2 (2020) flexibiliza o valor máximo de dureza para 275 HV no último passe, quando a espessura é superior a 9 mm e o último passe não está exposto ao ambiente ácido. No caso de soldagem multipasse, como os passes subsequentes provocam o revenimento do passe anterior, espera-se redução de dureza. Como no X80S o valor máximo de dureza média foi de 255 HV5, é esperado que os passes seguintes reduzam esse valor, permitindo o atendimento ao limite de 250 HV5. Para o último passe, que não passa pelo processo de revenido, pode ser adotado o limite de 275 HV, que foi facilmente atendido pelo X80S, mesmo na condição de soldagem em passe único.

Outro ponto importante é que valores acima de 250 HV, ou até mesmo acima de 275 HV, não invalidam automaticamente a aplicação do aço em ambientes de serviço ácido. A norma ISO 15156-2 (2020) permite que limites mais elevados de dureza sejam estabelecidos desde que suportados por ensaios de corrosão sob tensão. De acordo com a norma, critérios alternativos de aceitação de dureza podem ser estabelecidos a partir da aprovação em ensaios de corrosão sob tensão realizados em amostras soldadas. Nesse caso, o valor aprovado nos testes passa a constituir o novo limite de dureza máxima admissível.

Apesar de ser uma alternativa tecnicamente viável, a realização de ensaios de corrosão sob tensão é uma solução de elevado custo e longa duração, onde a amostra precisa ficar submersa na solução de teste por um período de 30 dias (NACE TM0316, 2016). Uma alternativa para reduzir a dureza do último passe pode ser o emprego da técnica do passe de revenimento. Nesta técnica, os passes subsequentes são depositados de forma controlada para promover o reaquecimento da ZTA e do metal de solda previamente depositado, resultando no revenimento da microestrutura.

No presente estudo, o passe de revenimento poderia ser aplicado sobre o metal de solda, após a execução do último passe, de modo que o calor introduzido promova o reaquecimento da ZTA formada no passe anterior a uma temperatura suficiente para provocar o revenimento e reduzir a dureza.

V.4 – Considerações Finais

Os resultados obtidos neste estudo apresentam contribuições inéditas para a compreensão do comportamento microestrutural e mecânico da ZTA dos aços X80S e X100 soldados pelos processos GMAW e GMAW-RE. Foi identificada, em ambos os aços a formação de uma pequena fração de constituinte A-M ao longo dos contornos de austenita prévia na RGG, bem como a presença de martensita nos contornos de grão da RGG-IC, características frequentemente relacionadas com redução de tenacidade. Entretanto, os resultados demonstraram que essas fases estavam presentes em pequenas quantidades, limitadas a pequenas regiões, sem formar filmes contínuos e interconectados, o que contribuiu para manutenção de uma elevada tenacidade ao impacto, conforme confirmado pelos ensaios de impacto Charpy-V. Cabe ressaltar que a elevada tenacidade foi mantida mesmo em condições severas de soldagem com passe único, que favoreceram a formação de martensita não revenida e o aumento da dureza na RGG.

A comparação entre os processos GMAW e GMAW-RE mostrou que as alterações microestruturais promovidas pelo uso do eletrodo rotativo foram discretas e não resultaram em perda significativa das propriedades mecânicas na ZTA. Embora o aço X80S tenha apresentado redução na fração de contornos de alto ângulo na RGG quando soldado pelo processo GMAW-RE, não foi observada redução correspondente na tenacidade ao impacto, e os valores permaneceram equivalentes aos obtidos com o processo convencional.

A técnica de EBSD desempenhou papel fundamental como ferramenta complementar ao MEV na caracterização microestrutural dos aços avaliados neste trabalho, contribuindo de forma significativa para a obtenção de informações quantitativas e cristalográficas que não podem ser plenamente acessadas apenas por análise morfológica convencional. Enquanto o MEV permite a observação detalhada da morfologia dos microconstituintes, o EBSD possibilita a caracterização cristalográfica local, fornecendo dados quantitativos sobre contraste de banda, distribuição de contornos de grão e desorientação, que são essenciais para uma compreensão mais completa da microestrutura, especialmente em regiões complexas como a ZTA. A deconvolução dos picos gaussianos das distribuições de contraste de banda, por exemplo, mostrou-se uma ferramenta eficaz para diferenciar martensita de bainita, reduzindo a subjetividade inerente a métodos tradicionais baseados exclusivamente na interpretação visual.

Além disso, a análise das distribuições de desorientação e da fração de contornos de alto e baixo ângulo forneceu informações relevantes sobre potenciais impactos na tenacidade do material, uma vez que contornos de alto ângulo são reconhecidos por atuarem como barreiras eficazes à propagação de trincas.

A análise das curvas de desorientação permitiu identificar microestruturas bainíticas e martensíticas através do formato típico das curvas, contribuindo para a confirmação das interpretações realizadas com base nas imagens do MEV.

A utilização em conjunto das técnicas de EBSD e MEV permitiu uma avaliação microestrutural qualitativa e quantitativa, mostrando-se relevante para a caracterização da ZTA de aços API de alta resistência.

Este estudo apresentou também uma investigação pioneira sobre o efeito de diferentes ciclos térmicos de soldagem na microestrutura da ZTA dos aços X80S e X100. A análise demonstrou que o aumento do aporte térmico promove alterações significativas na microestrutura da RGG, com a transição de uma microestrutura predominantemente martensítica, com maiores valores de dureza, para uma microestrutura com maior fração de bainita e menor dureza. Mesmo para os maiores valores de aporte térmico, verificou-se que a formação de A-M ocorre de forma fina e pouco conectada, o que é desejável para minimizar possíveis perdas de tenacidade. Comparando com os resultados obtidos para as diferentes frequências de rotação do processo GMAW-RE, verificou-se que a variação do aporte térmico é o principal parâmetro responsável por alterações metalúrgicas e mecânicas na ZTA. A identificação de um aporte térmico intermediário, em torno de 1,7 kJ/mm, como condição ótima, representou uma contribuição relevante deste trabalho, pois permitiu estabelecer um compromisso adequado entre o controle da dureza na RGG e a minimização do amolecimento na região subcrítica, fornecendo subsídios técnicos importantes para as etapas seguintes e para uma futura otimização de procedimentos de soldagem.

Os resultados mostraram que ambos os materiais estudados podem ser soldados utilizando parâmetros típicos do processo GMAW convencional. Entretanto, quando o GMAW-RE é empregado, a janela operacional torna-se significativamente mais ampla, uma vez que diferentes frequências de rotação produzem efeitos equivalentes sobre a microestrutura e propriedades mecânicas.

Para o aço X80S, o aporte térmico em torno de 1,5 kJ/mm, combinado com a frequência de rotação de 2500 rpm, proporciona maior penetração lateral, sem prejuízo às propriedades mecânicas. Para o aço X100, embora essa condição seja adequada do ponto de vista das propriedades mecânicas, não foram observados ganhos em penetração lateral.

