

CRISTIANA MARIA MARÇAL FREIRE

A influência de reparo em junta soldada pelo processo GTAW em aços
inoxidáveis duplex UNS S31803

SÃO PAULO

2023

CRISTIANA MARIA MARÇAL FREIRE

A influência de reparo em junta soldada pelo processo GTAW em aços
inoxidáveis duplex UNS S31803

Versão Corrigida

Dissertação apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de São Paulo
para obtenção de título de Mestre em
Ciências.

Área de Concentração:
Engenharia Naval e Oceânica

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

SÃO PAULO

2023

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 08 de janeiro de 2024

Assinatura do autor:



Assinatura do orientador: _____



Catálogo-na-publicação

Freire, Cristiana Maria Marçal

A influência de reparo em junta soldada pelo processo GTAW em aços inoxidáveis duplex UNS S31803 / C. M. M. Freire -- versão corr. -- São Paulo, 2023.

142 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica.

1.Soldagem 2.Duplex 3.UNS S31803 4.GTAW 5.Reparo I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica II.t.

*“Ninguém ignora tudo. Ninguém sabe tudo. Todos nós sabemos alguma coisa.
Todos nós ignoramos alguma coisa. Por isso, aprendemos sempre.”*

Paulo Freire

Aos meus pais e maiores exemplos, Marilene e Adailson.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente à Deus que faz por mim e pela minha família aquilo que está além do que eu possa ver, sendo assim o meu guia em todos os momentos dessa jornada.

Agradeço ao meu orientador, Professor Doutor Sérgio Duarte Brandi pela paciência, com a minha falta de paciência e teimosia, em todo o trajeto trilhado para alcançar essa conquista. Foram muitos os aprendizados, não teria mais como agradecer, nem como retribuir.

Agradeço a minha família, meus pais e minha irmã, Mariana, pela compreensão e apoio durante toda esta longa ausência. Foi, especialmente com o apoio da minha irmã, a preocupação com a atenção aos meus pais, infinitamente mais leve.

Quero agradecer, também, ao Professor Doutor Francisco Ilo Bezerra Cardoso, pela persistência em me manter focada e pelas boas discussões práticas. Já são anos dessa parceria e cumplicidade.

Gostaria de agradecer aos meus tios Josélia e Sebastião pela guarida em São Paulo enquanto cursava as disciplinas e trabalhava. O peso dos estudos sempre era aliviado nas minhas visitas semanais, muito pelo jantar pernambucano, sempre farto de macaxeira, cuscuz, batata-doce, carne de charque e cartola que me faziam sentir em casa e refeita. Faço, aqui, um agradecimento especial à minha prima, Ana Tereza, pela moradia enquanto me organizava para minha mudança definitiva, porém passageira, para São Paulo.

Quero fazer um agradecimento especial aos companheiros dessa jornada, aqui, do Grupo de Pesquisa em Soldagem e Junção, todos eles, em especial Thiago Ferreira, Rodolfo Cantieri, Nicollas Arruda e Nilo Nogueira. Esse grupo é digno da inconfiável confiança no trabalho em equipe. Valeu rapazes!

Agradecer, também, aos mais antigos Jaime Casanova, Dario Magno, Rubelmar Neto, Evandro Pauli, Cleber Ferreira, Jeferson Carvalho, Antônio Alves e Gustavo Suto pelos aprendizados e convivência.

Gostaria de agradecer a GMW® Welding, na figura de seu sócio fundador, Adilson Moreno, pelo fornecimento das varetas do eletrodo consumível usado neste trabalho. A GMW é um dos grandes suportes do Grupo de Pesquisa em Soldagem e Junção da Escola Politécnica da USP.

Gostaria de agradecer, também, a Praxair-White Martins®, na figura de seu ex-funcionário Marcos Lobato pelo fornecimento dos gases utilizados neste trabalho.

Por fim, nada pôde ser como antes! No meio deste trabalho o mundo foi assolado por uma pandemia que além de ceifar milhões de vidas em todo o mundo, me ensinou na prática o significado de isolamento social, quarentena e capacidade de adaptação.

Entendi, logo, que as mudanças impostas necessárias a este trabalho não seriam ações para a contenção da minha caminhada acadêmica, outrossim aprendi rapidamente a lidar com o meu novo coletivo, que independia de onde eu estivesse, mas que dependia sim, da compreensão das nossas novas realidades domésticas, minha e dos companheiros dessa jornada e novamente, valeu rapazes! Foram ótimas nossas conversas remotas.

RESUMO

FREIRE, C. M. M. **A influência de reparo em junta soldada pelo processo GTAW em aços inoxidáveis duplex UNS S31803**. 2023. Dissertação (Mestrado) em Engenharia Naval – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2023.

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a influência de um reparo em uma junta soldada no balanceamento de fases, na microestrutura e na resistência à corrosão por *pites* de juntas de aços inoxidáveis duplex (UNS S31803), soldadas com múltiplos passes pelo processo GTAW manual. A fabricação e a montagem de equipamentos para aplicações especiais, caso característico dos aços inoxidáveis duplex, não é uma rotina, e o aprimoramento na soldagem destes aços, sempre se faz necessária. É notável que a principal tendência de evolução nas metodologias de projeto tem sido a integração entre projeto do produto e a engenharia da produção, que conduz ao estudo da soldagem e da metalurgia da soldagem, a um patamar de grande importância. Diante disso, a maior motivação deste projeto está na ideia da disseminação de informações sobre as boas práticas de engenharia de processo de soldagem GTAW para este material. A proposta aqui apresentada coaduna com as ações que visam contribuir para o conhecimento de construção e/ou montagem de materiais especiais, bem como de identificar as condições que permitam aperfeiçoar a realidade produtiva, aqui representada pela condição do reparo em uma junta soldada. Os trechos da junta, nas condições de com e sem reparo, foram caracterizados por metalografia, microscopia ótica e MEV. A análise quantitativa foi realizada por metalografia quantitativa utilizando-se da técnica de análise de imagens. Os parâmetros de soldagem e os ciclos térmicos experimentais foram adquiridos para cada uma das condições por um sistema de aquisição de dados instantâneos. Além disso, foram avaliadas as propriedades mecânicas de dureza, com o uso de técnica de mapeamento de microdureza, e de resistência a corrosão por *pites* para cada uma das condições da junta soldada. Os resultados revelaram a contribuição da taxa de resfriamento e do reaquecimento na fração volumétrica de ferrita no metal de solda e na zona afetada pelo calor. O teor de ferrita mostrou-se dentro dos limites aceitáveis para ambas as condições avaliadas. A dureza da ZAC após a soldagem não excedeu a dureza máxima permitida para o metal de base e a dureza do metal de solda não excedeu o limite máximo de dureza da respectiva liga utilizada como consumível de soldagem (ER 2209). A resistência a corrosão por *pites* do trecho da junta na condição com reparo foi afetada, apresentando perda de massa acima de 4,0 g/m² a 20° C e ampliação de 20 vezes, por *pites*.

Palavras-chave: Soldagem. Duplex. UNS S31803. GTAW. Reparo.

ABSTRACT

FREIRE, C. M. M. **The influence of weld joint repair by the GTAW process on duplex stainless steel UNS S31803**. 2021. Dissertation (Masters) in Naval Engineering – Polytechnic School, University of São Paulo, São Paulo, 2023.

The present work aims to evaluate the influence of a repair on a welded joint on the phase balance, microstructure, and resistance to pitting corrosion of duplex stainless-steel joints (UNS S31803), welded with multiple passes using the manual GTAW process. The manufacture and assembly of equipment for special applications, specifically duplex stainless steel, is not routine, and improvement in the handling of these steels is always necessary. It is notable that the main trend of evolution in design methodologies has been the integration between product design and production engineering, which takes the study of welding and welding metallurgy to a level of great importance. Therefore, the biggest motivation for this project is the idea of disseminating information about good engineering practices for the GTAW welding process for this material. The proposal here is consistent with the actions that aim to contribute to the knowledge of construction and/or assembly of special materials, as well as identifying the conditions that allow improving the productive reality, represented here by the repair condition in a welded joint. The sections of the joint, in conditions with and without repair, were characterized by metallography, optical microscopy and SEM. Quantitative analysis was carried out by quantitative metallography using the image analysis technique. The welding parameters and experimental thermal cycles were acquired for each of the conditions from an instantaneous data acquisition system. Furthermore, the mechanical properties of hardness were evaluated, using a microhardness mapping technique, and resistance to pitting corrosion for each of the welded joint conditions. The results revealed the contribution of cooling and reheating rates to the volume fraction of ferrite in the weld metal and heat-affected zone. The ferrite theory proved to be within acceptable limits for both conditions evaluated. The hardness of the HAZ after welding does not exceed the maximum hardness permitted for the base metal and the hardness of the weld metal does not exceed the maximum hardness limit of the respective alloy used as welding consumable (ER 2209). The resistance to pitting corrosion of the joint section in the condition with repair was affected, showing a mass loss above 4.0 g/m² at 20° C and an increase of 20 (twenty) times, by pitting.

Keywords: Welding. Duplex. UNS S31803. GTAW. Repair.

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 - Esquema de uma microestrutura duplex segundo a definição de Hornbogen, <i>adaptado</i> de [5].	4
Figura 3.2 - Repartição térmica em uma junta soldada, <i>adaptado</i> de [33].	15
Figura 3.3 - Esquema de uma curva típica de um ciclo térmico de soldagem [33].	15
Figura 3.4 - Ábaco para tempo de resfriamento entre 1200 °C e 800 °C para aços duplex em função da espessura da chapa e da energia de soldagem. Honeycombe e Gooch (1985) <i>apud</i> [21].	17
Figura 3.5 - Diagrama esquemático das mudanças microestruturais na ZAC, <i>adaptado</i> de [35].	18
Figura 3.6 - Esquema dos ciclos térmicos de soldagem multipasse na ZAC, próximo ao passe de raiz (ponto A), <i>adaptado</i> de [33].	23
Figura 3.7 - Esquema dos ciclos térmicos de soldagem multipasse na ZAC, próximo ao último passe (ponto B), <i>adaptado</i> de [33].	24
Figura 3.8 - Limite de escoamento x Ferrita (%) para o aço UNS S31803. Eckenrod e Pinnow (1984) <i>apud</i> [16].	27
Figura 3.9 - Limite de resistência x Ferrita (%) para o aço UNS S31803. Eckenrod e Pinnow (1984) <i>apud</i> [16].	27
Figura 3.10 - Dureza x Ferrita (%) para o aço UNS S31803. Eckenrod e Pinnow (1984) <i>apud</i> [16].	27
Figura 3.11 - Alongamento (%) x Ferrita (%) para o aço UNS S31803. Eckenrod e Pinnow (1984) <i>apud</i> [16].	27
Figura 3.12 - Energia absorvida x Ferrita (%) para o aço UNS S31803. Eckenrod e Pinnow (1984) <i>apud</i> [16].	28
Figura 3.13 - Variação da tenacidade ao impacto do metal de solda por processos, <i>adaptado</i> de [42].	30
Figura 3.14 - Efeito do processo de soldagem e da composição do metal de adição na resistência ao impacto do metal de solda de uma liga 2205, <i>adaptado</i> de Larson e Lundqvist (1987) <i>apud</i> [7].	32
Figura 3.15 - Fatores que influenciam a corrosão em soldas [15].	34
Figura 3.16 - Influência da energia de soldagem na corrosão de aços do tipo UNS S31803, <i>adaptado</i> de Gooch (1991) <i>apud</i> [38].	35

Figura 3.17 - Influência do balanço ferrita/ austenita na resistência à corrosão por <i>pites</i> pelo processo GTAW de soldas de aço inoxidável duplex. Gooch (1991) <i>apud</i> [38].	36
Figura 3.18 - Gráfico dos dados de temperatura crítica de <i>pite</i> (CPT) em cloreto férrico para vários tipos de duplex e superduplex: metal de base x metal de solda [42]......	39
Figura 3.19 - Gráfico de temperatura crítica de <i>pite</i> (CPT) determinada em +300 mV SCE para soldagens com diferentes teores de oxigênio no gás de purga para os aços S31803 e UNS N08904 (AISI 309L) em solução de NaCl a 3%. Odegard (1991) <i>apud</i> [42].	41
Figura 3.20 - Gráfico de temperatura crítica de <i>pite</i> (CPT) determinada para soldagens com diferentes métodos de limpeza pós-soldagem dos aços S31803 e N08904 em solução de NaCl a 3% em +300 mV SCE. Odegard (1991) e Francis (1997) <i>apud</i> [42].	42
Figura 3.21 - Divisão didática do conceito de soldabilidade, <i>adaptado</i> de [46].	43
Figura 3.22 - Gráfico de correspondência entre os padrões secundários do FN do <i>International Institute of Welding</i> (IIW) e a porcentagem de ferrita na microestrutura. Foerster Imagem <i>apud</i> [5].	51
Figura 3.23 - Diagrama WRC-1992 com a área aproximada indicada das composições dos aços inoxidáveis duplex convencionais [7].	52
Figura 3.24 - Gráfico da susceptibilidade a trincas de solidificação de aços inoxidáveis, <i>adaptado</i> de [7].	53
Figura 3.25 - Efeito da exposição de 475°C na tenacidade da liga 2205: (a) metal de base; (b) ZAC [7].	55
Figura 3.26 - Dados de projeto necessários para a indicação à aplicação em meios corrosivos, <i>adaptado</i> de [56].	61
Figura 3.27 - Distribuição de materiais de vasos de pressão de alta liga utilizados na indústria petroquímica, <i>adaptado</i> de [58].	65
Figura 3.28 - Tubo flexível com aço inoxidável duplex na parte mais interna, <i>adaptado</i> de [12].	68
Figura 3.29 - Compartimento de carga em 2205 de um módulo de um navio-tanque, <i>adaptado</i> de [12].	72
Figura 4.1 - Configuração da ponta do eletrodo não consumível. Os valores de A e M são 45° e 0,4 mm, respectivamente.	75

Figura 4.2 - Dimensional e configuração de travamento das Chapas-teste. Medidas em milímetros.....	76
Figura 4.3 - Configuração de chanfro. Medidas em milímetros.....	77
Figura 4.4 - Disposição dos termopares nas chapas-teste.	78
Figura 4.5 - Posição do reparo da solda.	80
Figura 4.6 - Disposição do método de mapeamento de microdureza.	86
Figura 5.1 - Esquema da junta sem reparo na solda.....	89
Figura 5.2 - Macrografia da junta soldada na seção sem reparo de solda.	90
Figura 5.3 - Macrografia da junta soldada na seção com reparo de solda.....	90
Figura 5.4 - Micrografia do MB na direção de laminação (DL). Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 500x.	92
Figura 5.5 - Micrografia do MB na direção transversal à DL. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 500x.	92
Figura 5.6 - Microestrutura das três direções do material de base. Ataque eletrolítico com ácido oxálico. Aumento: 100X.	93
Figura 5.7 - Microestrutura de uma região da linha de fusão do passe de raiz sem reparo de solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.	95
Figura 5.8 - Microestrutura de uma região da linha de fusão do passe de raiz com reparo de solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.	95
Figura 5.9 - Microestrutura de uma região do passe de enchimento sem reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.	97
Figura 5.10 - Microestrutura de uma região do passe de enchimento com reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.	97
Figura 5.11 -Microestrutura de uma região do 2º passe de acabamento sem reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	98
Figura 5.12 - Microestrutura de uma região do 2º passe de acabamento com reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em	

matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	99
Figura 5.13 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de raiz sem reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	100
Figura 5.14 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de raiz sem reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	100
Figura 5.15 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de raiz com reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	101
Figura 5.16 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de raiz com reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	101
Figura 5.17 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de enchimento sem reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	103
Figura 5.18 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de enchimento sem reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	103
Figura 5.19 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de enchimento com reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	104
Figura 5.20 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de enchimento com reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	104

Figura 5.21 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe 3 (de acabamento) sem reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	105
Figura 5.22 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe 4 (de acabamento) sem reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	106
Figura 5.23 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe 3 (de acabamento) com reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	107
Figura 5.24 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe 4 (de acabamento) com reparo da solda apresentando a austenita de <i>Widmanstätten</i> e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.....	107
Figura 5.25 - Fração volumétrica da ferrita para as diferentes regiões do metal de solda.....	113
Figura 5.26 - Microestruturas obtidas pelo MEV para a soldagem sem reparo, tanto na zona fundida como na zona afetada pelo calor. Notar que existem regiões escuras que podem ser indicativos de fases secundárias.....	117
Figura 5.27 - Microestruturas obtidas pelo MEV para a soldagem com reparo, tanto na zona fundida como na zona afetada pelo calor. Notar que existem regiões escuras que podem ser indicativos de fases secundárias.....	118
Figura 5.28 - Resultado do ensaio segundo a norma ASTM A923-Prática A para a junta sem reparo na solda.....	119
Figura 5.29 - Resultado do ensaio segundo a norma ASTM A923-Prática A para a junta com reparo na solda.....	120
Figura 5.30 - Comparação entre o resultado do ensaio segundo a ASTM A923-Prática A (a e b) e as micrografias obtidas pelo MEV (c e d) na zona fundida da junta com reparo na solda.	121
Figura 5.31 - Comparação entre o resultado do ensaio segundo a ASTM A923 - Prática A (a e b) e as micrografias obtidas pelo MEV (c, d e e) em um mesmo campo, porém	

com técnicas diferentes e em e uma outra região da ZAC da junta com reparo na solda.....	122
Figura 5.32 - Comparação entre o resultado do ensaio segundo a ASTM A923 - Prática A (fotos coloridas) e as micrografias obtidas pelo MEV (fotos cinza), tanto no MS (a e c) como na ZAC (b) da junta com reparo na solda.....	123
Figura 5.33 - Resultado do ensaio de corrosão por <i>pites</i> segundo a G48 mostrando que não ocorreram <i>pites</i> nas superfícies do corpo de prova da junta sem reparo. .	125
Figura 5.34 - Resultado do ensaio de corrosão por <i>pites</i> segundo a G48 mostrando que ocorreram <i>pites</i> nas superfícies do corpo de prova da junta com reparo.	125
Figura 5.35 - Mapeamento de microdureza do trecho sem reparo da solda.	126
Figura 5.36 - Mapeamento de microdureza do trecho com reparo da solda.	126

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Lista de alguns aços inoxidáveis duplex e suas composições químicas, adaptado de [12].	6
Tabela 3.2 - Eficiência de transmissão de calor de processos de soldagem, adaptado de [28].	12
Tabela 3.3 - Propriedades mecânicas de metais de adição de aços inoxidáveis duplex segundo as normas da AWS.	26
Tabela 3.4 - Limites de dureza Rockwell da MR0175 e seus equivalentes de dureza Vickers [42].	33
Tabela 3.5 - Tabela de comparação entre processos de soldagem para aços inoxidáveis, adaptado da AWS C5.5.	45
Tabela 3.6 - Algumas fases observadas na soldagem de aços inoxidáveis duplex, adaptado de [37].	49
Tabela 3.7 - Fatores a serem considerados na seleção de aços resistentes à corrosão, adaptado de [57].	62
Tabela 3.8 - Aplicações do 22%Cr, adaptado de [58].	64
Tabela 3.9 - Principais linhas de fluxo em aço inoxidável duplex, adaptado de [58].	69
Tabela 4.1 - Composição química (% em peso) do metal de base.	73
Tabela 4.2 - Composição química (% em peso) do metal de adição.	74
Tabela 4.3 - Consumíveis de soldagem.	75
Tabela 4.4 - Tabela dos ensaios executados na chapa-teste de qualificação.	79
Tabela 4.5 - Parâmetros de soldagem validados após ensaios de chapa teste de qualificação.	79
Tabela 4.6 - Tabela de ensaios executados na chapa-teste das condições de soldagem.	81
Tabela 4.7 - Características e condições dos ataques metalográficos.	82
Tabela 4.8 - Resumo das condições para o ensaio de metalografia quantitativa.	83
Tabela 5.1 - Fração volumétrica de ferrita do metal de base como recebido.	108
Tabela 5.2 - Quantificação de fases do passe de raiz sem reparo da solda.	109
Tabela 5.3 - Quantificação de fases do passe de enchimento sem reparo da solda.	110
Tabela 5.4 - Quantificação de fases nos passes de acabamento sem reparo da solda.	110

Tabela 5.5 – Quantificação de fases no passe de raiz com reparo da solda.	111
Tabela 5.6 - Quantificação de fases do passe de enchimento com reparo da solda.	112
Tabela 5.7 - Quantificação de fases dos passes de acabamento com reparo da solda.	112
Tabela 5.8 - Quantificação de fases da ZAC sem reparo da solda.	115
Tabela 5.9 - Quantificação de fases na ZAC com reparo da solda.	115
Tabela 5.10 - Resultados do ensaio de corrosão por <i>pites</i> segundo a ASTM G48.	124

LISTA DE SIGLAS E ABREVIACOES

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CST	Corrosão sob tensão
CST CI	Corrosão sob tensão em soluço de cloreto
FN	<i>Ferrite number</i>
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
MS	<i>Metal de solda</i>
PRE _N	<i>Pit resistance equivalente number</i>
PRE _w	<i>Pit resistance equivalent number com tungstênio</i>
TCP	Temperatura crítica de <i>pite</i>
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZAC-AT	Zona afetada pelo calor de alta temperatura
ZAC-BT	Zona afetada pelo calor de baixa temperatura

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	OBJETIVOS.....	3
2.1	Objetivo geral	3
2.2	Objetivos específicos.....	3
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
3.1	Os aços inoxidáveis duplex	4
3.2	Soldagem dos aços inoxidáveis duplex.....	7
3.2.1	Aspectos gerais.....	8
3.2.2	Processos de soldagem	8
3.2.3	Metal de adição	9
3.2.4	Gases de proteção	9
3.2.5	Temperatura de interpasse	10
3.3	Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis duplex.....	10
3.3.1	O conceito da metalurgia da soldagem	11
3.3.2	Energia de soldagem.....	11
3.3.3	História térmica	14
3.3.3.1	Repartição térmica na soldagem	14
3.3.3.2	Ciclo térmico na soldagem.....	15
3.3.4	Microestrutura típica de uma junta soldada.....	17
3.3.4.1	Zona afetada pelo calor de alta temperatura (ZAC-AT).....	19
3.3.4.2	Zona afetada pelo calor de baixa temperatura (ZAC-BT)	20
3.3.4.3	Metal de Solda.....	20
3.3.5	Fatores que controlam o balanço austenita/ferrita	21
3.3.5.1	Modificação da composição química do metal de solda	21
3.3.5.2	Reaquecimento.....	22
3.3.6	Soldagem multipasse	22

3.3.7	Propriedades mecânicas do metal de solda.....	25
3.3.7.1	Comportamento em tração	25
3.3.7.2	Comportamento à fratura.....	28
3.3.7.3	Dureza	32
3.3.8	Corrosão em juntas soldadas.....	33
3.3.9	Fatores que influenciam a corrosão em soldas	33
3.3.10	Comportamento da resistência à corrosão em soldas duplex	34
3.3.11	A energia de soldagem.....	35
3.3.11.1	Elementos de liga	35
3.3.11.2	O balanço ferrita/austenita.....	36
3.3.11.3	Efeitos da soldagem na resistência à corrosão	37
3.3.12	Propriedade de resistência à corrosão do metal de solda.....	39
3.3.12.1	Corrosão por <i>pites</i>	39
3.4	A soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex.....	42
3.4.1	O conceito de soldabilidade	42
3.4.2	A soldabilidade operacional dos aços inoxidáveis duplex	44
3.4.2.1	Particularidades do processo GTAW	44
3.4.2.2	Habilidade do soldador/operador	46
3.4.2.3	Característica do material	46
3.4.3	A soldabilidade metalúrgica dos aços inoxidáveis duplex	47
3.4.4	Precipitação de fase no duplex	48
3.4.4.1	Previsão e medição de ferrita	50
3.4.4.2	Problemas de soldabilidade metalúrgica	52
3.4.4.2.1	Trincas a frio ou de solidificação.....	53
3.4.4.2.2	Trincas a frio induzidas por hidrogênio	54
3.4.4.2.3	Fragilizações em temperaturas intermediárias	54
3.4.5	Soldabilidade em serviço dos aços inoxidáveis duplex	57

3.4.5.1	Trincas em tubos com costura.....	57
3.4.5.2	Trincas em tubos trabalhados a frio.....	58
3.4.5.3	Trincas em tubulação de produção <i>offshore</i>	58
3.4.5.4	A falha do <i>Gyda</i>	59
3.4.5.5	Fadiga em tubulações.....	60
3.5	Aplicações do duplex na indústria naval e <i>offshore</i>	61
3.5.1	Considerações sobre uma escolha adequada	61
3.5.2	Aplicações.....	63
3.5.2.1	Química e petroquímica.....	64
3.5.2.2	Óleo e gás	65
3.5.2.2.1	Perfuração de poços	66
3.5.2.2.2	Linhas de fluxo	67
3.5.2.2.3	Manuseio de cloreto e H ₂ S	70
3.5.2.2.4	Outras tubulações, embarcações e equipamentos	70
3.5.2.2.5	Fixação com parafusos.....	71
3.5.2.3	Transporte marítimo.....	71
4	MATERIAIS E MÉTODOS	73
4.1	Materiais.....	73
4.2	Metodologia Experimental	76
4.2.1	Soldagem	76
4.2.1.1	Aquisição instantânea dos parâmetros de soldagem.....	77
4.2.1.2	Aquisição de ciclos térmicos instantâneos.....	77
4.2.2	Chapa-teste de qualificação	78
4.2.3	Chapa-teste das condições de soldagem.....	80
4.2.4	Caracterização microestrutural.....	81
4.2.4.1	Microscopia óptica	81
4.2.4.2	Metalografia quantitativa.....	83
4.2.4.3	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	84

4.2.5	Propriedades mecânicas	85
4.2.5.1	Ensaio de dureza – mapeamento de microdureza	85
4.2.5.2	Ensaio de Resistência à Corrosão por pites	86
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	89
5.1	Caracterização microestrutural das juntas com e sem reparo.....	89
5.1.1	Macroestrutura da junta soldada com e sem reparo de solda.....	89
5.1.2	Caracterização microestrutural do material como recebido.....	91
5.1.3	Caracterização microestrutural do material como soldado.....	93
5.1.3.1	Metal de solda.....	93
5.1.3.2	Região do passe de raiz no metal de solda	94
5.1.3.3	Região do passe de enchimento no metal de solda	96
5.1.3.4	Região dos passes de acabamento no metal de solda.....	97
5.1.4	Zona Afetada pelo Calor (ZAC)	99
5.1.4.1	Região do passe de raiz	99
5.1.4.2	Região do passe de enchimento.....	102
5.1.4.3	Região dos passes de acabamento.....	105
5.2	Quantificação de fases do material como recebido	108
5.3	Quantificação de fases do material como soldado	108
5.3.1	Metal de solda	109
5.3.1.1	Regiões do metal de solda - Sem reparo.....	109
5.3.1.2	Região do passe de raiz – com reparo	111
5.3.2	Zona Afetada pelo Calor (ZAC)	114
5.4	Análise de fases secundárias no material como soldado	116
5.5	Ensaio de corrosão da junta soldada.....	124
5.5.1	Ensaio de corrosão por <i>pites</i>	124
5.6	Mapeamento de dureza do material como soldado.....	125
6	CONCLUSÕES.....	128

7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	130
8	APÊNDICE.....	135
8.1	Parâmetros de soldagem instantâneos	135
9	ANEXOS.....	139

1 INTRODUÇÃO

O desenvolvimento e a utilização de aços inoxidáveis duplex resistentes à corrosão tiveram início na década de 1960, com a descoberta dos efeitos benéficos das adições de nitrogênio, permitindo a redução de níquel e, conseqüentemente, uma redução do custo deste aço, e incentivando a sua produção industrial. Por volta de 1970, os aços inoxidáveis duplex ganharam ampla aceitação na indústria química, principalmente devido ao seu desenvolvimento, em conjunto, com procedimentos de soldagem adequados [1]. Com isso, os aços inoxidáveis duplex passaram a desempenhar um papel importante no atendimento às exigências do mercado.

Os aços inoxidáveis duplex têm resistência à corrosão melhor ou igual em comparação aos aços inoxidáveis austeníticos, com adições de Cr e Mo similares. Porém, possuem um limite de escoamento duas ou mais vezes superior, resultando em redução significativa da espessura de parede de vasos e trocadores de calor, por exemplo, com redução de peso e, conseqüentemente, economia de fabricação. Sendo este um exemplo típico do benefício do uso de duplex em equipamentos de processo empregados em plataformas semissubmersíveis utilizadas na exploração de petróleo em águas profundas [2, 3].

Assim, a maior motivação deste estudo está na ideia de que a disseminação de informações sobre as boas práticas de engenharia utilizando o processo GTAW na soldagem adequada para este material, que possui requisito de resistir a meios corrosivos. Que ele possa estimular a indústria local, a investir em tecnologias, além de esclarecer a usuários e a engenheiros projetistas a adotar especificações adequadas destes materiais.

Tal interesse é motivado tanto pelo desenvolvimento científico e tecnológico, quanto pela necessidade de redução de custos de projetos industriais. A fabricação e a montagem de equipamentos para aplicações especiais, caso característico dos aços inoxidáveis duplex, não é uma rotina e o aprimoramento na soldagem destes aços, se apresenta como uma lacuna. Tal fato pode ser apontado como um complicador para o atendimento das demandas nacionais.

Hilkes [5], ainda no final dos anos 80, registra que a combinação das duas fases em uma única estrutura resulta em altos limites de escoamento à tração, bem como

uma excelente resistência à corrosão sob tensão e por *pites*, na presença de cloretos, se comparado aos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e AISI 316L.

Os aços inoxidáveis duplex oferecem um interessante comportamento de resistência à corrosão, não apenas em soluções contendo cloreto, mas também em diversos outros meios de processos, o que é de grande importância para a indústria química e petroquímica, além da naval e *offshore* [1].

É notável que a principal tendência de evolução nas metodologias de projeto tem sido a integração entre projeto do produto e a engenharia da produção, que conduz ao estudo da soldagem e das transformações de fases a um patamar de grande importância, para o aumento da eficiência de qualquer processo produtivo [4].

Portanto, a proposta aqui apresentada coaduna com as ações que visam contribuir para o conhecimento e aprimoramento das tecnologias de construção e/ou montagem de materiais especiais, bem como da identificação de condições que permitam aperfeiçoar a realidade produtiva, aqui representada pela condição do reparo em uma junta soldada, tanto durante a fabricação como em atividades de manutenção.

A metodologia adotada neste trabalho foi estruturada para a avaliação da evolução microestrutural de junta soldada com e sem reparo de solda pelo processo GTAW manual.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a influência de um reparo em uma junta soldada de aço inoxidável duplex (UNS S31803) no balanceamento das fases, na microestrutura, na resistência à corrosão por *pites* e na dureza.

2.2 Objetivos específicos

- Estudar a soldabilidade metalúrgica de uma junta soldada pelo processo GTAW manual com adição, por microscopia óptica e eletrônica de varredura em duas condições: sem reparo e com um reparo na raiz;
- Apresentar os resultados da evolução da microestrutura nas duas condições;
- Comparar a resistência à corrosão por *pites* segundo a ASTM G48 e a ASTM A923 nas duas condições;
- Avaliar a presença de locais com ataque preferencial na microestrutura por microscopia óptica e eletrônica de varredura;
- Comparar o mapeamento de dureza para as duas condições.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Os aços inoxidáveis duplex

A definição mais completa para uma microestrutura com duas fases, duplex, é a de Hornbogen (1984) *apud* [5], em que ele define como sendo aquela que é composta de um número aproximadamente igual de contornos de grão alfa/alfa e beta/beta, cuja a soma é similar ao número de interfaces alfa/beta. Além disso, a fração volumétrica de ambas as fases deve ser próxima de 50%. A Figura 3.1 demonstra, de forma esquemática, uma estrutura duplex [5].

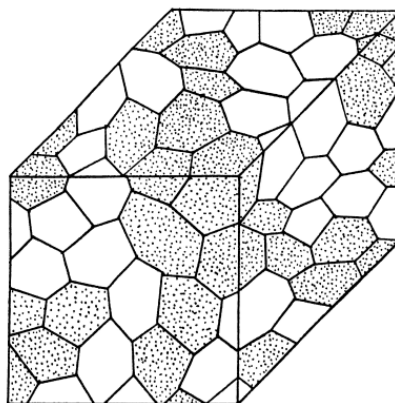


Figura 3.1 - Esquema de uma microestrutura duplex segundo a definição de Hornbogen, *adaptado* de [5].

Assim, os aços inoxidáveis do tipo ferrítico-austenítico, ou austeno-ferríticos, ou duplex, têm suas microestruturas contendo austenita e ferrita em frações volumétricas aproximadamente iguais, obtidas por composições balanceadas de ferro, cromo (18-27%), níquel (4-7%), molibdênio (1-4%) e, dentre outros elementos, em especial, o nitrogênio [2].

Essa microestrutura bifásica deve-se principalmente ao balanceamento dos elementos de liga, dos estabilizadores da austenita (C, Ni, N, Cu e Mn), dos estabilizadores da ferrita (Cr, Mo, W, Nb, Fe e Si) e do tratamento termomecânico que este material é submetido durante sua fabricação [6].

Os aços com adição de cromo têm resistência à corrosão e à oxidação aumentadas, desde que apresentem teores acima de 12% de Cr que são designados por aços inoxidáveis. Eles são classificados, primordialmente, com base em sua

microestrutura à temperatura ambiente [2], ou com base em sua composição química [7].