Os resultados obtidos neste trabalho fornecem importantes subsídios técnicos para a potencial utilização do processo GMAW-RE como alternativa ao GMAW convencional na soldagem de dutos com chanfro estreito, particularmente com o objetivo de reduzir a ocorrência de defeitos de falta de fusão. Foi demonstrado que o emprego do eletrodo rotativo promove aumento da penetração lateral, especialmente no aço X80S, favorecendo uma melhor fusão das paredes do chanfro estreito. Para o aço X100, o maior ligamento remanescente abaixo do fundo do chanfro, devido a sua maior espessura, resultou em

aumento na capacidade de dissipação térmica, tendo um efeito de reduzir a concentração de calor, o que explica o menor efeito do processo GMAW-RE na penetração lateral, na microestrutura e nas propriedades mecânicas.

Adicionalmente, o estudo demonstrou que ambos os aços podem ser soldados utilizando uma ampla faixa de frequência de rotação do eletrodo sem comprometer a microestrutura e o comportamento mecânico da ZTA. Esses resultados confirmam que o processo GMAW-RE é uma solução técnica promissora para a soldagem de dutos com chanfro estreito, combinando a maior produtividade da soldagem em chanfro estreito com maior eficiência na fusão lateral, contribuindo para a mitigação de defeitos. Embora estudos adicionais sejam necessários, especialmente para avaliação em juntas multipasse e em condições mais próximas ao ambiente industrial, este trabalho estabelece bases sólidas para o desenvolvimento de procedimentos de soldagem alternativos e mais eficientes para a indústria de óleo e gás, contribuindo significativamente para o avanço do conhecimento sobre o comportamento da ZTA em soldagem de dutos com eletrodo rotativo.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÕES

A pesquisa dedicada à avaliação do comportamento microestrutural e mecânico da ZTA, dos aços API 5L X80S e X100 soldados pelos processos GMAW convencional e GMAW-RE, resultou em conclusões importantes sobre os efeitos dos parâmetros de soldagem, especialmente na RGG e RGG-IC. Com base na análise dos resultados obtidos, é possível concluir que:

a) Os resultados demonstraram que os aços X80S e X100 apresentam excelente resposta aos processos de soldagem GMAW e GMAW-RE, mantendo microestrutura e propriedades mecânicas satisfatórias na ZTA, mesmo quando submetidos a ampla faixa de parâmetros testada, incluindo diferentes níveis de aporte térmico e frequências de rotação do eletrodo;
b) A variação do aporte térmico entre 0,6 e 3,3 kJ/mm exerceu influência mais significativa sobre a microestrutura e as propriedades da ZTA do que as alterações na frequência de rotação. A variação da frequência de rotação do eletrodo, na faixa avaliada neste estudo e mantendo-se constante o aporte térmico, não provocou mudanças significativas na extensão da ZTA, nem em sua microestrutura ou microdureza;
c) Tanto para o processo GMAW quanto para o GMAW-RE foi observada a formação de A-M nos contornos de grão da austenita prévia. No entanto, o constituinte A-M observado não formou estruturas grosseiras nem redes interconectadas, resultando em valores de tenacidade ao impacto constante para as diferentes condições estudadas;
d) Não foram observados efeitos relevantes de amolecimento na região subcrítica da ZTA, mesmo na condição de maior aporte térmico;
e) Para as condições analisadas, o aço X80S apresentou maior sensibilidade ao emprego do eletrodo rotativo em relação ao aço X100, com uma maior redução na fração de martensita, resultando em uma diminuição de 9% nos valores de microdureza e de 18% na fração de contornos de alto ângulo. Por outro lado, o aço X100 apresentou comportamento microestrutural mais estável, com fração de martensita praticamente inalterada entre os dois processos;
f) O processo GMAW-RE favoreceu a formação de uma geometria de cordão mais adequada para melhorar a fusão lateral na soldagem em chanfros estreitos. Verificou-se que a espessura tem um papel fundamental sobre esse aspecto,

uma vez que, para o aço X100, em função de sua maior espessura e maior capacidade de dissipação de calor, o aumento esperado na penetração lateral não foi significativo;

g) Dentre as condições operacionais analisadas, a condição com frequência de rotação de 2500 rpm e aporte térmico em torno de 1,5 kJ/mm representa a melhor condição de soldagem para o aço X80S, com maior benefício de penetração lateral, sem prejuízo de propriedades mecânicas. Para o X100, embora esta condição seja adequada do ponto de vista de propriedades mecânicas, não foram observados ganhos de penetração lateral.

h) Os resultados confirmaram que o processo GMAW-RE apresenta uma janela operacional mais ampla em comparação ao GMAW, permitindo a soldagem em uma faixa mais abrangente de parâmetros. Essa característica representa uma vantagem significativa para aplicações industriais, pois amplia as possibilidades de ajuste dos parâmetros de soldagem sem comprometer a qualidade da junta.

CAPÍTULO VII

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O processo GMAW-RE aplicado à soldagem em chanfro estreito, aliado ao uso de aços de alta resistência X80S e X100, mostra-se uma combinação altamente promissora para a redução de defeitos, o aumento da produtividade e a viabilização de projetos de dutos de alta pressão. Para aprofundar e complementar as investigações conduzidas neste trabalho, sugere-se:

a) Investigar o efeito de variações mais amplas de parâmetros de rotação, como frequências superiores às utilizadas neste estudo e diferentes diâmetros de rotação, para explorar limites operacionais e identificar possíveis ganhos adicionais de estabilidade e controle de poça;

b) Investigar para o aço X100, o efeito da espessura na soldagem com eletrodo rotativo e testar novos parâmetros com objetivo de obter ganho de penetração lateral;

c) Estudar a influência de geometrias alternativas de chanfro estreito, avaliando diferentes larguras de chanfro e aberturas de raiz;

d) Investigar o desempenho de soldas com maior número de passes, quantificando a evolução das propriedades com o aumento da proporção de RGG-IC e avaliando os efeitos de ciclos térmicos repetidos;

e) Aplicar modelagem térmica e numérica, acoplando simulações de transferência de calor e previsões de microestrutura, para auxiliar na definição de janelas operacionais seguras e prever a extensão da ZTA;

f) Examinar para soldagem fora da posição plana e posteriormente para a orbital, o efeito do processo rotativo na formação de defeitos típicos, como falta de fusão, falta de penetração, porosidade e inclusões de escória, buscando estratégias de mitigação;

g) Realizar simulações de microestrutura em Gleeble para avaliar as propriedades mecânicas de microestruturas específicas da ZTA como a RGG e a RGG-IC;

h) Estudar o efeito da técnica do passe de revenimento com o objetivo de reduzir os valores de dureza na ZTA.

CAPÍTULO VIII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AL-GHAMDI, T. A.; AL-ANEZI, M. A. Using API 5L-grade X70 seamless and welded pipes for wet sour applications – Part 1. Gas Processing News, 1 jun. 2023. Disponível em: https://www.gasprocessingnews.com/articles/2023/06/using-api-5l-grade-x70-seamless-and-welded-pipes-for-wet-sour-applications-part-1/. Acesso em: 5 jun. 2025.

ALVES, Paulo Henrique de Oliveira Monteiro. Soldagem a Laser e Caracterização Microestrutural do Aço Avançado de Alta Resistência DP1000. 2018. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2018.

ANDIA, J. L. M.; SOUZA, L. F. G. de; BOTT, I. S. *HAZ physical simulation of API5L X80 pipeline steel*. In: Pipeline Technology Conference, 2013. Proceedings [...]. 2013.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. *Welding of pipelines and related facilities*. API Standard 1104. 22nd ed. Washington, DC, 2021.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. *Line pipe*. API Specification 5L. 46th ed. Washington, DC, 2018.

AMERICAN WELDING SOCIETY. *Specification for low-alloy steel electrodes and rods for gas shielded arc welding*. AWS A5.28. 2020.

AMERICAN WELDING SOCIETY. *Welding consumables—Gases and gas mixtures for fusion welding and allied processes*. AWS A5.32. 2023.

ASTM INTERNATIONAL. *Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count*. ASTM E562-1. 2002.

ASTM INTERNATIONAL. S*tandard test methods for tension testing of metallic materials*. ASTM E8. 2024.

ASTM INTERNATIONAL. S*tandard test method for microindentation hardness of materials*. ASTM E384. 2022.

ASTM INTERNATIONAL. Standard test methods and definitions for mechanical testing of steel products. ASTM A370. 2024.

AVILÉS, J. M. Q.; HINCAPIE-LADINO, D.; FALLEIROS, N. A.; MELO, H. G. de. A comparative investigation of the corrosion resistance and HIC susceptibility of API 5L X65 and API 5L X80 steels. *Materials Research*, v. 22, n. 1, p. e20180191, 2019. https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2018-0191.

BAEK, M. S. et al. Quantitative phase analysis of martensite-bainite steel using EBSD and its microstructure, tensile and high-cycle fatigue behaviors. *Materials Science and Engineering: A*, v. 785, 139375, 2020. https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139375.

BAI, Q. et al. Analysis of temperature distribution in rotating arc welding. *Advanced Materials Research*, v. 472–475, p. 1346–1352, 2012. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.472-475.1346.

BAI, F. et al. Microstructural changes and impact toughness of fill pass in X80 steel weld metal. *Metals*, v. 9, n. 8, p. 898, 2019. https://doi.org/10.3390/met9080898.

BAILEY, N.; WELDING INSTITUTE (Orgs.). Weldability of ferritic steels. Abington: Abington Publishing, 1994.

BASTOLA, A. et al. Full- and small-scale tests on strain capacity of X80 seamless pipes. *Procedia Structural Integrity*, v. 2, p. 1894–1903, 2016. https://doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.238.

BASTOLA, A. et al. Investigation on the strain capacity of girth welds of X80 seamless pipes with defects. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 180, p. 348–365, 2017. https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2017.06.010.

BATISTA, G. Z.; SOUZA, L. F. G.; BOTT, I. S.; RIOS, P. R. Estudo da correlação microestrutura propriedades mecânicas de aço da classe API X80. In: CONGRESSO DA ABM, 58., 2003, Rio de Janeiro. Anais... v. único, p. 2957-2965. São Paulo: ABM, 2003.

BATISTA, G. Z. et al. Heat input effects in girth welding of high strength steel pipes X80 and X100. In: *Rio Pipeline Conference 2015*, 2015.

BATISTA, G. Z. et al. Girth welding solutions adopted for X70 sour Rota 3 Gas Pipeline. In: Rio Pipeline Conference, p. 38–39, 2023. https://doi.org/10.48072/2447-2069.rpc.2023.037.

BHADESHIA, H. K. D. H. About calculating the characteristics of the martensite–austenite constituent. In: *International Seminar on Welding of High Strength Pipeline Steels*. CBMM and The Minerals, Metals and Materials Society, p. 99–106, 2013.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. Steels: microstructure and properties. 3. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-8084-4.X5000-6.

BIERMANN, K. et al. Alloying concept for high-strength seamless heavy-wall line pipe suitable for sour service applications. In: *INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE*, 2004, Calgary. Proceedings […]. Calgary: ASME, p. 1789–1795, 2004. https://doi.org/10.1115/IPC2004-0488.

BLACKMAN, S. A.; DORLING, D. V.; HOWARD, R. High-speed tandem GMAW for pipeline welding. In: *INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE*, 2002, Calgary. Proceedings […]. Calgary: ASME, p. 517–523, 2002. https://doi.org/10.1115/IPC2002-27295.

BONNEVIE, E.; FERRIÈRE, G.; IKHLEF, A.; KAPLAN, D.; ORAIN, J. M. Morphological aspects of martensite–austenite constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels. Materials Science and Engineering: A, v. 385, n. 1–2, p. 352–358, 2004. https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.06.033.

BOTT, I. S. et al. Line pipe steels. In: DE FRANÇA FREIRE, J. L. et al. (ed.). *Handbook of Pipeline Engineering*. Cham: Springer, 2024. https://doi.org/10.1007/978-3-031-33328-6_9.

BREWER, L. N.; FIELD, D. P.; MERRIMAN, C. C. Mapping and Assessing Plastic Deformation Using EBSD. Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, Second Edition. Springer, Chapter 18, p. 251-262, 2009. https://doi.org/10.1007/978-0-387-88136-2_18.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION. Welding—Recommendations for welding of metallic materials. Part 1: General guidance for arc welding. BS EN 1011-1, 2009.

BRUCE, W. A.; ETHERIDGE, B. C. Further development of heat-affected zone hardness limits for in-service welding. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 9., 2012, Calgary. Proceedings... Calgary: ASME, 2012. v. 3, p. 71-81. DOI: https://doi.org/10.1115/IPC2012-90095.

BRUNS, C. et al. Impact of welding parameters on weld seam properties of seamless X80 linepipe steel grade. In: *INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE*, 2014. Proceedings […]. Calgary: ASME, 2014. https://doi.org/10.1115/IPC2014-33069.

CAI, Wen-Yu; WANG, Yan-Bo; LI, Guo-Qiang; STROETMANN, Richard. Comparative study on strength of TMCP and QT high-strength steel butt-welded joints. Journal of Constructional Steel Research, v. 197, 107447, 2022. ISSN 0143-974X. https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2022.107447.

CESARO, A.; LEHNHOFF, G.; WILLETT, E. Correlation between the coarse- and fine-grained HAZ hardness of X70 pipeline SMA welded girth welds. *Welding Journal*, v. 102, p. 160–164, 2023. https://doi.org/10.29391/2023.102.012.

CHAKRABORTY, A.; WEBSTER, R. F.; PRIMIG, S. Lath martensite substructure evolution in low-carbon microalloyed steels. Journal of Materials Science, v. 57, p. 10359–10378, 2022. https://doi.org/10.1007/s10853-022-07275-9.

CHAVEZ, Giancarlo Franko Sanchez. Evolução das tensões residuais e sua relação com a “misorientação” microestrutural de um aço ASTM DH36 após soldagem. 2017. Tese (Doutorado em Engenharia Oceânica) — Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2017.

CHEN, Y.; WANG, Y. Y. Microstructure modeling of HAZ softening in microalloyed high strength linepipe steels. In: *INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE*, 17., 2007, Lisbon. Proceedings […]. Lisbon: ISOPE, 2007.

CHEON, J.; KIRAN, D. V.; NA, S. CFD based visualization of the finger shaped evolution in the gas metal arc welding process. International Journal of Heat and Mass Transfer, v. 97, p. 1-14, 2016. https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2016.01.067.