A classificação dos aços inoxidáveis, baseada em sua microestrutura, pode ser agrupada em cinco categorias: os martensíticos – ligas de ferro e cromo (entre 11% e 18%) e teor de carbono, em geral, acima de 0,1%. Os ferríticos – com teores de cromo mais elevados que os martensíticos, bem como menores teores de carbono; os austeníticos – ligas de ferro e cromo (entre 16% e 30%) e níquel (entre 8% e 35%) com teor de carbono inferior a 0,08%. Os ferríticos-austeníticos – de microestrutura balanceada em frações aproximadamente iguais de ferrita e austenita, teores de cromo entre 18% e 27%, de níquel entre 4% e 7%, de molibdênio entre 1% e 4%, além de outros elementos. Os endurecíveis por precipitação – de microestrutura martensítica com teores de cromo (entre 12% e 17%), de níquel (entre 4% e 8%), de molibdênio (entre 0% e 2%) e dos elementos como o alumínio, o cobre, o titânio e/ou o nióbio, que permitem o endurecimento do aço pela precipitação de fases intermetálicas [2].

Segundo sua composição química, os aços inoxidáveis duplex podem ser classificados nos seguintes subgrupos [8]: os aços inoxidáveis duplex de baixa liga (23%Cr – 4%Ni – 0,10%N) com menor teor de elemento de liga e não possui molibdênio; os aços inoxidáveis duplex de média liga (22%Cr – 5%Ni – 3%Mo – 0,17%N) que apresentam um maior teor de nitrogênio e com isso, uma maior resistência à corrosão por *pites* em ambientes agressivos; e os aços inoxidáveis duplex de alta liga (superduplex e hiperduplex) (25%Cr – 6,8%Ni – 3,7%Mo – 0,27%N) com ou sem adição de tungstênio ou cobre.

Os aços inoxidáveis duplex apresentam propriedades atrativas para diversas aplicações: têm elevada resistência mecânica (além de outras propriedades mecânicas interessantes, na faixa de temperaturas de aproximadamente -50 °C a 280 °C).¹ Ainda, apresentam boa tenacidade, resistência à corrosão em diversos meios e uma excelente resistência à corrosão sob tensão e à fadiga; juntamente com uma boa soldabilidade e a preços competitivos [2,3,7,9–11].

¹ No entanto, os aços inoxidáveis duplex são menos apropriados que os austeníticos em aplicações acima de 250 °C, devido a precipitação de fases que fragilizam a ferrita e abaixo de -50 °C, em virtude da ferrita ter tenacidade reduzida em baixas temperaturas, como menciona Lopes (2006) *apud* [24].

Os aços inoxidáveis duplex são frequentemente descritos como "novos aços inoxidáveis". Na realidade, os primeiros aços inoxidáveis duplex foram desenvolvidos na década de 1930. Porém a soldabilidade dos primeiros aços inoxidáveis duplex foi um fator limitante, sendo o seu uso difundido, apenas, mais recentemente, quando novos e melhores tipos foram desenvolvidos [3].

Com o contínuo desenvolvimento de novas ligas, é difícil obter uma visão prática de todos os tipos existentes de aços inoxidáveis duplex. Por exemplo, na ASTM A240 são listados 27 diferentes tipos de aços com estrutura duplex [12]. Uma maneira frequente e comercialmente aceita, é subdividir os tipos em quatro designações: *lean*, *standard*, *superduplex* e *hiperduplex*, conforme demonstrado na Tabela 3.1.

Nesta tabela estão os tipos mais comuns de aços inoxidáveis duplex utilizados e organizados de forma a facilitar a utilização das designações comerciais.

Tabela 3.1 - Lista de alguns aços inoxidáveis duplex e suas composições químicas, adaptado de [12].

Tipo	Liga	UNS N°	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%Cu	Outros
Lean	2101	S32101	21,5	1,5	0,3	0.20-0.25	0,3	5 Mn
	2202	S32202	22	2	0,3	0.14-0.20	-	
	2304	S32304	24	5	0,3	0.05-0.20	-	
Standard	329	S32900	25	5	1,5	-	-	1,7 Si
	2203	S32003	22	3,5	1,5	0,14-0,20	-	
	2205	S31803	22	5	3	0.08-0.20	-	
	255	S32550	25	5	3	0.10-0.25	2	
Superduplex	2507	S32750	25	7	0,28	0.24-0.32	-	
	Z100®	S32760	25	7	0,24	0.20-0.30	0,7	0,7 W
	52N+	S32520	25	7	0,25	0.20-0.35	1	
	2906	S32906	29	6	0,35	0,20-0.35	-	
Hiper duplex	2707	S32707	32	5,5-9,5	4-5	0,30-0.40	1	-
	3207	S33207	33	6-9	3-5	0,30-0,50	1	-

A classificação dos aços inoxidáveis duplex, muitas vezes, é realizada com base no PRE_N² em categorias assim distribuídas: o *lean* duplex ou duplex baixa liga, normalmente, com menor concentração de cromo, sem a adição de molibdênio e

² PRE_N (*Pit Resistance Equivalente Number*): parâmetro utilizado para medir a resistência à corrosão localizada por *pites* em aços inoxidáveis.

concentração menor de Ni, com PRE_N menor que 32. O duplex: com a adição de níquel e molibdênio e um PRE_N entre 32 e 40, o superduplex: com pelo menos 24% em peso de cromo e um PRE_N ou PRE_W^3 entre 40 e 45 e o hiperduplex com o PRE_N ou PRE_W superior a 45 [13–15].

O PRE_N permite comparar, de maneira genérica, a resistência à corrosão por *pites* com base na influência dos elementos de liga mais significativos que afetam diretamente esta resistência, como o cromo, o molibdênio, o nitrogênio e o tungstênio [13].

Liljas e Sjöholm [12], baseando-se em um levantamento de várias publicações especializadas, apresentaram uma lista das principais razões técnicas, ou uma combinação delas, para a escolha dos aços inoxidáveis duplex:

- custo da matéria prima (preço do aço);
- economia de peso (material mais leve devido às propriedades mecânicas mais elevadas);
- resistência à corrosão uniforme;
- resistência à corrosão por *pites*;
- resistência à corrosão sob tensão;
- resistência à corrosão intergranular;
- resistência à corrosão combinada com alta resistência mecânica;
- resistência à fadiga (resistência à corrosão sob fadiga);
- dureza / resistência ao desgaste;
- propriedades físicas, como a expansão térmica;
- comportamento superplástico.

Com base nas características apresentadas acima, existem vários motivos para se considerar o uso dos aços inoxidáveis duplex uma boa opção construtiva.

3.2 Soldagem dos aços inoxidáveis duplex

³ O teor de tungstênio é incluído no cálculo do PRE_N em algumas ligas duplex com 25%Cr, passando a ser indicado por PRE_W .

$$PRE_N = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N$$

e

$$PRE_W = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N$$

3.2.1 Aspectos gerais

Com variadas possibilidades de aplicações para os aços inoxidáveis duplex, criou-se uma demanda para a utilização de algum processo de soldagem como método de união ou de revestimento por soldagem e, por este motivo, a soldabilidade destes aços tornou-se objeto de vários estudos. Embora a soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex seja satisfatória, sua microestrutura bifásica é diretamente influenciada pelas condições impostas durante a soldagem [16].

Nos últimos anos, a soldagem dos aços inoxidáveis duplex tornou-se menos complexa; trazendo uma relativa facilidade quanto a conservação das características metalúrgicas do material, pois o controle da variação da temperatura, associada a energia de soldagem e ao escoamento da energia via calor no metal de base, são os grandes responsáveis por produzir não só uma solda de qualidade, mas um resultado que, em toda a sua extensão, se consiga manter as suas características metalúrgicas.

3.2.2 Processos de soldagem

Em relação à soldagem dos aços inoxidáveis duplex, é necessário ressaltar que todos os métodos de soldagem convencionais a arco podem ser utilizados [17].

Em relação à escolha do processo de soldagem para os aços inoxidáveis duplex, estes são selecionados muito em função da qualidade e do custo envolvidos. Portanto, são os processos a arco elétrico os mais empregados e a escolha é feita com base nas condições de soldagem (soldagem em campo ou não), dimensões das peças, tipo de junta, balanço entre fases requerido e qualidade [8,16,18].

Ainda em relação à escolha do processo de soldagem para este material, Juraga [17] recomenda utilizar um processo de soldagem com baixa intensidade de corrente, em detrimento ao processo de arame tubular (FCAW); pois isso resultaria em uma energia de soldagem menor aplicada à estrutura soldada.

A energia de soldagem está diretamente relacionada com a taxa de resfriamento do material. Uma vez que se tem baixa energia de soldagem aplicada ao material, possivelmente, a junta soldada terá maior teor de ferrita no metal de solda e na zona afetada pelo calor, devido a maior taxa de resfriamento. Logo, regiões com alto teor de ferrita podem tornar-se mais enfraquecidas em relação à resistência

mecânica e à corrosão [17]. Essa recomendação é reiterada na norma Petrobrás N133 [19] que não aceita a utilização da soldagem à arco elétrico por arame tubular (FCAW) na soldagem dos aços inoxidáveis duplex, independente da classe.

Em alguns casos, a aplicação final exige uma excepcional tenacidade à baixa temperatura, o que pode determinar um processo específico e, nestes casos, os processos com proteção gasosa são os mais adequados, pois produzem soldas com maior tenacidade, se comparados aos processos protegidos por escória [20].

Na soldagem de tubos, onde o acesso do eletrodo se dá apenas pela face externa dele, o processo de soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) é quase que exclusivamente empregado na execução do passe de raiz. Este processo produz um passe de raiz com alta qualidade que acaba por ditar o desempenho final de resistência à corrosão de toda a junta soldada. Além disso, o gás de proteção na raiz (purga) pode ser melhor controlado nesse processo [20].

3.2.3 Metal de adição

A escolha do metal de adição representa um fator de grande importância para as propriedades do metal de solda. Geralmente, o metal de adição apresenta teores de certos elementos de liga, como o níquel, superior ao do metal de base e, isto se deve, a necessidade de manutenção do balanço microestrutural [8,16,18].

Para facilitar a formação da austenita na zona fundida, e assim manter o balanceamento de fases, são geralmente utilizados metais de adição com teores de níquel entre 2,5 e 3,5% acima do valor do metal de base. Com o teor de níquel do metal de adição entre 9 e 10%, a fração volumétrica de austenita produzida na zona fundida é próxima dos 50%, mesmo com variações na velocidade de resfriamento [5,21]. Assim, na zona fundida de juntas soldadas com metal de adição, as frações volumétricas das fases são próximas a do metal de base, minimizando a precipitação de nitretos de cromo e melhorando o desempenho desta [5,21].

3.2.4 Gases de proteção

O principal gás utilizado para a proteção gasosa na soldagem dos aços inoxidáveis duplex é o argônio (Ar), podendo esse ser misturado com hélio (He) ou

nitrogênio (N_2) a depender do processo, da composição química do metal de base, do balanço de fases finais e dos custos envolvidos.

O Ar puro pode causar uma perda de N_2 na poça de fusão, o que altera a composição química da zona fundida, podendo gerar uma fração volumétrica maior de ferrita com grãos grosseiros no metal de solda, acarretando uma deterioração das propriedades mecânicas e de corrosão [11,21–23].

É importante ponderar que a adição de nitrogênio possibilita o aumento da velocidade de soldagem, devido a um aumento na energia fornecida pelo arco elétrico, através do aumento da tensão do arco e da entalpia de ionização [23].

Durante a soldagem, a proteção da raiz contra a oxidação é feita por um gás de purga e, geralmente, se utiliza as mesmas opções de gases ou mistura de gases utilizados como gás de proteção.

3.2.5 Temperatura de interpasse

Um controle cuidadoso da temperatura de interpasse e da energia de soldagem, é necessário, durante a soldagem, para corrigir o balanço de fases ($\alpha \rightarrow \gamma$) do metal de solda e da ZAC[11].

A temperatura de interpasse para aços inoxidáveis duplex deve ser de, no máximo, 150 °C, segundo a sugestão da norma da Petrobrás N133 [19].

Cabe, aqui, ressaltar que a taxa de resfriamento depende, entre outros fatores, da energia de soldagem, da temperatura de interpasse, da espessura do material e da geometria da junta soldada. Lembrando-se que uma taxa de resfriamento muito alta resulta em uma fração volumétrica de ferrita bem acima de 50%, produzindo a precipitação de nitreto de cromo, que resultará numa redução da resistência à corrosão [3] e de tenacidade, caso a temperatura interpasse esteja próxima da temperatura ambiente. Da mesma maneira, quanto maior a temperatura de interpasse, maior poderá ser a precipitação de fases intermetálicas, como a fase sigma (σ) [24].

3.3 Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis duplex

3.3.1 O conceito da metalurgia da soldagem

Uma característica muito importante dos materiais, e em particular dos metais, é sem dúvida a influência de sua microestrutura na definição de várias de suas principais propriedades [25].

“A metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis duplex deve ser estudada baseando-se nas transformações de fases que ocorrem na junta soldada (zona fundida e zona afetada pelo calor) e que afetam a fração volumétrica da austenita” [21].

Em outras palavras, a metalurgia da soldagem está ligada a área de materiais e processos cujo estudo visa o entendimento dos fenômenos físicos, químicos e metalúrgicos decorrentes dos processos de soldagem.

Os principais aspectos térmicos relacionados com os processos de soldagem, e de fundamental importância para a metalurgia da soldagem, compreendem a energia de soldagem e a história térmica.

3.3.2 Energia de soldagem

A energia de soldagem exerce forte influência na evolução microestrutural da zona afetada pelo calor dos aços inoxidáveis duplex. O balanço de fases típico desse material depende diretamente da energia de soldagem imposta, pois esta é quem dita a velocidade de resfriamento e, portanto, a fração volumétrica de austenita precipitada a partir da ferrita [26,27].

A energia de soldagem é definida como a energia via calor cedida à junta soldada por unidade de comprimento, dada pela Equação 1 [AWS D1.5]:

$$E = \eta \times \frac{P}{v} \quad (1)$$

Onde:

E = energia de soldagem [J/mm]

η = eficiência de transmissão de energia via calor do processo de soldagem

P = potência média do arco = $V \times I$ [W]

V = tensão média do arco [V]

I = corrente média de soldagem [A]

v = velocidade de soldagem [mm/s]

As perdas de energia via calor por radiação e por convecção para o meio ambiente nas soldagens à arco elétrico são representadas pelo fator de eficiência (η), que representa a razão entre a energia de soldagem transferida à peça (E_{sold}) e a energia produzida pelo arco (E_{arco}) [13], dada pela Equação 2 [AWS D1.5]:

$$\eta = \frac{E_{sold}}{E_{arco}} \quad (2)$$

Onde:

E_{sold} = energia de soldagem [J/mm]

E_{arco} = energia do arco [J/mm]

Os valores de eficiência da transmissão de energia via calor dos processos mais comuns de soldagem estão listados na Tabela 3.2. Esses valores são aproximados, por não considerarem parâmetros dos processos de soldagem como: geometria do chanfro da junta, vazão do gás de proteção e velocidade de alimentação do arame (para processos de soldagem com adição e alimentação contínua) [13].

Tabela 3.2 - Eficiência de transmissão de calor de processos de soldagem, adaptado de [28].

Processo de soldagem	Eficiência de transmissão de calor (η)	
	Intervalo	Valor médio
Arco submerso (aço)	0,91 – 0,99	0,95
Eletrodo revestido	0,66 – 0,85	0,80
GMAW (CO ₂ , aço)	0,75 – 0,93	0,85
GMAW (argônio, aço)	0,66 – 0,70	0,70
GTAW (argônio, aço)	0,25 – 0,75	0,40
GTAW (hélio, alumínio)	0,55 – 0,80	0,60
GTAW (argônio, alumínio)	0,22 – 0,46	0,40

O cálculo da eficiência de transmissão da energia via calor do processo de soldagem está diretamente relacionado à energia de soldagem que, por sua vez, depende da potência do arco elétrico. A potência elétrica do arco pode variar segundo o método de cálculo escolhido. Os métodos de cálculo para a potência elétrica de soldagem podem apresentar uma variação de até 30% de um método para outro, dependendo do tipo de processo e dos tipos de curvas de tensão e corrente. Esta variação percentual é mantida para os valores da eficiência de transmissão de energia via calor do processo, e por conseguinte, da energia de soldagem [29]. Os diferentes métodos para o cálculo da potência do arco são:

1. Potência média aritmética (P_{Arit}) - o cálculo utiliza o produto dos valores médios de tensão e corrente;
2. Potência média eficaz (P_{RMS}) - o cálculo utiliza o produto da média dos valores RMS do sinal de tensão e corrente de uma dada amostragem;
3. Potência instantânea média (P_{inst}) - o cálculo utiliza a média aritmética dos resultados do produto da tensão pela corrente feito pontualmente para uma determinada amostragem;
4. Potência instantânea RMS (P_{instRMS}) - o cálculo utiliza o valor RMS do produto de todos os valores instantâneos de tensão e corrente para uma determinada amostragem [13].

Estes quatro métodos de cálculo de potência foram avaliados no estudo desenvolvido por Nascimento e Batista [30], utilizando diferentes tipos de transferência metálica, que obteve como resultado, o método da Potência Instantânea Média (P_{inst}), como o mais apropriado, e é este o método utilizado neste trabalho.

Uma energia de soldagem elevada aporta um excesso de energia via calor à junta, resultando em uma baixa velocidade de resfriamento, condição que favorece a precipitação da austenita e, portanto, o equilíbrio microestrutural, tão importante para as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão [31]. Se a velocidade de resfriamento for muito baixa pode promover a precipitação de fase sigma, dependendo do tipo de aço inoxidável duplex [5-34].

No caso de uma energia de soldagem baixa, a quantidade de energia fornecida à junta é reduzida, resultando em uma alta velocidade de resfriamento, condição que dificulta a precipitação da austenita no resfriamento. Consequentemente, uma fração

elevada de ferrita poderá se formar o que, por sua vez, resultará em excesso de nitretos de cromo precipitados no interior da ferrita [5-35].

Para aços inoxidáveis duplex *lean* e *standard*, recomenda-se energia de soldagem entre 0,5 kJ/mm e 2,0 kJ/mm a depender da espessura do metal de base e da geometria da junta [20].

Vale ressaltar que a energia de soldagem está ligada diretamente ao processo de soldagem que será utilizado e, portanto, a escolha correta do processo, bem como dos parâmetros que serão utilizados tornam-se fatores de grande importância.

3.3.3 História térmica

A história térmica de uma junta soldada é composta pelos ciclos térmicos e a repartição térmica. O ciclo térmico representa a variação da temperatura com o tempo para um dado ponto da junta soldada. Já a repartição térmica é a variação da temperatura máxima dos ciclos térmicos em função da distância da linha de fusão [24].

3.3.3.1 Repartição térmica na soldagem

É a repartição térmica quem determina a extensão da zona afetada pelo calor (ZAC). A repartição térmica determina as temperaturas máximas nas diversas regiões da zona afetada pelo calor, além de determinar a extensão da ZAC, enquanto os ciclos térmicos de soldagem estão associados às temperaturas máximas atingida em um dado ponto e, conseqüentemente, às taxas de resfriamento [28].

A Figura 3.2 apresenta esquematicamente a repartição térmica de uma junta soldada.

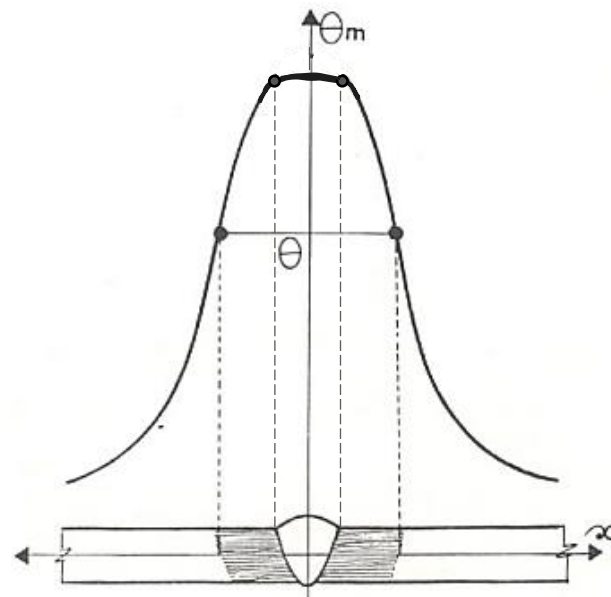


Figura 3.2 - Repartição térmica em uma junta soldada, adaptado de [33].

3.3.3.2 Ciclo térmico na soldagem

O ciclo térmico está relacionado com a microestrutura nas diferentes regiões da junta soldada e apresenta 3 fases distintas: aquecimento inicial do material, a temperatura máxima atingida e o resfriamento gradual até a temperatura ambiente, como pode-se observar esquematicamente na Figura 3.3 [33].

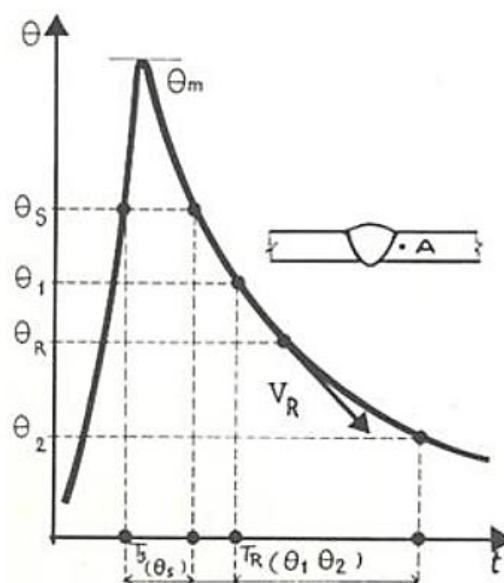


Figura 3.3 - Esquema de uma curva típica de um ciclo térmico de soldagem [33].

O ciclo térmico de soldagem permite observar:

θ_m - temperatura máxima atingida.

T_s - tempo de permanência acima de uma determinada temperatura.

V_R - velocidade de resfriamento à temperatura θ_r .

T_R - tempo de resfriamento entre as temperaturas θ_1 e θ_2 .

θ_r - temperatura crítica.

O tempo de permanência acima da temperatura crítica (θ_r) pode ser um parâmetro importante para materiais em que a dissolução de precipitados e/ou o crescimento de grãos possa ocorrer [34]. O crescimento de grão pode aparecer nos aços duplex *lean* e nos aços duplex, conforme a classificação apresentada anteriormente.

O crescimento de grão na ZAC é função dos parâmetros de soldagem e da composição química do aço em questão. Os parâmetros de soldagem determinam as temperaturas máximas e os tempos de permanência nestas temperaturas em distâncias a partir da zona de ligação do cordão de solda e do regime de extração de calor [5]. Já a composição química afeta na extensão do intervalo onde o aço está completamente ferrítico, durante o resfriamento [5].

Os principais parâmetros de um ciclo térmico são: a temperatura máxima e a velocidade de resfriamento.

A Figura 3.4, a seguir, apresenta um ábaco desenvolvido por Gooch [22], onde o tempo ideal de resfriamento é estimado em função da energia de soldagem e da espessura da chapa utilizada. Vale ressaltar que Brandi [26] frisa que o seu uso deve ser feito com cautela, uma vez que não foi levado em conta o regime de escoamento de energia via calor na chapa.

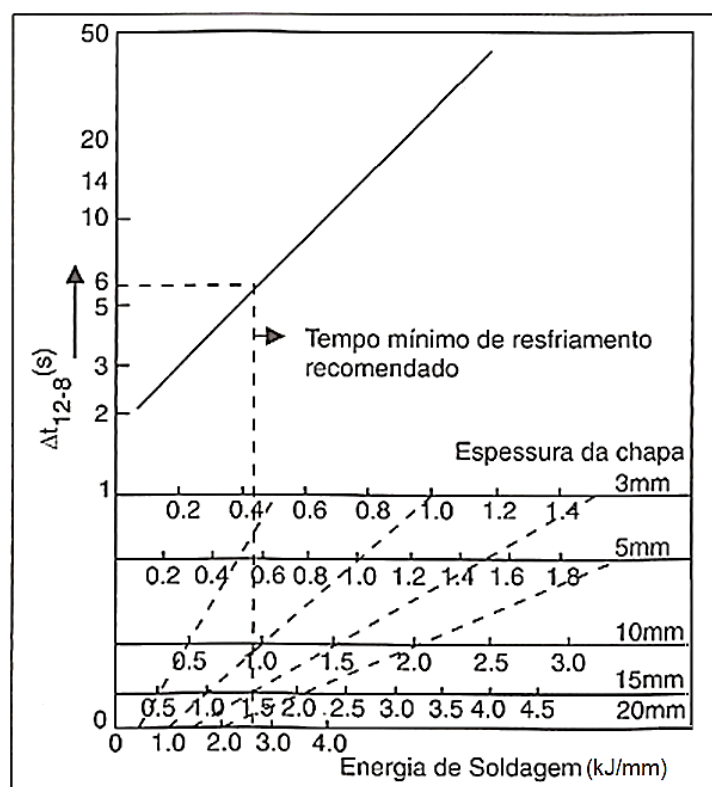


Figura 3.4 - Ábaco para tempo de resfriamento entre 1200 °C e 800 °C para aços duplex em função da espessura da chapa e da energia de soldagem. Honeycombe e Gooch (1985) *apud* [21].

O Δt_{12-8} é utilizado para avaliar o balanceamento da microestrutura no resfriamento dos aços duplex. Segundo Gooch [22], um tempo mínimo de 6 s é recomendado. O ideal é ter um Δt_{12-8} ⁴ com um tempo mínimo de 10 s, para se obter o balanceamento da microestrutura próximo a 50% de cada fase.

Além disso, a velocidade de resfriamento na temperatura crítica é um importante fator para obter uma microestrutura balanceada na ZAC, porém é de importância menor quando é utilizado um metal de adição [5], que possui uma concentração mais elevada de Ni que o metal base.

3.3.4 Microestrutura típica de uma junta soldada

A microestrutura de um aço inoxidável duplex soldado apresenta, em uma escala macro, três regiões distintas comuns e principais, a saber: uma zona fundida

⁴ O Δt_{12-8} é calculado com base no resfriamento entre 1200 °C e 800 °C. A temperatura de 1200 °C é, em média, a temperatura de início da precipitação da austenita a partir da ferrita. A temperatura de 800 °C é a temperatura onde ainda não se tem a formação da fase sigma, com base no diagrama pseudo-binário 70% Fe-Cr-Ni.

ou metal de solda (MS), uma zona parcialmente fundida e uma zona afetada pelo calor (ZAC).

Dois momentos são notórios na ZAC de um aço duplex. O primeiro, a faixa de temperatura de pico abaixo da temperatura *solidus* do aço (≈ 1450 °C) e acima da temperatura *solvus* da austenita (≈ 1200 °C). Já o segundo, a faixa de temperatura de pico abaixo da temperatura *solvus* da austenita.

Com base nessas duas faixas de temperatura de pico diferentes, a ZAC pode ser dividida em duas zonas [22, 38]: a zona afetada pelo calor de alta temperatura (ZAC-AT) e a zona afetada pelo calor de baixa temperatura (ZAC-BT).

Assim, é possível observar em uma análise microestrutural de uma junta soldada, cinco regiões distintas [35], conforme demonstrado esquematicamente na Figura 3.5: uma zona fundida ou metal de solda (MS), uma zona parcialmente fundida, uma zona de crescimento de grão ferrítico (ZAC-AT), uma zona bifásica parcialmente transformada (ZAC-BT) e uma zona similar ao metal de base.

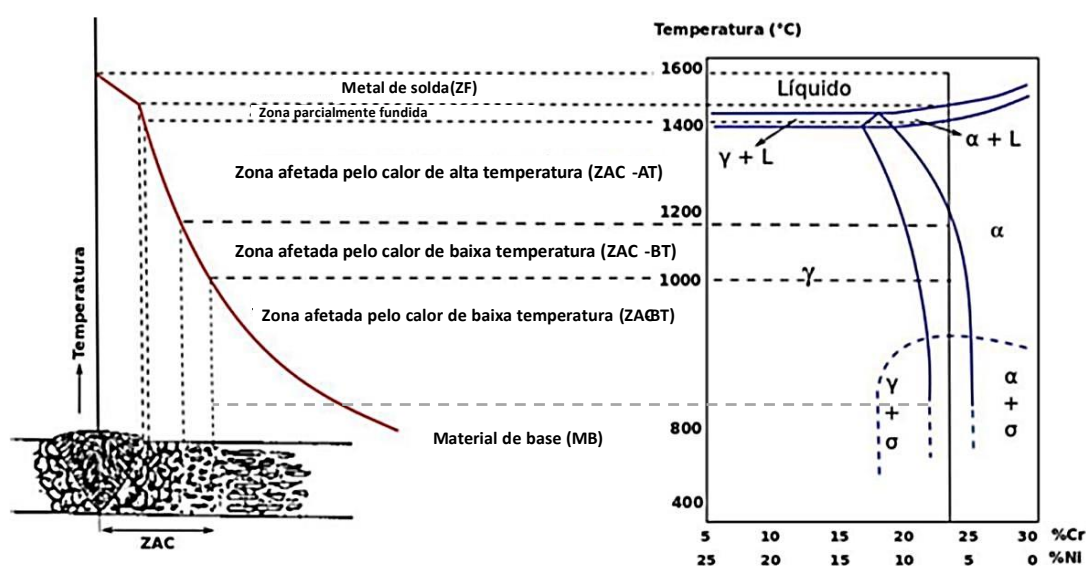


Figura 3.5 - Diagrama esquemático das mudanças microestruturais na ZAC, adaptado de [35].

Contudo, vale enfatizar que as várias regiões de uma junta soldada apresentadas na figura acima, são características de uma soldagem de passe único e, portanto, deve-se esperar diferentes microestruturas de solidificação e diferenças de microestrutura em cordões de solda subjacentes em soldagens multipasse.

É a consequência da história térmica (ciclo térmico e repartição térmica) a que estas regiões estão submetidas na soldagem, que depende a sua microestrutura final.

Na ZAC, a microestrutura não pode ser modificada pelo metal de adição ou gás de proteção e é, basicamente, controlada pelo ciclo térmico e da repartição térmica. É preciso deixar claro que certos tipos de transformações de fases que podem ocorrer, dependem do pico de temperatura dos ciclos térmicos [36].

Existem quatro faixas de temperaturas importantes para avaliar as mudanças na ZAC [22, 38]:

- temperatura *solvus* da austenita (≥ 1200 °C), onde a microestrutura totalmente ferrítica, e, no resfriamento, pode produzir a precipitação de nitreto de cromo, dependendo da fração volumétrica de austenita precipitada;
- temperatura onde as frações volumétricas da ferrita e da austenita atingem valores de equilíbrio e ocorre a dissolução de outras fases precipitadas (≈ 1050 °C para o duplex);
- temperatura de precipitação de fases intermetálicas, como a fase sigma (≈ 850 °C);
- temperatura onde ocorre a fragilização de 475 °C.

3.3.4.1 Zona afetada pelo calor de alta temperatura (ZAC-AT)

A zona afetada pelo calor de alta temperatura sofre um pico de temperatura maior do que a temperatura *solvus* da austenita (≈ 1200 °C) o que significa que o conteúdo original da austenita muda e, conseqüentemente, a microestrutura a partir de então torna-se completamente ferrítica.

No resfriamento, a austenita começa a precipitar na matriz completamente ferrítica, e as frações volumétricas de ferrita e austenita começam a tender à fração volumétrica de equilíbrio. Durante o resfriamento, a quantidade de austenita precipitada depende da taxa de resfriamento. Frequentemente, a taxa de resfriamento entre 1200 °C e 800 °C é controlada para promover essa precipitação da austenita [36].

Como mencionado anteriormente, a taxa de resfriamento mínima sugerida (Δt_{12-8}) é de 10s, para reduzir a quantidade de precipitação de nitreto e aumentar a quantidade de austenita precipitada durante o resfriamento, podendo estar, assim, mais próxima da fração volumétrica original do metal de base, na condição como-recebido [36].

A extensão da ZAC-AT é determinada pelos parâmetros de soldagem, pela geometria da junta, bem como pela composição química do aço inoxidável duplex considerado e as propriedades físicas do aço [37].

3.3.4.2 Zona afetada pelo calor de baixa temperatura (ZAC-BT)

O conhecimento da faixa de temperatura da ZAC-BT é útil no caso de soldagem de múltiplos passes dos aços inoxidáveis duplex, quando a região soldada anteriormente, pode ser reaquecida várias vezes, nesta faixa de temperatura [36].

Dois momentos são importantes na ZAC-BT de um aço duplex [36]:

- o primeiro, o reaquecimento acima da temperatura de precipitação de austenita, entre 980 °C a 1050 °C, que pode produzir uma microestrutura desbalanceada com redução da fração volumétrica de austenita, favorecendo a precipitação de austenita secundária e de nitreto de cromo na matriz ferrítica, dependendo da velocidade de resfriamento;
- o segundo, onde temperaturas de pico na temperatura de precipitação de fase sigma, ou seja, entre 900 °C e 600 °C para os aços inoxidáveis duplex. Nesta faixa de temperatura, a precipitação de fases sigma pode ocorrer rapidamente na ZAC, especialmente na soldagem multipasse, dependendo do tipo de aço duplex (composição química).