CORBETT, K. T.; BOWEN, R. R.; PETERSEN, C. W. High strength steel pipeline economics. In: *INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE*, 13., 2003, Honolulu. Proceedings […]. Honolulu: ISOPE, 2003.

COSTA, J. F. M. et al. Comportamento de juntas soldadas de Aço C-Mn obtidas pelo processo GMAW-RE com eletrodo rotativo. *Soldagem & Inspeção*, v. 24, e2411, 2019. https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI24.11.

COSTA, J. F. M.; FILHO, W. A. S.; JORGE, J. C. F.; et al. Investigation on the ASTM A516 Grade 70 narrow gap welded joints obtained by the GMAW process with rotating electrode. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 134, p. 3453–3464, 2024. https://doi.org/10.1007/s00170-024-14358-1.

DAVIS, C. L.; KING, J. E. Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone: Part I. Fractographic evidence. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 25, p. 563–573, 1994. https://doi.org/10.1007/BF02651598.

DEMOFONTI, G. et al. Evaluation of the suitability of X100 steel pipes for high pressure gas transportation pipelines by full scale tests. In: *INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE*, 2004, Calgary. Proceedings […]. p. 1685–1692. Calgary, 2004. https://doi.org/10.1115/IPC2004-0145.

DENYS, R. M.; LEFEVRE, T. Effects of welding on HAZ softening of X70/X80 TMCP linepipe steels. Pipeline Research Council International, 2000.

DIANA, T.; KUBLA, G.; ROHDEN, V. API X70Q-X80Q heavy-wall seamless pipes for sour-service application. In: *INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE*, 23., 2013. Proceedings […]. 2013.

DINOVITZER, A. et al. Line pipe HAZ softening susceptibility and response. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE (IPC), 2022. Proceedings […]. Volume 3: Operations, Monitoring, and Maintenance; Materials and Joining, V003T05A016. 2022. https://doi.org/10.1115/IPC2022-87312.

DITTRICH, F.; KAARS, J.; MASEK, B.; JENICEK, S.; WAGNER, M. F.-X.; MAYR, P. HAZ characterization of welded 42SiCr steel treated by quenching and partitioning. Journal of Materials Processing Technology, v. 268, p. 37–46, 2019. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.12.035.

DET NORSKE VERITAS. Submarine pipeline systems. DNV-ST-F101, 2021.

DORNELAS, P. H. G. et al. Influence of interpass temperature on the simulated HAZ of a clad API 5L X65 pipe joint welded with a gas metal arc. *Welding in the World*, v. 66, p. 213–226, 2022. https://doi.org/10.1007/s40194-021-01244-7.

DUAN, D.; LAZOR, R.; TAYLOR, D. Evaluation of double jointing girth welds of high grade line pipes. In: *INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE*, 2010, Calgary. Proceedings […]. Calgary: ASME, p. 209–216, 2010. https://doi.org/10.1115/IPC2010-31022.

FAZACKERLEY, W. J.; MANUEL, P. A.; CHRISTENSEN, L. First X-80 HSLA pipeline in the USA. In: *INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON MICROALLOYED STEELS FOR THE OIL AND GAS INDUSTRY*, 2007. TMS.

FLOWER, H. M.; LINDLEY, T. C. Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures. *Materials Science and Technology*, v. 16, p. 26–40, 2000. https://doi.org/10.1179/026708300773002636.

FREITAS, D. A. et al. Welding cooling rate effects on microstructure of an API 5L X100 steel. *International Journal of Engineering and Technology*, v. 5, n. 2, p. 51–57, 2016. https://doi.org/10.14419/ijet.v5i2.6113.

FUENTES, M. D.; IZA-MENDIA, A.; GUTIÉRREZ, I. Analysis of different acicular ferrite microstructures in low-carbon steels by electron backscattered diffraction. Study of their toughness behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 34, p. 2505–2516, 2003. https://doi.org/10.1007/s11661-003-0010-7.

FUKUGAUCHI, Cristina Sayuri. Estudo dos principais parâmetros da caracterização microestrutural de aços de alta resistência utilizando o método de Taguchi. 2016. 232 f. Tese (Doutorado em Engenharia) – Universidade Estadual Paulista (UNESP), Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Guaratinguetá, 2016.

GIANETTO, J. et al. Mechanical properties and microstructure of weld metal and HAZ regions in X100 single and dual torch girth welds. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 8., 2010, Calgary. Proceedings [...]. Calgary: ASME, v. 2, p. 619–629, 2010. https://doi.org/10.1115/IPC2010-31411.

GOLDSTEIN, J. I. et al. Scanning Electron Microscopy and X-ray Microanalysis. 4. ed. New York: Springer, 2018.

GRAY, J. M. Low manganese sour service linepipe steel. In: INTERNATIONAL SEMINAR MICROALLOYED STEELS FOR SOUR SERVICE, 2012, São Paulo. Anais [...]. São Paulo: [s.n.], 2012.

GU, Y. et al. Behaviors of embrittlement and softening in heat affected zone of high strength X90 pipeline steels. *Soldagem & Inspeção*, v. 24, e2415, 2019. https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI24.15.

GUILLAL, A. et al. Effects of martensite-austenite constituents on mechanical properties of heat affected zone in high strength pipeline steels—Review. *Chemical Engineering Transactions*, v. 70, p. 583–588, 2018. https://doi.org/10.3303/CET1870098.

GUO, K. et al. Structure and morphology of M-A constituent in the CGHAZ of a quenched and tempered ultra-low-carbon steel. *Journal of Materials Science*, v. 58, p. 4587–4602, 2023. https://doi.org/10.1007/s10853-023-08229-5.

GUO, N. et al. A modified heat source model for rotating arc welding. *China Welding*, v. 20, n. 3, p. 58–63, 2011.

GUTIÉRREZ, I. Effect of microstructure on the impact toughness of high strength steels. *Revista de Metalurgia*, v. 50, n. 4, e029, 2014. https://doi.org/10.3989/revmetalm.029.

HAMMOND, J. Development of standards & specifications for high strength line pipe. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON MICROALLOYED STEELS FOR THE OIL AND GAS INDUSTRY, 2007, Pittsburgh. Proceedings [...]. Pittsburgh: TMS, 2007.

HAN, S. Y. et al. Effects of cooling conditions on tensile and Charpy impact properties of API X80 linepipe steels. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 41, p. 329–340, 2010. https://doi.org/10.1007/s11661-009-0135-4.

HAN, Y. D. et al. Sulphide stress cracking behaviour of the coarse-grained heat-affected zone in X100 pipeline steel under different heat inputs. *International Journal of Hydrogen Energy*, v. 45, n. 38, p. 20094–20105, 2020. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2020.05.092.

HAN, Y. et al. Microstructure and properties of intercritically reheated coarse-grained heat affected zone in pipeline steel after secondary thermal cycle. *International Journal of Hydrogen Energy*, v. 46, n. 52, p. 26445–26456, 2021. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.05.131.

HANHOLD, B.; BABU, S. S.; COLA, G. Investigation of heat affected zone softening in armour steels. Part 1 – Phase transformation kinetics. Science and Technology of Welding and Joining, v. 18, n. 3, p. 247-252, 2013. https://doi.org/10.1179/1362171812Y.0000000100.