Normalmente, os ciclos térmicos que ocorrem nas soldagens de passe único são muito curtos para uma precipitação de fase sigma na faixa de temperatura entre 900 °C e 600 °C ou uma fragilização por precipitação da fase α' (austenita secundária) na faixa de temperatura de 500 °C a 300 °C. Por outro lado, em soldagens multipasse, o reaquecimento dessas regiões, pode produzir precipitação dessas fases e de outras fases, como carbonetos e fase chi, dependendo da composição química do aço [36].

A zona afetada pelo calor em baixa temperatura é caracterizada pela presença da fase sigma e com uma fração volumétrica ligeiramente diferente de austenita do metal de base [36].

3.3.4.3 Metal de Solda

A solidificação dos aços inoxidáveis duplex ocorre, tipicamente, como ferrita em temperaturas próximas de 1450 °C e a microestrutura permanece ferrítica até a

temperatura *solvus* da austenita, ao redor de 1200 °C [16], a partir da qual ocorre a precipitação de austenita na matriz ferrítica.

Durante a solidificação da poça de fusão, o crescimento epitaxial e competitivo⁵, a partir dos grãos de ferrita da zona parcialmente fundida, produzem uma estrutura colunar grosseira de grãos de ferrita na zona fundida [37], quando ocorre a solidificação completamente ferrítica. Assim o tamanho de grão da ZAC-AT tem uma influência direta na microestrutura do MS. Posteriormente, durante o resfriamento, similar ao que acontece na ZAC-AT, ocorre a precipitação da austenita e das demais fases possíveis [37].

Os mecanismos de transformações no estado sólido dentro da zona fundida são basicamente os mesmos descritos para a zona afetada pelo calor [37]. A composição química da zona fundida pode ser ajustada através do metal de adição e do gás de proteção, com o controle da diluição [37].

3.3.5 Fatores que controlam o balanço austenita/ferrita

Sabe-se que a distribuição de austenita e ferrita na zona fundida e na zona afetada pelo calor afeta as propriedades de resistência à corrosão e as propriedades mecânicas do aço inoxidável duplex [38]. Apresentar-se-á, em seguida, os fatores que controlam esse balanço, para reforçar o entendimento de uma forma mais didática e direcionada a essa questão crucial em uma junta soldada.

3.3.5.1 Modificação da composição química do metal de solda

a) Metal de adição com níquel

Como mencionado na discussão sobre os metais de adição na soldagem dos aços inoxidáveis duplex, para equilibrar a microestrutura do metal de solda lança-se mão de um metal de adição com composição química similar ao metal de base, porém com teores de níquel superiores a este [21].

Vale reforçar que um teor de níquel de 9% é suficiente para produzir no metal de solda uma fração volumétrica de austenita próxima de 50%, mesmo que haja variações na velocidade de resfriamento [21].

⁵ Os principais mecanismos presentes na solidificação de uma junta soldada são: o crescimento epitaxial e o crescimento competitivo.

b) Gás de proteção com nitrogênio

Outro fator que modifica a composição química do metal de solda, e torna-se útil no controle do balanço microestrutural, é o gás de proteção contendo nitrogênio [21].

Como já citado anteriormente, pode ocorrer, durante a soldagem, uma perda de nitrogênio na poça de fusão, alterando a composição química da zona fundida, o que afetaria a fração volumétrica da austenita relativa à do metal de base, tornando-a mais ferrítica. Para minimizar essa perda, adiciona-se gás nitrogênio no gás de proteção (aproximadamente 2%) nos processos de soldagem GTAW e GMAW [21].

3.3.5.2 Reaquecimento

É importante descrever a evolução da estrutura da zona afetada pelo calor durante o primeiro ciclo térmico a fim de analisar o efeito do reaquecimento dos passes subsequentes [39].

São nas regiões reaquecidas que podem precipitar fases intermetálicas ou nitretos de cromo [21], principalmente quando o Δt_{12-8} estiver fora de um valor próximo do ideal, afetando diretamente o balanço austenita/ ferrita.

Nos aços inoxidáveis duplex os efeitos do reaquecimento são fundamentais nesse balanço microestrutural por ter um profundo impacto nas propriedades mecânicas e na resistência a corrosão [39].

O aquecimento e o resfriamento da junta soldada depende dos parâmetros de soldagem, da eficiência térmica do processo de soldagem, da espessura da chapa, da geometria da junta, de propriedades físicas do material, da temperatura de pré-aquecimento (quando aplicável) e da sequência de soldagem [5].

3.3.6 Soldagem multipasse

Na soldagem multipasse, deve-se considerar que a junta é submetida a vários ciclos térmicos. Isto significa que a região soldada passa por aquecimentos e resfriamentos consecutivos que podem levar a uma modificação da microestrutura original de passe único e que, conseqüentemente, afetará o desempenho da junta soldada.

Na soldagem multipasse o reaquecimento do MS, bem como da ZAC conduz a mudanças microestruturais destas regiões em função do efeito direto dos passes subsequentes. O efeito do reaquecimento na ZAC parece ser, contudo, mais complicado por não ter alteração na sua composição química, como acontece com o metal de adição no metal de solda devido a concentração de Ni [39].

Quando são realizados múltiplos passes, pode-se comparar a diferença entre os ciclos térmicos da ZAC onde um ponto próximo ao passe de raiz (ponto A), atinge maior temperatura de pico (θ_{mI}). Já os passes subsequentes (múltiplos passes), apresentam temperaturas de pico inferiores (θ_{mII} e θ_{mIII}) para o mesmo ponto A, como é demonstrado esquematicamente na Figura 3.6 e Figura 3.7.

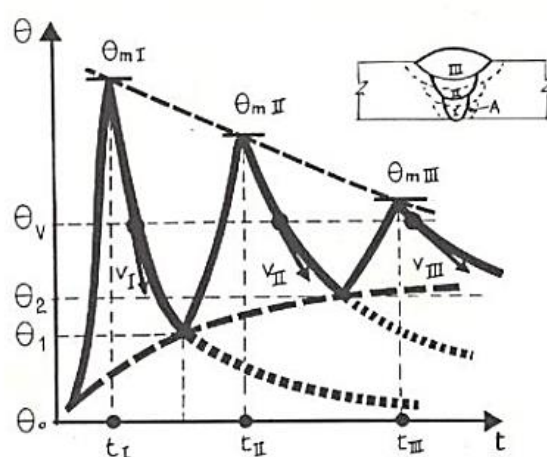


Figura 3.6 - Esquema dos ciclos térmicos de soldagem multipasse na ZAC, próximo ao passe de raiz (ponto A), adaptado de [33].

No caso do ponto a ser analisado esteja próximo ao primeiro passe (raiz), a temperatura máxima atingida e a velocidade de resfriamento são maiores que em relação aos passes seguintes [40].

A temperatura máxima atingida e a velocidade de resfriamento diminuem devido ao aumento da distância dos passes subsequentes em relação ao ponto A. A temperatura inicial da chapa aumenta devido ao aumento da energia de soldagem imposta pelo segundo e terceiro passes. Este aumento de temperatura diminui a velocidade de resfriamento no ponto A [40].

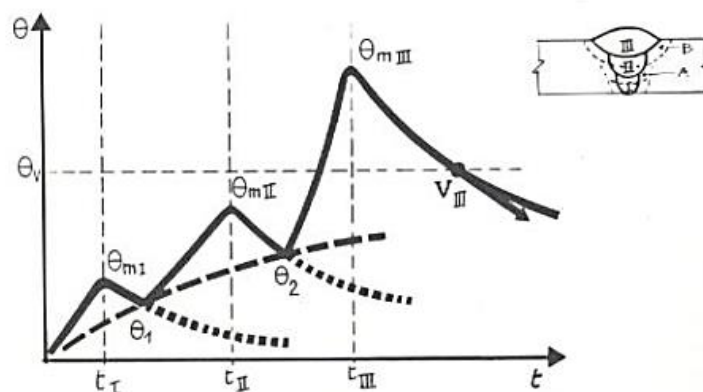


Figura 3.7 - Esquema dos ciclos térmicos de soldagem multipasse na ZAC, próximo ao último passe (ponto B), *adaptado* de [33].

No caso do ponto a ser analisado estiver próximo ao último passe (ponto B), observa-se um aumento da temperatura máxima do primeiro ao último passe devido ao ponto B se encontrar mais próximo da fonte de calor, à medida que os passes vão sendo realizados. Já a velocidade de resfriamento de interesse depende da temperatura máxima do ciclo térmico ser superior a temperatura crítica (θ_v). No caso da Figura 3.7, a velocidade de resfriamento só tem sentido, em relação às transformações de fase na ZAC, no terceiro passe [33].

A precipitação de nitretos de cromo ocorre no resfriamento, enquanto as outras fases (fase sigma e austenita secundária) são observadas no reaquecimento, se o ciclo térmico do passe anterior resultar na formação de uma matriz ferrítica metaestável na ZAC, supersaturada em relação aos elementos de liga, em particular o nitrogênio [39].

O reaquecimento da ZAC-TA, em temperaturas elevadas, pode levar ao crescimento da austenita primária, intergranular, e a precipitação da austenita secundária, intragranular, podendo ser causada pela dissolução dos nitretos de cromo [37].

Na ZAC-BT, quando a temperatura máxima estiver dentro da faixa de temperatura de precipitação de fase sigma, a fração volumétrica das fases e os tamanhos dos grãos do primeiro cordão permanecem inalteradas com relação aos ciclos térmicos de reaquecimento subsequentes. Porém, promovendo uma precipitação discreta de fase sigma [24] suficiente para reduzir as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão.

Para obter uma resistência ótima à corrosão no passe de raiz na soldagem multipasse, pode-se empregar a técnica conhecida como “passe a frio”, ou seja, a utilização de uma energia de soldagem menor para o primeiro passe, em relação aos passes subsequentes [41]. Com isto, o efeito do reaquecimento, no MS e na ZAC no passe de raiz, produz uma precipitação de austenita, aumentando a fração volumétrica de austenita na ZAC [41]. Esse efeito é bem pouco pronunciado no MS na soldagem heterogênea.

A relação entre as energias de soldagem do primeiro e segundo passe deve estar em torno de 85%, conforme a N133 [19]. Notar que o controle da temperatura de interpasse também é um fator crítico, e deve ser cuidadosamente observado para evitar a precipitação de fase sigma.

Resumindo, as transformações de fase na ZAC de uma soldagem multipasse que podem ocorrer durante o aquecimento, o reaquecimento e o resfriamento de aços inoxidáveis duplex podem promover uma microestrutura duplex desbalanceada. Essas variações podem promover o crescimento de grão da matriz ferrítica, o aumento da fração volumétrica da austenita intergranular (austenita primária) e da austenita intragranular (austenita secundária) e a precipitação de fases intermetálicas (carbeto de cromo, nitreto de cromo, fase chi e fase sigma). Todas essas transformações de fase podem prejudicar a resistência mecânica e a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex [36].

3.3.7 Propriedades mecânicas do metal de solda

3.3.7.1 Comportamento em tração

Desde que se utilizem os metais de adição adequados, não existirá dificuldades em satisfazer os valores de resistência à tração especificados para o metal de base ao longo do intervalo de temperatura normalmente utilizado para os aços inoxidáveis duplex. Além disso, há pouca mudança nas propriedades de tração em relação à fração volumétrica de ferrita no metal de solda [42], uma vez que os metais de adição possuem concentração aumentada de Ni.

Além disso, deve-se ressaltar o cuidado com uma alta diluição do metal de base pois, existe risco de precipitação de nitreto de cromo, que pode comprometer a ductilidade e a resistência à corrosão, dentre outras propriedades [42].

O alongamento do metal de solda é normalmente menor que o do metal de base, podendo alcançar valores em torno de 25% [42].

Os requisitos mínimos de propriedade de tração para o metal de solda de aços inoxidáveis duplex, na condição de como soldado, são fornecidos nas especificações AWS A5.4, A5.22 e AWS A5.9. Na Tabela 3.3 são apresentadas as propriedades mecânicas de metais de adição de aços inoxidáveis duplex.

Tabela 3.3 - Propriedades mecânicas de metais de adição de aços inoxidáveis duplex segundo as normas da AWS.

Classificação	Especificação	Limite de resistência à tração (min)	Limite de escoamento*	Alongamento (min)
		MPa	MPa	(%)
E2209-XX	A5.4	690		20
ER2209	A5.9	690		20
E2209TX-X	A5.22	690		20
E2552-XX	A5.4	760		10
E2553-XX	A5.4	760	Não especificado	15
E2553TX-X	A5.22	760		15
ER2553	A5.9	760		15
E2593-XX	A5.4	760		15
E2594-XX	A5.4	760		15

* Um único valor é o mínimo

** Norma AWS

Estudos desenvolvidos em aços do tipo UNS S31803, tanto nas condições recozido quanto soldado, observaram que a fração volumétrica de ferrita mostrou uma grande influência nas propriedades mecânicas, segundo Eckenrod e Pinnow (1984) *apud* [16]. Este efeito pode ser evidenciado na Figura 3.8, Figura 3.9, Figura 3.10, Figura 3.11 e Figura 3.12.

Nestas figuras é possível observar que o limite de escoamento, o alongamento, a dureza e a tenacidade ao entalhe (Charpy V) são influenciados pela fração volumétrica da ferrita. Já o limite de resistência, praticamente, não é afetado pela quantidade de ferrita. Com o recozimento do aço as propriedades tendem a ser melhoradas com relação ao aço na condição como-soldado. Esse tratamento térmico pode facilitar a precipitação da fase sigma e deve-se ter cuidado para não fragilizar o aço.

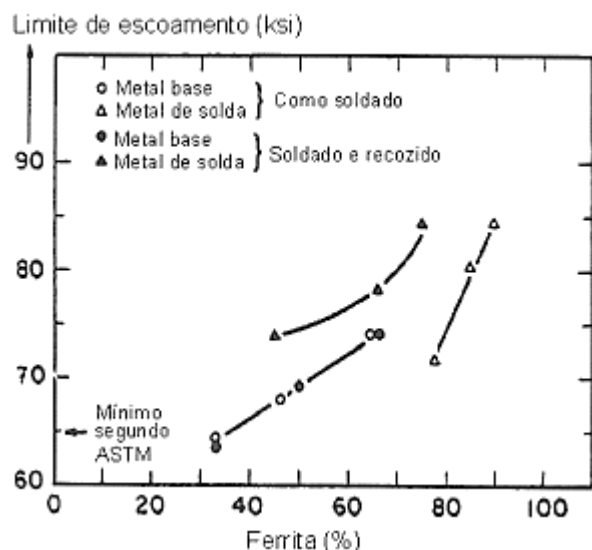


Figura 3.8 - Limite de escoamento x Ferrita (%) para o aço UNS S31803. Eckenrod e Pinnow (1984) *apud* [16].

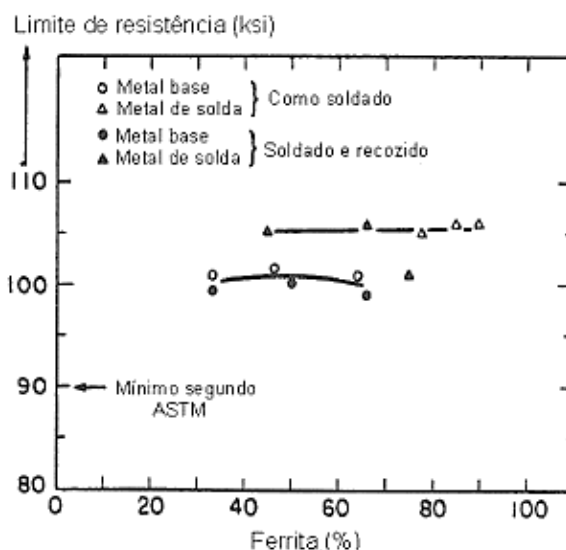


Figura 3.9 - Limite de resistência x Ferrita (%) para o aço UNS S31803. Eckenrod e Pinnow (1984) *apud* [16].

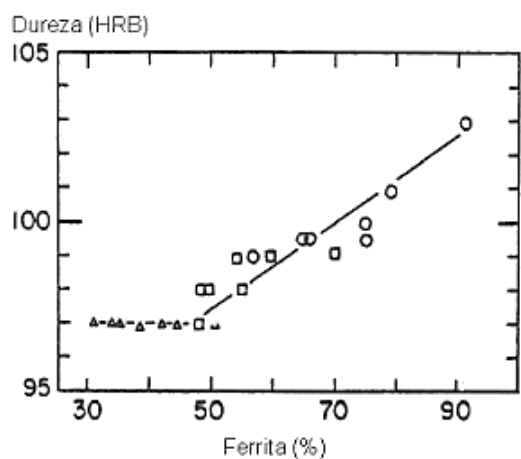


Figura 3.10 - Dureza x Ferrita (%) para o aço UNS S31803. Eckenrod e Pinnow (1984) *apud* [16].

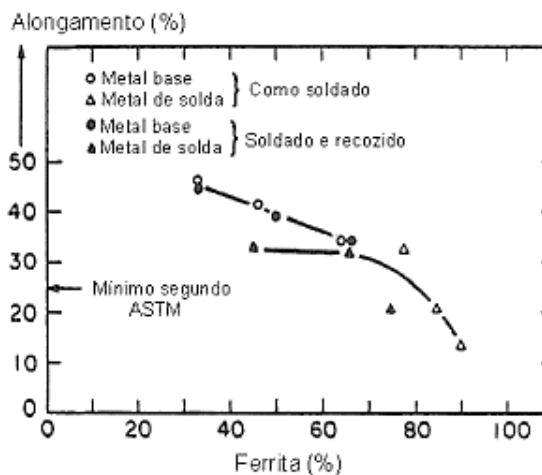


Figura 3.11 - Alongamento (%) x Ferrita (%) para o aço UNS S31803. Eckenrod e Pinnow (1984) *apud* [16].

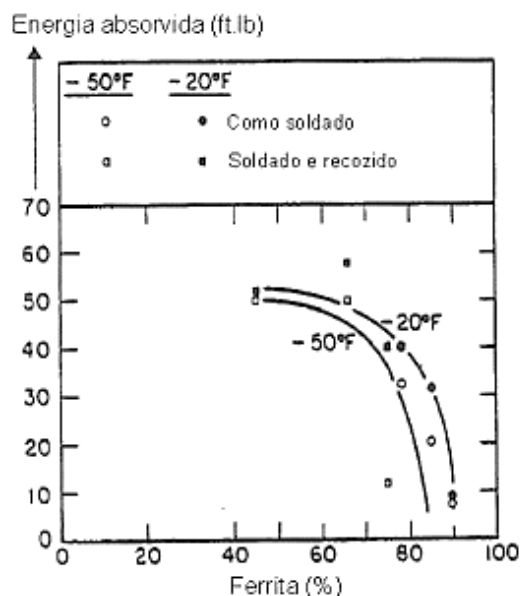


Figura 3.12 - Energia absorvida x Ferrita (%) para o aço UNS S31803. Eckenrod e Pinnow (1984) *apud* [16].

Em estudo sobre a soldabilidade do aço inoxidável duplex UNS S31803, Brandi [5] observou que é a fração volumétrica de ferrita quem determina o comportamento do aço inoxidável duplex à tração com relação ao limite de escoamento e a variação do limite de escoamento com a temperatura, cuja variação é similar aos aços ferríticos.

3.3.7.2 Comportamento à fratura

a) Tenacidade ao impacto

Normalmente, segundo Gunn, a energia absorvida é mais baixa e a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) é maior para a área da solda em comparação com o material de base, particularmente na condição “como soldado” [42].

Por esta razão, é a tenacidade alcançada no metal de solda que, frequentemente, se estabelece se os aços duplex podem ser usados para uma aplicação particular em baixa temperatura [42].

A influência do teor de ferrita na energia absorvida tem sido bastante discutida para os aços inoxidáveis duplex. Trabalhos indicam que esse teor seria insignificante entre 50% e 60% de ferrita, enquanto há uma clara influência negativa em quantidades maiores de ferrita (ausência do balanço microestrutural típico) [42].

Além disso, em casos com fração volumétrica de ferrita abaixo de 35% há uma redução na energia absorvida, provavelmente, em virtude da ferrita ter menor

tenacidade em temperaturas subzero. Cabe, portanto, ressaltar que o valor mínimo e máximo do teor de ferrita, que impacta significativamente na energia absorvida do metal de solda, ainda não estão claramente estabelecidos [42].

A tendência geral é que uma taxa de resfriamento mais lenta promova a formação de austenita e aumente a tenacidade, assim como os depósitos em múltiplos passes também apresentem maior tenacidade como resultado da formação adicional de austenita nas regiões reaquentadas, situação já discutida anteriormente [42].

Uma energia de soldagem ou reaquentamento excessivos, podem causar a precipitação de fases intermetálicas, que irão promover um efeito adverso na tenacidade [42].

Sabe-se que até cerca de 4% de fases intermetálicas pode estar presente no metal de base sem perda significativa na tenacidade ao impacto. Níveis comparáveis foram encontrados também para metais de solda. No entanto, como a resistência inicial é normalmente menor nos metais de solda e o comportamento de precipitação pode variar consideravelmente com o tempo, temperatura e morfologia, é difícil definir qualquer nível aceitável de precipitados para uma dada aplicação [42].

A ZAC-AT tem um potencial para altos teores de ferrita e baixa tenacidade, mas, devido à sua dimensão ser muito estreita, é difícil avaliar, na prática, esses valores. Simulações térmicas da ZAC AT demonstraram uma redução na tenacidade ao impacto em comparação com o metal de base [42]. A velocidade de resfriamento tem um efeito marcante na precipitação da austenita, o que, por sua vez, afeta a tenacidade. Ciclos térmicos subsequentes, com temperaturas de pico suficientemente altas (>800 °C) tendem a recuperar a tenacidade. No entanto, observa-se, geralmente, que a ZAC exibe maior energia absorvida do que o metal de solda. Um tratamento térmico pós-soldagem pode melhorar ainda mais a tenacidade ao impacto, se os precipitados forem dissolvidos e o equilíbrio de fases for restaurado [42], porém pode produzir fase sigma durante o resfriamento.

Na Figura 3.13 a seguir, são apresentadas as variações da tenacidade do metal de solda por tipo de processo.

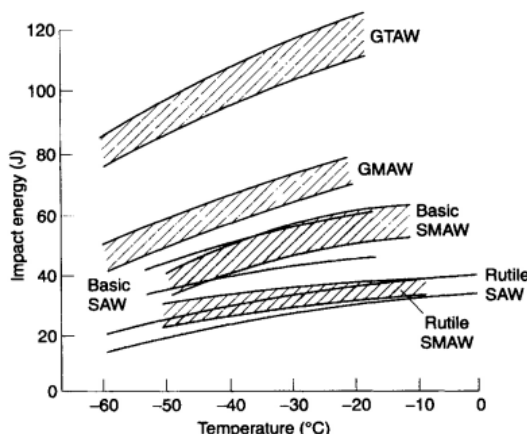


Figura 3.13 - Variação da tenacidade ao impacto do metal de solda por processos, *adaptado* de [42].

Com relação aos processos de soldagem, os metais de solda oriundos dos processos com fluxo, como o eletrodo revestido (SMAW – Shielded metal arc Welding) e o arco submerso, têm invariavelmente, uma tenacidade menor se comparados aos processos com proteção gasosa. Essa diferença é basicamente em função do teor de oxigênio no metal de solda e, portanto, de um certo conteúdo de inclusões [42].

Em geral, as especificações do metal de base e do metal de adição para soldagens não incluem requisitos de tenacidade ao entalhe por impacto Charpy. Algumas normas europeias (EN14532-1) e normas de aplicação industrial exigem 40J de energia absorvida CVN⁶ na temperatura mínima de utilização. Portanto, o controle de tenacidade pode ser um elemento-chave no uso de aços duplex em certas aplicações [7] onde esta propriedade é necessária.

Se possuírem altos teores de ferrita, o metal de solda e a ZAC destas ligas podem comportar-se de maneira semelhante aos aços inoxidáveis ferríticos, isto é, o tamanho do grão e a composição da ferrita podem influenciar a tenacidade. Nesses casos, tanto os metais de base quanto os metais de solda exibem uma temperatura de transição dúctil-frágil mais alta devido à elevada quantidade de ferrita.

b) Tenacidade à fratura

Até 1996, os critérios de tenacidade empregados para os aços inoxidáveis duplex eram frequentemente baseados em propriedades e testes de validação para

⁶ CVN (*Charpy V Notch*) – energia absorvida pelo corpo de prova Charpy com entalhe em V.

aços ferríticos de baixa resistência, cujo comportamento de transição é bastante diferente [42].

Por essa razão, os requisitos de tenacidade para metais de solda de aços duplex foram considerados muito conservadores. Mais recentemente, dados de tenacidade à fratura para metais de solda e ZAC's de aços inoxidáveis duplex, medidos via CTOD, mostraram correlacionar-se, razoavelmente bem, com os dados de ensaios Charpy, embora dependentes da espessura. Também para cargas de impacto bastante baixas, obtêm-se valores de CTOD razoáveis [42].

Dada a correlação, agora é possível estabelecer limites de tenacidade à fratura por impacto Charpy mais adequados para a especificação de procedimento de soldagem (EPS) e posterior qualificação via RQPS (registro de qualificação de procedimento de soldagem), com base nos requisitos de tenacidade à fratura de um componente em particular, na temperatura de serviço. A exigência de quantificar a quantidade de fase, do ponto de vista da tenacidade, torna-se desnecessária, desde que sejam cumpridos os requisitos de tenacidade ao impacto e à fratura adequados [42].

Os processos de soldagem que produzem metal de solda com menor teor de oxigênio, em geral, produzem metais de solda de maior tenacidade ao entalhe por impacto Charpy [7]. O SMAW ou GTAW com energia de soldagem baixa e com metais de adição correspondentes, exibirão menor tenacidade ao entalhe por impacto Charpy devido ao alto teor de ferrita na condição como soldado [7].

O uso de metais de adição com níquel, que diminuem o teor de ferrita no MS, pode resultar em melhorias marcantes, quase se aproximando dos níveis de tenacidade ao impacto do metal de base, com processos GMAW e GTAW com baixo teor oxigênio [7]. Conforme demonstrado na Figura 3.14, o processo de soldagem e a seleção do metal de adição podem ter um efeito significativo na tenacidade ao impacto.

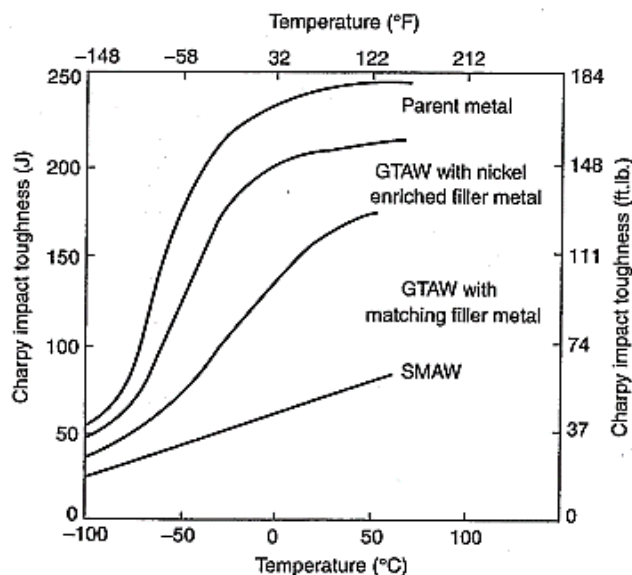


Figura 3.14 - Efeito do processo de soldagem e da composição do metal de adição na resistência ao impacto do metal de solda de uma liga 2205, *adaptado* de Larson e Lundqvist (1987) *apud* [7].

3.3.7.3 Dureza

A dureza do metal de solda do aço inoxidável duplex é frequentemente maior do que a do metal de base devido ao ciclo de aquecimento e resfriamento [42].

O aumento da dureza manifesta-se tanto no metal de solda como na ZAC, particularmente na região do passe de raiz. Este endurecimento é causado pela presença de ferrita durante o resfriamento, cuja magnitude depende do número de passes, isto é, as soldagens multipasse em material mais espesso produzem valores de dureza mais elevados [42].

A dureza é de suma importância para o material de base, trabalhado a frio, destinado ao serviço em condições ácidas, onde se costuma recorrer a norma NACE MR0175. Nesta norma, afirma-se que a dureza do metal de solda deve atender aos mesmos limites de dureza do material de base, apresentados na escala Rockwell C (HRC). No entanto, o sistema de medição de dureza Rockwell (escala C) usa um penetrador cônico relativamente grande, que é um pouco grosseiro e não é o ideal para a medição precisa de regiões discretas, como cordões de solda ou ZAC's estreitas. Para tais fins, o penetrador Vickers, menor, é preferido. Contudo, não há uma conversão padronizada entre essas duas escalas e, portanto, a conversão é feita considerando-se os valores da ASTM E140 para aços carbono ferríticos (não apropriada para materiais duplex) com o uso de uma Equação 3 [42], mostrada a seguir.

$$\text{HRC}=0,091 \times \text{HV}-2,4 \quad (3)$$

Na NACE MR0175, vários limites de HRC são listados dependendo da classe e do grau duplex, sua condição de uso e limites ambientais. Estes limites são apresentados na Tabela 3.4, juntamente com os equivalentes estimados de dureza Vickers determinados a partir da Equação.

Tabela 3.4 - Limites de dureza Rockwell da MR0175 e seus equivalentes de dureza Vickers [42].

Dureza Rockwell [HRC]	Dureza Vickers [HV10]
17	213
20	246
24	290
28	334
32	378
34	400
36	422

3.3.8 Corrosão em juntas soldadas

Os processos de corrosão são considerados reações químicas heterogêneas ou reações eletroquímicas do tipo oxidação-redução que ocorrem geralmente na superfície de contato entre o metal e o meio corrosivo, podendo-se considerar, assim, os processos de corrosão como reações de oxidação dos metais [43].

As falhas por corrosão em soldas ocorrem apesar da seleção adequada do metal de base e/ou do metal de adição, do atendimento às normas e códigos da indústria e de que possuam penetração total, forma e contorno adequados [15].

Não é incomum descobrir que, embora um metal ou liga seja resistente à corrosão em um determinado ambiente, a contraparte soldada não o seja. No entanto, há também muitos casos em que o cordão de solda apresenta resistência à corrosão superior à do metal de base na condição como-recebido [15].

3.3.9 Fatores que influenciam a corrosão em soldas

Às vezes, é difícil determinar por que as peças soldadas corroem; no entanto, um ou mais dos seguintes fatores estão geralmente implicados, conforme apresentado na Figura 3.15 [15]:

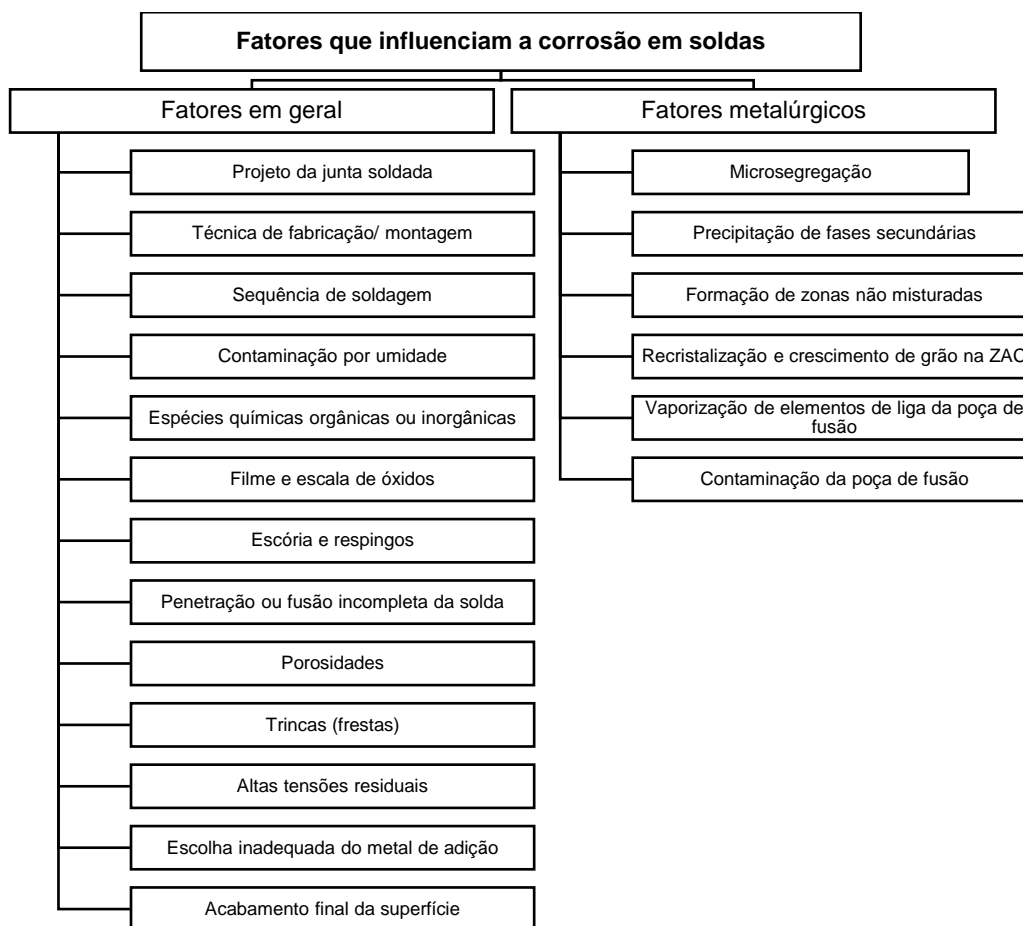


Figura 3.15 - Fatores que influenciam a corrosão em soldas [15].