HESTON, T. A new spin on welding. GMAW technology improves joining by rotating the wire—quickly. *The Fabricator*, 19 Oct. 2015.

Hot piercing seamless tubing. Engineers Gallery, [s.d.]. Disponível em: https://www.engineersgallery.com/hot-piercing-seamless-tubing/. Acesso em: 11 maio 2025.

HUANG, J.; XUE, L.; HUANG, J.; et al. Penetration estimation of GMA backing welding based on weld pool geometry parameters. Chinese Journal of Mechanical Engineering, v. 32, n. 55, 2019. https://doi.org/10.1186/s10033-019-0366-2.

HUTCHINSON, B. et al. Heat affected zone microstructures and their influence on toughness in two microalloyed HSLA steels. *Acta Materialia*, v. 97, p. 380–391, 2015. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.05.055.

IKAWA, H.; OSHIGE, H.; TANOUE, T. Effect of martensite-austenite constituent on HAZ toughness of high strength steel. *Transactions of the Japan Welding Society*, v. 11, n. 2, 1980.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION – IMOA. The Longest X80 Pipeline in The World. Moly Review. January 2009.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. Petroleum and natural gas industries — Materials for use in H_2S-containing environments in oil and gas production — Part 2: Cracking-resistant carbon and low alloy steels, and the use of cast irons. ISO 15156-2, 2020.

ISHIKAWA, N. et al. Material design of high strength/heavy gauge linepipes for sour service. In: INTERNATIONAL SEMINAR MICROALLOYED STEELS FOR SOUR SERVICE, 2012, São Paulo. Anais [...]. São Paulo: [s.n.], 2012.

JIA, S. J. et al. Changes in microstructure and properties of weld heat-affected zone of high-strength low-alloy steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2024. https://doi.org/10.1007/s42243-023-01133-x.

JOHNSON, J. et al. Specification and manufacturing of pipes for the X100 operational trial. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 7., 2008, Calgary. Proceedings [...]. Calgary: ASME, v. 3, p. 453–461, 2008. https://doi.org/10.1115/IPC2008-64653.

JONES, R. et al. High strength carbon steel and CRA lined pipe for reel-lay installation. In: OFFSHORE TECHNOLOGY CONFERENCE, 2013. Proceedings [...]. OTC 24053. 2013. https://doi.org/10.4043/24053-MS.

JORGE, J. C. F. et al. Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C–Mn and high strength low alloy steel weld metals—A review. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 10, p. 471–501, 2021. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.006.

KAIJALAINEN, A. et al. The effects of finish rolling temperature and niobium microalloying on the microstructure and properties of a direct quenched high-strength steel. *Archives of Metallurgy and Materials*, v. 62, 2017. https://doi.org/10.1515/amm-2017-0091.

KALWA, C.; HILLENBRAND, H. G. Europipe's experience and developments on pipe material for sour service applications. In: INTERNATIONAL SEMINAR MICROALLOYED STEELS FOR SOUR SERVICE, 2012, São Paulo. Anais [...]. São Paulo: [s.n.], 2012.

KALWA C. and HILLENBRAND, H. G. Production and service behaviour of high strength large diameter pipe. International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments. November 8-9, 2002, Yokohama, Japan.

KANNAN, G. R.; SATHIYA, P.; KANNAN, T. D. B.; et al. Experimental investigation on microstructure and mechanical properties of 15CDV6 high strength low alloy steel welded using spin arc gas metal arc welding process. Journal of Materials Engineering and Performance, 2024. https://doi.org/10.1007/s11665-024-09432-4.

KANG, J. Y. et al. Phase analysis of steels by grain-averaged EBSD functions. *ISIJ International*, v. 51, n. 1, p. 130–136, 2011. https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.130.

KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; BHADESHIA, H. K. D. H.; THUVANDER, M. Electron Backscattering Diffraction Study of Coalesced Bainite in High Strength Steel Weld Metals. Materials Science and Technology, v. 24, n. 10, p. 1183 – 1188, 2008. https://doi.org/10.1179/174328407X226572.

KHOLODNYI, A. A. et al. Effect of molybdenum on microstructure, mechanical properties, and hydrogen induced cracking resistance of pipe steel plates. *Metallurgist*, v. 61, p. 230–237, 2017. https://doi.org/10.1007/s11015-017-0482-0.

KITAHARA, H. et al. Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel. *Acta Materialia*, v. 54, n. 5, p. 1279–1288, 2006. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.11.001.

KONDO, K. et al. Development of high strength heavy wall seamless pipes of X80–X100 grade for ultra-deep water application. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 7., 2008, Calgary. Proceedings [...]. Calgary: ASME, v. 3, p. 49–59, 2008. https://doi.org/10.1115/IPC2008-64079.

KONG, J. et al. The development and application of X80 line pipe steel and pipes in China. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON MICROALLOYED STEELS FOR THE OIL AND GAS INDUSTRY. [S.l.]: TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2007. Edited by W.J. Fazackerley, P. Bordignon, K. Hulka, and F. Siciliano.

KONRAD, J. et al. Heavy wall seamless line pipe X70–X80 for sour service applications. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 8., 2010, Calgary. Proceedings [...]. Calgary: ASME, v. 2, p. 423-427, 2010. https://doi.org/10.1115/IPC2010-31237.

KOO, J. K. et al. Metallurgical design of ultra-high strength steels for gas pipelines. In: INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE, 13., 2003, Honolulu. Proceedings [...]. Honolulu, 2003.

KOU, S. Welding metallurgy. 1. ed. Hoboken: Wiley, 2002. https://doi.org/10.1002/0471434027.

KRISHNAN, V. R. Use of automatic welding process in pipelines for meeting tight schedules. In: INTERNATIONAL SEMINAR ON WELDING OF HIGH STRENGTH PIPELINE STEELS, 2013. [S.l.]: CBMM and TMS, 2013.

KUO, C. et al. Sulfide stress cracking response of X80 simulated heat affected zone for offshore pipeline and riser application. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 14., 2022, Calgary. Proceedings [...]. Calgary: ASME, v. 3, 2022. https://doi.org/10.1115/IPC2022-85710.

KUSHIDA, T. et al. Study of X80 grade high strength line pipe for sour service. In: CORROSION97, 1997, New Orleans. Proceedings [...]. New Orleans, 1997.

LADEUILLE, L. et al. Corrosion fatigue of X80 weld in mild sour environment. In: AMPP annual conference & expo, San Antonio, Texas, USA, 2022.

LEE, S. G. et al. Effects of martensite-austenite constituent on crack initiation and propagation in inter-critical heat-affected zone of high-strength low-alloy (HSLA) steel. *Materials Science and Engineering A*, v. 715, p. 332–339, 2018. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.01.021.

LEPERA, F. S. Improved etching technique for the determination of percent martensite in high-strength dual-phase steels. Metallography, v. 12, n. 3, p. 263-268, 1979. https://doi.org/10.1016/0026-0800(79)90041-7

LI, X. et al. Influence of martensite–austenite constituents formed at different intercritical temperatures on toughness. *Materials & Design*, v. 67, p. 457–463, 2015a. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.10.028.

LI, X. et al. Structure–property–fracture mechanism correlation in heat-affected zone of X100 ferrite−bainite pipeline steel. *Metallurgical and Materials Transactions E*, v. 2, p. 1–11, 2015b. https://doi.org/10.1007/s40553-014-0036-3.

LI, X. et al. Structure and crystallography of martensite–austenite constituent in the intercritically reheated coarse-grained heat affected zone of a high strength pipeline steel. *Materials Characterization*, v. 138, p. 107–112, 2018. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.01.042.

LI, Y.; BAKER, T. N. Effect of morphology of martensite–austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels. Materials Science and Technology, v. 26, n. 9, p. 1029–1040, 2010. https://doi.org/10.1179/026708309X12512744154360.

LIU, G. et al. Effects of active gases on droplet transfer and weld morphology in pulsed-current NG-GMAW of mild steel. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, v. 34, p. 66, 2021. https://doi.org/10.1186/s10033-021-00583-2.

LIU, S. et al. Microstructural and mechanical properties of X80 girth-welded joints under different high-arc-energy welding conditions. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024. https://doi.org/10.1007/s11665-024-09795-8.

MA, Y. et al. Improving the weld heat-affected-zone (HAZ) toughness of high-strength thick-walled line pipes. *Metals*, v. 13, n. 12, p. 2018, 2023. https://doi.org/10.3390/met13122018.

MANDAL, M. et al. Mechanical behaviour of intercritically reheated coarse-grained heat affected zone in high strength line pipe steels. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 12., 2018, Calgary. Proceedings [...]. Calgary: ASME, v. 3, 2018. https://doi.org/10.1115/IPC2018-78317.

MATSUDA, Fukuhisa; IKEUCHI, Kenji; FUKADA, Yasuto; HORII, Yukuhiko; OKADA, Hitoshi; SHIWAKU, Toyoaki; SHIGA, Chiaki. Review of mechanical and metallurgical investigations of M-A constituent in welded joint in Japan. Transactions of JWRI, v. 24, 1996.

MELFI, T. New code requirements for calculating heat input. *Welding Journal*, v. 89, n. 6, p. 61–63, 2010.

MENDEZ, P.; EAGAR, T. Penetration and defect formation in high-current arc welding. Welding Journal, v. 82, 2003. DOI: 10.2172/835707.

MEUSER, H. et al. Development of modern high strength heavy plates for linepipe applications. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 9., 2012, Calgary. Proceedings [...]. Calgary: ASME, v. 3, p. 45–52, 2012. https://doi.org/10.1115/IPC2012-90064.

MINATO, I. et al. Successful production results of SAWL 485 I FD (X70) UOE pipes for NORD STREAM. In: INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE, 22., 2012, Rhodes. Proceedings [...]. Rhodes, 2012.

MOHRBACHER, H. Property optimization in as-quenched martensitic steel by molybdenum and niobium alloying. *Metals*, v. 8, p. 234, 2018. https://doi.org/10.3390/met8040234.

MOHSENI, P. et al. Cleavage fracture initiation at M–A constituents in intercritically coarse-grained heat-affected zone of a HSLA steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 45, p. 384–394, 2014. https://doi.org/10.1007/s11661-013-2110-3.

MÜLLER, M.; BRITZ, D.; ULRICH, L.; STAUDT, T.; MÜCKLICH, F. Classification of bainitic structures using textural parameters and machine learning techniques. Metals, Basel, v. 10, n. 5, p. 630, 2020. https://doi.org/10.3390/met10050630.

MUTHMANN, E. et al. First X80 pipeline section in Italy. In: JOINT TECHNICAL MEETING ON PIPELINE RESEARCH, 15., 2005, Orlando. Proceedings [...]. Orlando, 2005.

NACE INTERNATIONAL. NACE TM0316-2016: Standard test method: four-point bend testing of materials for oil and gas applications. Houston: NACE International, 2016.

NARIMANI, M. et al. Electron backscattered diffraction characterization of S900 HSLA steel welded joints and evolution of mechanical properties. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 31, p. 3985–3997, 2022. https://doi.org/10.1007/s11665-021-06454-0.

NIETO, J. et al. Process and quality controls for production of linepipe slabs for sour service applications at Arcelormittal Lazaro Cardenas, Mexico. In: MICROALLOYED STEEL FOR SOUR SERVICE – INTERNATIONAL SEMINAR, 2012. [S.l.]: [s.n.], p. 8, 2012.

NORRISH, John. Advanced welding processes: technologies and process control. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2006. Cap. 5, p. 75–93.

PARTHIBAN, K.; SIVA, S. N.; SANKARANARAYANASAMY, K.; ARUNGALAI, V. S. et al. Studies on spin arc welding process on the behavior of C1018 plates – an insight into mechanical and metallurgical transformation. Materials Research Express, v. 6, n. 10, p. 106540, 2019. https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab135d.

PELAEZ, R. B.; HEDSTRÖM, P. Recent Developments of Crystallographic Analysis Methods in the Scanning Electron Microscope for Applications in Metallurgy. Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences, v. 43, n. 6, p. 455-474, 2018. https://doi.org/10.1080/10408436.2017.1370576.

PEPPLER, E. et al. Suitable HAZ testing to predict linepipe safety. In: PIPELINE TECHNOLOGY CONFERENCE, 2009, Ostend. Proceedings [...]. Ostend, 2009.

PISARSKI, H. G.; DOLBY, R. E. The significance of softened HAZs in high strength structural steels. *Welding in the World*, v. 47, n. 5–6, p. 32–40, 2003. https://doi.org/10.1007/BF03266387.

PONTREMOLI, M. et al. Development of grade API X80 pipeline steel plates produced by controlled rolling. *Metals Technology*, v. 11, n. 1, p. 504–514, 1984. https://doi.org/10.1179/030716984803275197.

PRASAD, K.; DWIVEDI, D. K. Some investigations on microstructure and mechanical properties of submerged arc welded HSLA steel joints. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 36, n. 5–6, p. 475–483, 2008. https://doi.org/10.1007/s00170-006-0855-1.

PRASAD, V. V.; BABU, M.; AJAY, P. A review on a rotating arc welding process. *Materials Today: Proceedings*, v. 5, p. 3551–3555, 2018. https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.603

QIAO, Y. Modeling of resistance curve of high-angle grain boundary in Fe–3% Si alloy. Materials Science and Engineering: A, v. 361, n. 1–2, p. 350–357, 2003. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00534-3

QUINTANA, M. A.; HAMMOND, J. X100 Welding Technology – Past, Present and Future. In: *International Pipeline Conference*, 8., 2010, Calgary. Anais [...]. Calgary: ASME, 2010. https://doi.org/10.1115/IPC2010-31421.

RAJAN, V. et al. GMAW Process Development for Girth Welding of High Strength Pipelines. In: *Rio Pipeline Conference*, 2009, Rio de Janeiro. Anais [...]. Rio de Janeiro, 2009.

RAMACHANDRAN, Dileep; KIM, Sung-Dae; MOON, Joonoh; LEE, Chang-Hoon; CHUNG, Jun-Ho; BIRO, Elliot; PARK, Yeong-Do. Classification of martensite-austenite constituents according to its internal morphology in high-strength low alloy steel. *Materials Letters*, v. 278, p. 128422, 2020. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2020.128422.