A resistência à corrosão, geralmente, pode ser mantida na condição de “como-soldado” via equilíbrio dos elementos de liga que inibam reações de precipitação, da proteção gasosa da poça de fusão de gases reativos no ambiente de soldagem, da remoção de óxidos ricos em cromo e livrar o metal de base do empobrecimento de cromo por oxidação térmica⁷ (*heat tinted*), além da escolha dos parâmetros de soldagem apropriados [15].

3.3.10 Comportamento da resistência à corrosão em soldas duplex

As características de corrosão das soldagens de aço inoxidável duplex são complexas. É comum a zona afetada pelo calor (ZAC) sofrer mais ataques corrosivos do que o metal de base ou o metal de solda devido ao desequilíbrio nas frações volumétricas de austenita / ferrita nessas regiões [38].

⁷ Oxidação devido ao aquecimento que altera a cor da superfície da junta soldada

Três fatores atuam mais diretamente na manutenção da resistência à corrosão de juntas soldadas de aços inoxidáveis duplex, que serão descritos a seguir.

3.3.11 A energia de soldagem

A energia de soldagem afeta a resistência à corrosão por *pites* das juntas soldadas de aço inoxidável duplex. Como mostrado na Figura 3.16, a melhor resistência à corrosão por *pites* é obtida quando o procedimento de soldagem envolve energias de soldagem maiores. Além disso, as taxas de resfriamento também afetam a resistência à corrosão por *pites*. Quanto mais lenta a taxa de resfriamento, melhor é a resistência à corrosão por *pites*. A resistência à corrosão ideal é obtida quando é alcançada o balanço ferrita/ austenita, tanto na ZAC quanto no metal de solda [38].

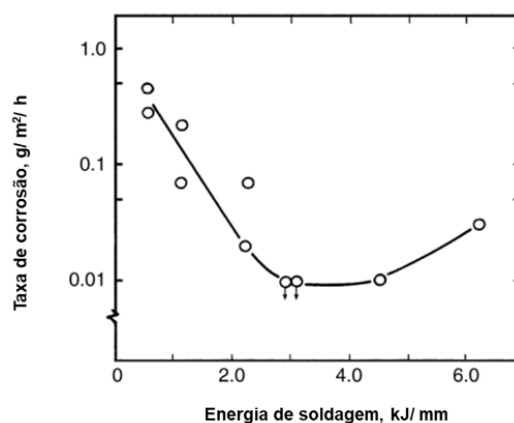


Figura 3.16 - Influência da energia de soldagem na corrosão de aços do tipo UNS S31803, *adaptado* de Gooch (1991) *apud* [38].

3.3.11.1 Elementos de liga

Elementos de liga em aços inoxidáveis duplex desempenham um papel fundamental na determinação das propriedades mecânicas e de corrosão [38].

Devido ao alto teor de cromo, os aços inoxidáveis duplex têm excelente resistência à oxidação em temperaturas mais altas. O nitrogênio melhora a resistência à corrosão por *pites* e frestas dos aços inoxidáveis duplex [38].

Teores muito elevados de níquel (por exemplo, 10% em peso) no metal de solda de aços inoxidáveis duplex degrada a resistência à corrosão por *pites*. Um metal

de solda com menor teor de níquel terá um teor de ferrita mais alto, com propriedades mecânicas e de corrosão reduzidas [38].

A seleção do metal de adição com teores de níquel maiores que o do metal de base deve ser selecionado, como já discutido na seção sobre a soldagem dos aços inoxidáveis duplex [38]. Somente após a escolha deve-se selecionar a configuração de junta e os parâmetros de soldagem que produzirão energias de soldagem e taxas de resfriamento de modo a produzir um balanço favorável de austenita e ferrita no metal de solda e na ZAC [38].

Apesar de altos teores de cromo estarem relacionados a uma propensão dos aços inoxidáveis à precipitação de carbonetos; e à formação de fase sigma e nitretos de cromo (por exemplo, CrN, Cr₂N), estes problemas podem ser resolvidos por procedimentos de soldagem controlados, como taxas de resfriamento mais lentas e controle de temperatura de interpasse [38].

3.3.11.2 O balanço ferrita/austenita

A distribuição de austenita e ferrita no metal de solda e na ZAC é conhecida por afetar as propriedades de corrosão dos aços inoxidáveis duplex, além das propriedades mecânicas. A Figura 3.17 mostra o efeito do balanço ferrita-austenita na resistência à corrosão por *pites* de um aço inoxidável duplex [38].

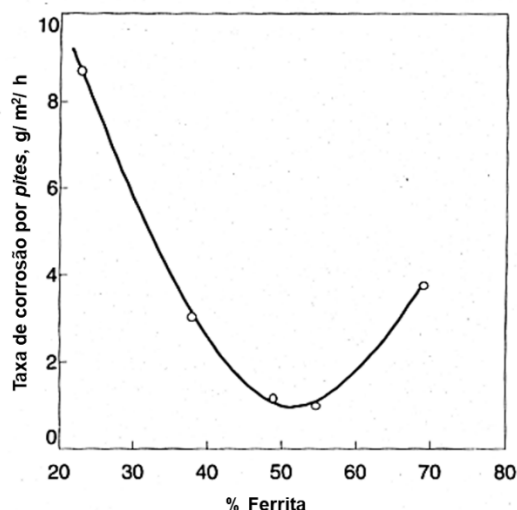


Figura 3.17 - Influência do balanço ferrita/ austenita na resistência à corrosão por *pites* pelo processo GTAW de soldas de aço inoxidável duplex. Gooch (1991) *apud* [38].

Para alcançar um equilíbrio satisfatório nas propriedades, é essencial que tanto o metal de base quanto o metal de solda tenham uma composição adequada.

Tem sido demonstrado que, para garantir a resistência à corrosão sob tensão em soluções contendo cloreto, as soldas devem conter pelo menos 25% de ferrita. Para se manter um bom equilíbrio de fases para resistência à corrosão e propriedades mecânicas (especialmente ductilidade e tenacidade do entalhe), comparáveis aos do metal de base, o teor médio de ferrita da solda não deve exceder 60%. Isso significa usar procedimentos de soldagem que minimizem a diluição da solda, especialmente no passe de raiz [38].

3.3.11.3 Efeitos da soldagem na resistência à corrosão

Do ponto de vista da corrosão, a soldagem afeta principalmente a corrosão por *pites* e a corrosão sob tensão em solução contendo cloreto (CST Cl) [38]. Em menor grau, há o aparecimento de trincas induzidas por hidrogênio nas soldas duplex.

A resistência à corrosão por *pites* pode ser afetada por várias características da operação de soldagem, incluindo: segregação localizada de elementos de liga para as diferentes fases constituintes da microestrutura, produzindo áreas empobrecidas em molibdênio e cromo; incorreto balanço das fases ferrita / austenita; formação de nitretos ou outras fases intermetálicas; perda de nitrogênio da poça de fusão no passe de raiz e a presença de uma superfície oxidada na parte inferior ao passe de raiz. A extensão em que ocorre a redução da resistência à corrosão depende de quais desses fatores estão ativos e em que grau de importância [38].

A segregação de elementos de liga entre a austenita e a ferrita ocorre no metal de solda com cromo, molibdênio e silício para a ferrita e carbono, níquel e nitrogênio para a austenita. O efeito não é tão aparente, mas se torna cada vez mais significativo como o resultado do reaquecimento dos passes subsequentes [38].

As microestruturas do metal de solda e da ZAC com teores de ferrita muito alto também são menos resistentes ao ataque por *pites* do que as estruturas balanceadas. Isto ocorre principalmente porque as estruturas predominantemente ferríticas são mais propensas à precipitação de nitreto de cromo, que localmente diminui o teor de cromo e reduz a resistência ao ataque por *pites* [38].

A perda de nitrogênio no passe de raiz pode reduzir a resistência à corrosão do metal de solda. Até 20% de perda de nitrogênio foi relatada para soldas GTAW, e os gases de purga com nitrogênio foram explorados e usados em aplicações limitadas [38].

A pureza do gás de purga do lado da raiz também pode afetar a resistência por *pites*. O efeito da redução do teor de oxigênio em um gás de purga de argônio puro e seu efeito benéfico na resistência por *pites* foi mostrada no trabalho de Odegard (1990) [38].

A resistência à corrosão sob tensão em soluções contendo cloreto não parece ser afetada significativamente pela soldagem, conforme Gooch (1986) *apud* [38]. No entanto, as soldas são prováveis regiões de ataque da CST na presença de cloretos, devido à presença de altas tensões e à falta de homogeneidade estrutural presente na solda. Se o *pite* localizado for um precursor necessário para o CST CI, os fatores descritos acima também afetarão a resistência à CST CI [38].

Os aços inoxidáveis duplex podem sofrer trincas induzidas por hidrogênio no metal de solda, porém na ZAC não há relatos, na prática, e é improvável que se desenvolva. Se a trinca se desenvolve ou não, dependerá de vários fatores, incluindo a quantidade total de hidrogênio retido, a restrição aplicada e a quantidade de ferrita/austenita na microestrutura [38].

O problema de trincas induzidas por hidrogênio no metal de solda, na prática, não deve ser tratado de forma exagerada. As incidências relatadas em aços inoxidáveis duplex estão restritas aos casos em que a liga foi fortemente trabalhada a frio ou metais de solda com altos níveis de restrição ou com um teor de ferrita muito alto (resultante de altos níveis de hidrogênio em processos com eletrodos revestidos ou, ainda, com o uso de gás de proteção contendo hidrogênio) [38].

De fato, estudos de Walker e Gooch (1991) *apud* [38] mostraram como os metais de solda duplex são resistentes à trinca por hidrogênio, mesmo com eletrodos revestidos intencionalmente umidificados e que os gases de purga contendo hidrogênio podem ser empregados sem produzir trincas [38].

Não há dúvida do efeito do hidrogênio na ductilidade do aço inoxidável duplex e para evitar problemas de trincas relacionados à fabricação, processos de soldagem com alto potencial de hidrogênio, como o SMAW, devem ser controlados pelo armazenamento e uso cuidadosos dos eletrodos e garantir que o equilíbrio de fases no metal de solda esteja dentro dos limites aceitáveis [38].

3.3.12 Propriedade de resistência à corrosão do metal de solda

O metal de solda pode sofrer todas as formas clássicas de corrosão, mas são particularmente suscetíveis àquelas afetadas por variações na microestrutura e na composição [15]. Mais especificamente, a corrosão galvânica, a corrosão por *pites*, a corrosão intergranular, a corrosão sob tensão, a fragilização por hidrogênio (trincas induzidas por hidrogênio e trincas induzidas por sulfeto de hidrogênio) e a corrosão induzida por microrganismos devem ser consideradas em projetos de estruturas soldadas de aços inoxidáveis [15].

3.3.12.1 Corrosão por *pites*

A resistência à corrosão por *pites* de um aço inoxidável duplex pode ter sua escolha otimizada com base nos bancos de dados termodinâmicos e adotando-se os fatores adequados para os elementos que influenciam a resistência à corrosão. Ou seja, para esta finalidade de escolha de material, a equação empírica do PRE_N classifica os diferentes tipos de aços duplex [42].

No entanto, em uma soldagem duplex, ocorrem várias reações metalúrgicas que podem afetar o valor do PRE_N localmente ou tornar as condições tão complexas que seria impossível prever a resistência por *pites* com uma única expressão (Figura 3.18).

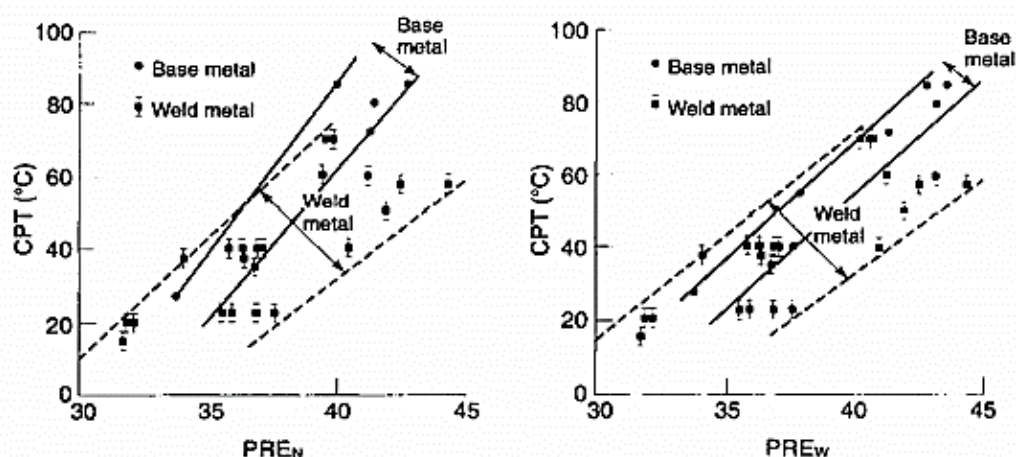


Figura 3.18 - Gráfico dos dados de temperatura crítica de *pite* (CPT) em cloreto férrico para vários tipos de duplex e superduplex: metal de base x metal de solda [42].

A formação parcial de austenita cria uma partição substancial de elementos importantes entre as fases em comparação com o material de base. Além disso, a precipitação de nitretos, fases intermetálicas e austenita secundária podem contribuir para a perda da resistência por *pites* [42].

Muitas pesquisas mostram que a taxa de corrosão por *pites* aumenta e a temperatura crítica de *pite* diminui com a energia de soldagem mais baixa, isto é, taxas de resfriamento mais rápidas. Nessa condição, o ataque pode ocorrer na ZAC-AT, devido a uma quantidade elevada de ferrita, que favorece a precipitação de nitretos de cromo, causando zonas empobrecidas de cromo. Como recentemente para o particionamento dos elementos de liga entre as fases no metal de solda, a austenita conterá, praticamente, todo o nitrogênio. Esta situação torna a ferrita mais propensa ao ataque [42].

Com a energia de soldagem, suficientemente, alta (isto é, taxas de resfriamento lentas), a precipitação de nitretos de cromo ocorre na ZAC-BT, mais afastada da zona de ligação do cordão de solda. Além disso, a soldagem multipasse pode resultar na formação de austenita secundária com baixos teores de Cr, Mo e N e, portanto, uma menor resistência por *pites* [42].

Com taxas intermediárias de resfriamento, a partição dos elementos entre a austenita e a ferrita ocorre dentro do metal de solda. Isto fornece às duas fases uma composição semelhante à do metal de base, embora o nitrogênio permaneça concentrado na austenita [42].

Além disso, ocorre a formação de austenita na ZAC-AT, reduzindo a probabilidade de precipitação de nitretos na ferrita. Ambos os fatores levam a uma soldagem mais equilibrada e podem ser descritos como a condição ideal para a resistência localizada à corrosão [42].

Os resultados acima (Figura 3.18) ilustram que a resistência por *pites* do metal de base é afetada pela soldagem por fusão. Isso resulta em uma redução da resistência ao *pite*, mesmo se forem usados metais de adição enriquecidos com níquel e gás de proteção contendo nitrogênio, que não influenciam na ZAC e sim no MS. O maior risco do mau desempenho está na execução da raiz, em que a diluição relativamente alta do metal de base e a proteção insuficiente do gás podem prevalecer [42].

Já se demonstrou que um metal de adição duplex com um valor de PRE_N duas ou três unidades acima do metal de base é o suficiente para se obter resistência por *pites* igual. Assim, a prática de usar consumíveis utilizados em aços superduplex para soldar duplex do tipo 22% Cr (S31803/ S32205) se tornou lugar comum [42], porém não elimina o problema na ZAC.

Efeitos de superfície, como a escória que atua como um agente nucleador e a oxidação da solda em si, têm influência decisiva na corrosão por *pites*. É quase impossível evitar a oxidação mesmo se usada a proteção adequada do gás [42].

A oxidação da solda (*heat tinted*) é determinada pelo teor de oxigênio no gás de purga e na eficiência da purga. A presença de, apenas, 25 ppm de O_2 no gás de purga de argônio é, aparentemente, suficiente para causar uma redução significativa na resistência por *pites* de um aço duplex UNS S31803 e UNS N08904⁸ (309L), conforme apresenta a (Figura 3.19) [42].