RANDLE, V. Electron backscatter diffraction: Strategies for reliable data acquisition and processing. Materials Characterization, v. 60, n. 9, p. 913-922, 2009. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.05.011.

RAO, P. S.; GUPTA, O. P.; MURTY, S. S. N. A study on the weld bead characteristics in pulsed gas metal arc welding with rotating arc. In: PROCEEDINGS OF THE ASME 2004 23rd INTERNATIONAL CONFERENCE ON OFFSHORE MECHANICS AND ARCTIC ENGINEERING, 23., 2004, Vancouver. Proceedings [...]. Vancouver: ASME, 2004. v. 2, p. 953-957. https://doi.org/10.1115/OMAE2004-51580.

ROEN, R. A. Consumable arc welding torch. US Patent US 4,401,878, 1983.

ROZA, J. E. et al. API 5L X80 ERW Pipes: TenarisConfab and Usiminas Development. In: *International Pipeline Conference*, 2006, Calgary. Anais [...]. Calgary: ASME, v. 3, p. 497–502, 2006. https://doi.org/10.1115/IPC2006-10406

SANKAR, N.; MALARVIZHI, S.; BALASUBRAMANIAN, V. Mechanical properties and microstructural characteristics of rotating arc-gas metal arc welded carbon steel joints. *Journal of Mechanical Behavior of Materials*, v. 30, n. 1, p. 49–58, 2021a. https://doi.org/10.1515/jmbm-2021-0006

SANKAR, N.; MALARVIZHI, S.; BALASUBRAMANIAN, V. Effect of rotating arc on mechanical properties and microstructural characteristics of gas metal arc welded carbon steel joints. Metallography, Microstructure, and Analysis, v. 10, p. 541–559, 2021b. https://doi.org/10.1007/s13632-021-00769-z.

SANKAR, N.; MALARVIZHI, S.; BALASUBRAMANIAN, V. Performance and characteristics of stationary arc and rotating arc-gas metal arc welded DMR 249 naval grade steel joints. Materials Performance and Characterization, v. 11, n. 1, p. 170–192, 2022a. https://doi.org/10.1520/MPC20210131.

SANKAR, N.; MALARVIZHI, S.; BALASUBRAMANIAN, V.; et al. Effect of rotating arc (spin arc) on mechanical properties and microstructural characteristics of gas metal arc welded armour steel joints. Transactions of the Indian Institute of Metals, v. 75, p. 3047–3059, 2022b. https://doi.org/10.1007/s12666-022-02679-2.

SANTOS, Arthur Gustavo Moreira. *Análise da influência da rotação do eletrodo no processo MIG/MAG e estudo para aplicação em soldagem narrow gap*. 2019. 190 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2019.

SCHWARZER, R. A. et al. Present state of electron backscatter diffraction and prospective developments. In: SCHWARTZ, A.; KUMAR, M.; ADAMS, B.; FIELD, D. (eds.). Electron backscatter diffraction in materials science. Boston, MA: Springer, p. 1-20. 2009. https://doi.org/10.1007/978-0-387-88136-2_1.

SCHRUFF, C.; KALWA, C.; HILLENBRAND, H. G. Application of TMCP Material for Large Diameter Pipelines under Sour Service Conditions. In: *OTC Brasil*, 2017, Rio de Janeiro. Anais [...]. Rio de Janeiro, 2017. https://doi.org/10.4043/28082-MS

SEN, M.; MUKHERJEE, M.; PAL, T. Prediction of weld bead geometry for double pulse gas metal arc welding process by regression analysis. In: 5th International & 26th All India Manufacturing Technology, Design and Research Conference (AIMTDR), 2014, Guwahati. Proceedings [...]. Guwahati, 2014.

SHABALOV, I.; MATROSOV, Y.; KHOLODNYI, A.; MATROSOV, M.; VELIKODNEV, V. Pipeline steels for sour service. Cham: Springer, 2019. 209 p. (Topics in Mining, Metallurgy and Materials Engineering). ISBN 978-3-030-00646-4. 2019. https://doi.org/10.1007/978-3-030-00647-1.

SHAO, J. et al. Microstructure and properties of intercritically reheated coarse-grained heat affected zone in X65 pipeline steel with pre-strain. *International Journal of Hydrogen Energy*, v. 49, p. 1345–1357, 2024. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2023.11.074

SHI, X. B. et al. HIC and SSC Behavior of High-Strength Pipeline Steels. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, v. 28, p. 799–808, 2015. https://doi.org/10.1007/s40195-015-0257-1

SHRESTHA, S. L.; BREEN, A. J.; TRIMBY, P.; PROUST, G.; RINGER, S. P.; CAIRNEY, J. M. An Automated Method of Quantifying Ferrite Microstructures Using Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Data. Ultramicroscopy, v. 137, p. 40–47, 2014. https://doi.org/10.1016/j.ultramic.2013.11.003.

SICILIANO, F.; STALHEIM, D. G.; GRAY, J. M. Modern High Strength Steels for Oil and Gas Transmission Pipelines. In: *International Pipeline Conference*, 7., 2008, Calgary. Anais [...]. Calgary: ASME, v. 3, p. 187–195, 2008. https://doi.org/10.1115/IPC2008-64292

SILVA FILHO, W. A. et al. Microstructure and impact toughness of high strength steel weld metals deposited by MCAW-RE process using different shielding gases. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 115, p. 3105–3120, 2021. https://doi.org/10.1007/s00170-021-07353-3.

SILVA, R. H. G. et al. Effects of the rotating arc technique on the GMA welding process. *Soldagem & Inspeção*, v. 25, e2519, 2020. https://doi.org/10.1590/0104-9224/SI25.19

SILVEIRA, G. M. S. et al. Influence of rotation frequency and rotation diameter on mechanical properties and microstructure of weld metal produced by MCAW-RE. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 110, p. 1789–1803, 2020. https://doi.org/10.1007/s00170-020-05961-z

SILVEIRA, G. M. S.; JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G.; MENDES, M. C. et al. Microstructural characterization and mechanical properties of high-strength steel weld metals obtained by GMAW process with rotating electrode (GMAW-RE). Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, v. 43, p. 221, 2021. https://doi.org/10.1007/s40430-021-02932-7.

STALLYBRASS, C. et al. Alloy design for UOE linepipe material for standard and non-standard HIC conditions. In: *International Seminar Microalloyed Steels for Sour Service*, 2012, São Paulo. Anais [...]. São Paulo: [s.n.], 2012.

STAUDT, T. et al. Development of Grade X70 and X80 for Sour Service Line Pipe Applications. In: *International Pipeline Conference*, 9., 2012, Calgary. Anais [...]. Calgary: ASME, v. 3, p. 355–360, 2012. https://doi.org/10.1115/IPC2012-90391.

STOJAKOVIC, D. Electron Backscatter Diffraction in Materials Characterization. Processing and Application of Ceramics, v. 6, n. 1, p. 1-13, 2012. https://doi.org/10.2298/PAC1201001S.

TALAŞ, Şükrü. 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, 2010. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.11.066.

THE AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. *Qualification standard for welding, brazing, and fusing procedures; welders; brazers; and welding, brazing, and fusing operators*. ASME IX, BPVC IX. 2023.

TIELE, Cor. Is there a quality difference between Seamless and Welded tube for clean and ultra-clean applications? LinkedIn, 16 ago. 2016.

TOMAZ, R. F.; SANTOS, D. B.; CAMEY, K.; BARBOSA. R.; ANDRADE, M. S.; ESCOBAR, D. P. Complex Phase Quantification Methodology Using Electron Backscatter Diffraction (EBSD) on Low Manganese High Temperature Processed Steel (HTP) Microalloyed Steel. Journal of Materials Research and Technology, v. 8, p. 2423-2431, 2019. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.01.021.

VIEIRA, R. D.; NETO, I. G. N.; ARROYO, F. Line pipe manufacturing processes. In: FRANÇA FREIRE, J. L. de; RENNÓ GOMES, M. R.; GUEDES GOMES, M. (Orgs.). Handbook of Pipeline Engineering. Cham: Springer International Publishing, p. 1–55, 2023. https://doi.org/10.1007/978-3-031-05735-9_10-1.

WANG, J. Y. et al. Novel rotation arc system for narrow gap MAG welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 12, n. 6, p. 505–507, 2007. https://doi.org/10.1179/174329307X213756

WANG, Y. et al. Quantitative analysis of martensite and bainite microstructures using electron backscatter diffraction. *Microscopy Research and Technique*, v. 79, p. 814–819, 2016. https://doi.org/10.1002/jemt.22703

WANG, X. N. et al. Effect of heat input on M-A constituent and toughness of coarse grain heat-affected zone in an X100 pipeline steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 28, p. 1810–1821, 2019a. https://doi.org/10.1007/s11665-019-03921-7

WANG, H. et al. Effect of welding heat input on microstructure and impact toughness in CGHAZ of X100Q steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, v. 26, p. 637–646, 2019b. https://doi.org/10.1007/s42243-019-00271-5

WANG, Y. et al. Improved linepipe specifications and welding practice for resilient pipelines. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 13., 2020, Online. Proceedings [...]. New York: ASME, 2020. Volume 3: Operations, Monitoring, and Maintenance; Materials and Joining. 2020. https://doi.org/10.1115/IPC2020-9725.

WANG, Ce et al. Simultaneously enhancing strength and fracture toughness via tailoring the microstructure in X80 girth weld metal. *Journal of Materials Research and Technology*, v. 29, p. 3096–3107, 2024a. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.01.283

WANG, Xiaoya et al. Crystallographic study on microstructure evolution and mechanical properties of coarse grained heat affected zone of a 500 MPa grade wind power steel. Journal of Materials Research and Technology, v. 31, p. 3921–3934, 2024b. https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.07.116.

WIEBE, J.; SCHELLER, W.; BRUNS, C.; SCHMIDT, T. Influence of heat input during GMAW on the mechanical properties of seamless line pipe steels up to X80. In: INTERNATIONAL OFFSHORE AND POLAR ENGINEERING CONFERENCE, 21., 2011, Maui. Anais [...]. Maui: ISOPE, 2011.

WINTER, P. L.; WOODWARD, R. L. Effect of tempering temperature on the work-hardening rate of five HSLA steels. Metallurgical Transactions A, v. 17, n. 2, p. 307–313, 1986. https://doi.org/10.1007/BF02643906.

XU, W. H. et al. Characteristics and mechanisms of weld formation during oscillating arc narrow gap vertical up GMA welding. Welding in the World, v. 61, p. 241–248, 2017. https://doi.org/10.1007/s40194-017-0425-1.

XU, W. H. et al. Evaluation on microstructure and mechanical properties of high-strength low-alloy steel joints with oscillating arc narrow gap GMA welding. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 75, p. 1439–1446, 2014. https://doi.org/10.1007/s00170-014-6225-5.

YANG, C. L. et al. Application of rotating arc system to horizontal narrow gap welding. Science and Technology of Welding and Joining, v. 14, n. 2, p. 172–177, 2009. https://doi.org/10.1179/136217108X388651.

YANG, Z. et al. Research on the sidewall penetration mechanisms of cable-type welding wire narrow gap GMAW process. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 120, p. 2443–2455, 2022. https://doi.org/10.1007/s00170-022-08866-1.

YANG, Z. et al. Effect of microstructure on the impact toughness and temper embrittlement of SA508Gr.4N steel for advanced pressure vessel materials. Scientific Reports, v. 8, p. 207, 2018. https://doi.org/10.1038/s41598-017-18434-3.

YAPP, D.; BLACKMAN, S. A. Recent developments in high productivity pipeline welding. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, v. 26, n. 1, p. 89–97, 2004. https://doi.org/10.1590/S1678-58782004000100015.

YIN, Y. et al. The development of X80 steel plate and coil for the 2nd West-East Pipeline Project. In: INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE, 7., 2008, Calgary. Proceedings [...]. New York: ASME, v. 3, p. 147–155. 2008. https://doi.org/10.1115/IPC2008-64211.

YOO, J. Y. et al. New development of high grade X80 to X120 pipeline steels. Materials and Manufacturing Processes, v. 26, n. 1, p. 154–160, 2011. https://doi.org/10.1080/10426910903202534.

YOU, Y. et al. Investigation on the crystallography of the transformation products of reverted austenite in intercritically reheated coarse grained heat affected zone. Materials and Design, v. 43, p. 485–491, 2013. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.07.015.

ZACZEK, Z.; CWIEK, J. Prediction of HAZ hardness in welds of quenched and tempered HSLA steels. Welding Journal, New York, v. 72, p. 37-s, 1993.

ZAEFFERER, S.; ROMANO, P.; FRIEDEL, F. EBSD as a tool to identify and quantify bainite and ferrite in low-alloyed Al-TRIP steels. Journal of Microscopy, v. 230, p. 499–508, 2008. https://doi.org/10.1111/j.1365-2818.2008.02010.x.

ZAJAC, S.; SCHWINN, V.; TACKE, K. H. Characterisation and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels. Materials Science Forum, v. 500–501, p. 387–394, 2005. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.500-501.387.

ZHANG, Y.; ZHANG, H.; LI, J.; LIU, W. Effect of heat input on microstructure and toughness of coarse grain heat affected zone in Nb microalloyed HSLA steels. Journal of Iron and Steel Research International, v. 16, n. 5, p. 73–80, 2009. https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60014-3.

ZHANG, H.; CHANG, Q.; LIU, J.; LU, H.; WU, H.; FENG, J. A novel rotating wire GMAW process to change fusion zone shape and microstructure of mild steel. Materials Letters, v. 123, p. 101–103, 2014.

ZHANG, L.; KANNENGIESSER, T. HAZ softening in Nb-, Ti- and Ti + V-bearing quenched and tempered steel welds. Weld World, v. 60, p. 177–184, 2016. https://doi.org/10.1007/s40194-016-0299-7.

ZHAO, H.; WYNNE, B. P.; PALMIERE, E. J. A phase quantification method based on EBSD data for a continuously cooled microalloyed steel. Materials Characterization, v. 123, p. 339-348, 2017. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.11.024.

ZHU, C. et al. Study on arc characteristics and their influences on weld bead geometry in narrow gap GMAW of 5083 Al-alloy. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 90, p. 2513–2525, 2017. https://doi.org/10.1007/s00170-016-9563-7.