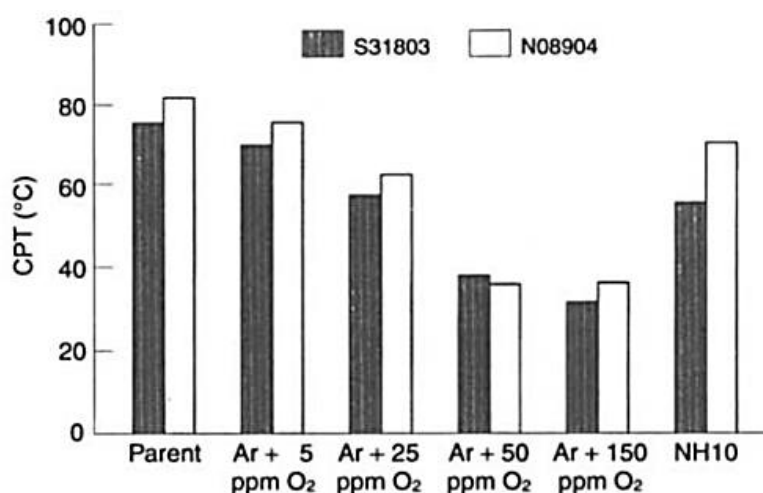


Figura 3.19 - Gráfico de temperatura crítica de *pite* (CPT) determinada em +300 mV SCE para soldagens com diferentes teores de oxigênio no gás de purga para os aços S31803 e UNS N08904 (AISI 309L) em solução de NaCl a 3%. Odegard (1991) *apud* [42].

A resistência à corrosão pode ser melhorada por uma limpeza superficial pós-soldagem, ou seja, escovação ou decação (Figura 3.20), embora deve-se notar que escovas rotativas podem levar à contaminação por ferro e a formação de micro cavidades no passe de raiz e produzir um comportamento não convencional da corrosão, além disso pode ser impraticável em muitos casos tais medidas [42].

⁸ C = 0.02; Si = 0.70; Mn = 2.00; P = 0.03; S = 0.01; Cr = 19.00 - 21.00; Ni = 24.00 - 26.00; N = 0.15; Mo 4.00 - 5.00 e Cu = 1.20 - 2.00

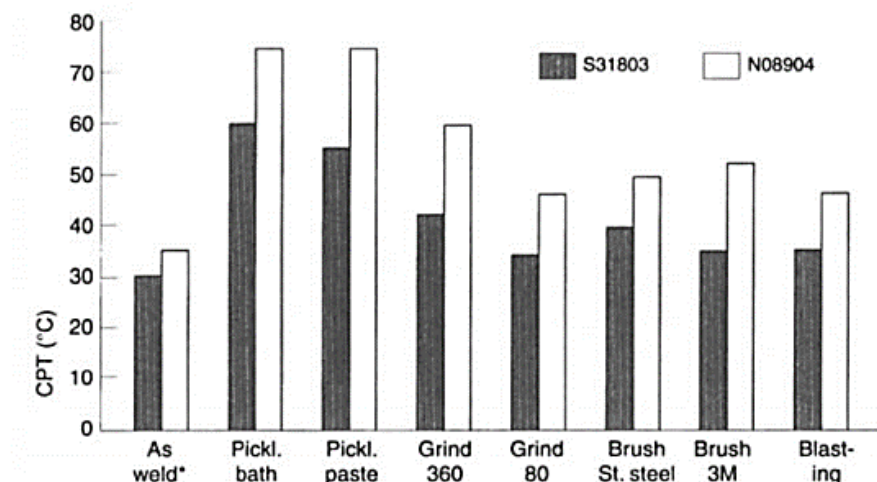


Figura 3.20 - Gráfico de temperatura crítica de pite (CPT) determinada para soldagens com diferentes métodos de limpeza pós-soldagem dos aços S31803 e N08904 em solução de NaCl a 3% em +300 mV SCE. Odegard (1991) e Francis (1997) *apud* [42].

3.4 A soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex

3.4.1 O conceito de soldabilidade

“Por soldabilidade entende-se a facilidade com que uma junta soldada é fabricada de tal maneira que preencha os requisitos de um projeto bem executado” [4].

Ou ainda, conforme a *American Welding Society (AWS)*, a soldabilidade é:

“a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura específica projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço” [44].

Outra definição utilizada é

: “a medida que uma soldagem livre de defeitos com satisfatórias propriedades

mecânicas e de resistência à corrosão em relação ao metal de base pode ser gerada, a fim de alcançar o nível desejado de desempenho” [45].

O conceito de soldabilidade pode ser dividido em três partes: soldabilidade operacional, soldabilidade metalúrgica e soldabilidade em serviço [4], como esquematizado na Figura 3.21, a seguir.

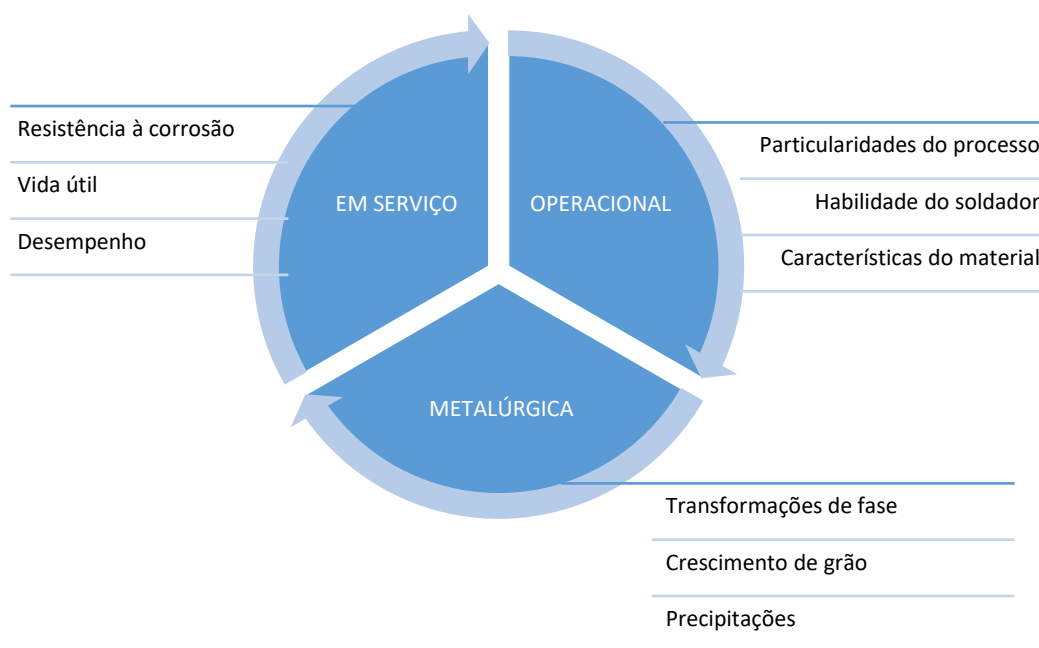


Figura 3.21 - Divisão didática do conceito de soldabilidade, *adaptado* de [46].

É preciso lembrar que estas subdivisões são de cunho didático e, portanto, devem ser consideradas como partes inter-relacionadas de uma única propriedade.

A soldabilidade operacional está ligada a facilidade da fabricação das juntas soldadas, ou seja, está associada aos aspectos que envolvem as particularidades do processo de soldagem, a habilidade do soldador/ operador e as características do material a ser soldado [4,47].

A soldabilidade metalúrgica envolve as transformações de fase que ocorrem no processo de fabricação da junta soldada (aquecimento, fusão, solidificação e resfriamento), ou seja, está relacionada com a combinação da natureza do material e da transferência de calor na junta produzida e como esta combinação afeta o

desempenho da junta soldada. A soldabilidade metalúrgica é a que mais se remete à metalurgia da soldagem [4,47].

A soldabilidade em serviço está dedicada ao estudo do comportamento do conjunto soldado/equipamento em relação à sua vida útil e seu desempenho em funcionamento. A preocupação, aqui, é o comportamento global da construção soldada [4,47].

O estudo da soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex é uma tarefa fundamental para sua adequada aplicação industrial [9].

Durante a soldagem, os dois problemas mais importantes podem surgir devido à evolução microestrutural durante o resfriamento, o reaquecimento, a obtenção de uma relação não balanceada entre a ferrita e a austenita e a precipitação, no metal de solda e zona afetada pelo calor, de fases secundárias⁹ que geralmente diminuem a resistência à corrosão e tenacidade da liga [9].

3.4.2 A soldabilidade operacional dos aços inoxidáveis duplex

É altamente recomendável que todas as operações tecnológicas sejam feitas adequadamente no procedimento de soldagem. Por operações tecnológicas, entende-se: manuseio de materiais, preparação de juntas para soldagem, escolha de material do metal de adição e gás de proteção/ purga, parâmetros de pré-aquecimento (quando aplicável), parâmetros de soldagem, limpeza de juntas soldadas, tratamento térmico pós-soldagem e condução de passivação de juntas soldadas, segundo Outokumpo [48].

3.4.2.1 Particularidades do processo GTAW

Cada processo tem as suas particularidades que podem influir tanto nas transformações de fase durante o aquecimento e o resfriamento (soldabilidade metalúrgica) como no comportamento em serviço da junta soldada [5].

Outra vantagem do processo é que o metal de adição pode ser depositado na poça de fusão independentemente da corrente do arco, pois trata-se de um processo com eletrodo não consumível [23].

⁹ O termo fases secundárias em aços inoxidáveis duplex e superduplex refere-se às fases formadas na soldagem e compreende os nitretos, carbonetos, fases intermetálicas e austenita secundária, como esclarece Nilsson apud [16].

O processo GTAW é preterido para os elementos tubulares e sistemas críticos¹⁰, o primeiro por ser um processo que permite a soldagem em todas as posições e o segundo pelas exigências de certas aplicações industriais [49].

A soldagem GTAW é muito empregada, também, na soldagem de chapas finas/chapas muito finas e é comumente usada para fabricar juntas de metais mais difíceis de soldar, como alumínio e os aços inoxidáveis. A qualidade da solda GTAW é maior do que a de qualquer um dos processos de soldagem a arco devido à confiabilidade e resistência das juntas soldadas. O processo de soldagem a arco com eletrodo de tungstênio (GTAW) garante pequena quantidade de inclusões ou resíduos durante a soldagem, o que elimina a possibilidade de pequenas cavidades e/ou locais para um ataque corrosivo o que é uma grande preocupação quando da escolha para esses materiais [11].

A Tabela 3.5 abaixo apresenta uma visão geral para a escolha de um processo de soldagem para aços inoxidáveis.

Tabela 3.5 - Tabela de comparação entre processos de soldagem para aços inoxidáveis, *adaptado da AWS C5.5.*

Aplicações	Processos de soldagem* e avaliação** (todas as posições)		
	GTAW	GMAW	SMAW
Aço inoxidável chapa grossa > [5 mm]	B	E	B
Aço inoxidável chapa fina < [5 mm]	E	B	R
Aço inoxidável tubo ≤ [75 mm]	E	R	R
Aço inoxidável tubo > [75 mm]	B	B	R

* E=excelente, B=bom, R=razoável, NR=não recomendado em termos de custo, qualidade e aplicabilidade.

Ainda com relação às particularidades do processo de soldagem GTAW, um aspecto essencial na soldagem de aços inoxidáveis duplex é a dureza do metal de solda que é dependente do processo de soldagem escolhido, bem como do metal de adição. De uma maneira geral, a soldagem pelo processo GTAW de aços duplex produz soldas com as maiores durezas se comparada a outros processos [3].

¹⁰ Um sistema crítico é qualquer sistema em que: falhas não são aceitáveis, está sujeito a altos níveis de corrosão, onde áreas de inclusão são uma preocupação, que deve ser purgado para limpeza entre ciclos; que é utilizado para análise de amostra, que lida com fluidos ou gases que não devem entrar em contato com meio ambiente e que lida com produtos sensíveis à contaminação [49].

Uma desvantagem do processo GTAW é a baixa taxa de deposição, sendo um processo de custo elevado para ser utilizado na soldagem de espessuras maiores que 6 a 8mm. Nestes casos, é comum se utilizar apenas para o passe de raiz, utilizando outros processos de maior produtividade para os demais passes [50].

Nesse processo pode-se utilizar tanto a corrente contínua (DC) quanto a alternada (AC). Em corrente contínua, é possível duas polaridades ou direções em que a corrente pode seguir em um circuito de soldagem: polaridade direta (DCEN) ou polaridade reversa (DCEP). A definição do tipo de corrente e da polaridade é em função do material escolhido, como pode ser visto na AWS C5.5 (2003) e em [51].

Isso é útil em metais mais vulneráveis à alta energia de soldagem, que necessite de um maior controle de distorção. Uma penetração quase semelhante em metais de diferentes espessuras pode ser alcançada já que não há tempo suficiente para um fluxo de energia via calor significativo durante o pulso de corrente. Por uma razão similar, metais muito finos podem ser soldados em corrente contínua pulsada. Além disso, um conjunto de parâmetros de soldagem pode ser usado em uma junta em todas as posições, como na soldagem circunferencial de tubos, pois a corrente pulsada é menos sensível às variações de posição, segundo a AWS C5.5 (2003).

3.4.2.2 Habilidade do soldador/operador

O sucesso de qualquer processo manual depende muito da habilidade e da técnica do soldador, pois, toda a manipulação de soldagem é executada pelo soldador. As posições de soldagem, por exemplo, exigem do soldador a demonstração de que possui a habilidade necessária para executar as juntas e automaticamente qualificar uma EPS conforme os requisitos normativos aplicados [47].

Para o caso de soldagens automatizadas, ou mecanizadas, o fator habilidade passa a ser direcionado às questões de ajustes operacionais das máquinas e dispositivos de apoio às soldagens.

3.4.2.3 Característica do material

Trabalhar com aço inoxidável duplex requer bons conhecimentos das características físicas e mecânicas do material, da soldabilidade e da resistência à

corrosão a fim de preparar qualitativamente a documentação tecnológica do processo de produção [17].

A soldagem inadequada desse material causará intervenções adicionais, retrabalho e custos. O preço do aço inoxidável duplex é muitas vezes superior ao preço do aço carbono e os erros no processo de produção serão bem mais caros [17].

As características que se sobressaem para a ponderação do uso dos aços inoxidáveis, são também consideradas para os aços inoxidáveis duplex. São elas [44]: alta resistência à corrosão, resistência mecânica elevada, aparência higiênica, material inerte, facilidade de conformação, facilidade de união, manutenção das propriedades mecânicas a elevadas temperaturas e baixas temperaturas (criogênicos), acabamentos superficiais e formas variadas, forte apelo visual (modernidade, leveza e prestígio), relação custo/ benefício favorável, baixo custo de manutenção, material reciclável.

Em geral, com relação à soldagem, algumas características do duplex são interessantes: a) exceto em casos particulares, os aços duplex são soldados sem pré-aquecimento, b) tratamentos térmicos pós-soldagem são evitados e c) trincas a frio ou a quente raramente são uma preocupação [52].

3.4.3 A soldabilidade metalúrgica dos aços inoxidáveis duplex

Quando se fala que um metal de base tem uma soldabilidade ruim ou que é muito ruim de se soldar, significa que a soldagem desse material envolve muitos cuidados. Poucos são os casos em que o material realmente não é possível ser soldado. Os aços inoxidáveis são considerados de boa soldabilidade, pois exigem alguns poucos cuidados antes e durante a soldagem [53].

Ao contrário do que ocorre com os aços carbono, onde o fator conhecido como carbono equivalente¹¹ serve de base para avaliar a soldabilidade desse material, para os quais a indicação de valores abaixo ou acima de determinado ponto (estabelecidos em norma) indicam a boa soldabilidade metalúrgica, para os aços inoxidáveis duplex a ideia é um pouco diferente.

¹¹ Carbono equivalente: fórmula que leva em conta o efeito de diferentes elementos de liga na transformação martensítica dos aços carbono baixa, média e alta liga (exceto os aços inoxidáveis).

A evolução microestrutural durante a solidificação dos aços inoxidáveis duplex para a obtenção de uma relação balanceada entre a ferrita e austenita e a não precipitação de fases secundárias (soldabilidade metalúrgica) é prevista por diagramas constitucionais específicos (DeLong ou WRC-1992, por exemplo) para a estimativa da ferrita no metal de solda.

Vale lembrar que para aços inoxidáveis, além dos elementos Fe, Cr e Ni, existem outros elementos de liga alfa-gênicos e gama-gênicos os quais não são considerados no diagrama pseudo-binário 70% Fe-Cr-Ni [23].

Alguns conceitos são importantes para a compreensão da soldabilidade metalúrgica de aços ferríticos-austeníticos: a evolução microestrutural na solidificação da poça de fusão, as faixas de precipitação de fases e a identificação dos problemas mais comuns da soldabilidade metalúrgica desse material.

3.4.4 Precipitação de fase no duplex

Os aços inoxidáveis duplex apresentam uma boa soldabilidade desde que se tome alguns cuidados com os tipos de fragilização que ele apresente. Os tipos mais frequentes de fragilização são: precipitação de fase sigma (σ), precipitação de nitreto de cromo, crescimento de grão na zona afetada pelo calor e fragilização de 475 °C, segundo Brandi e Padilha (1990) e Kotechi (1992) *apud* [5].

Essas e outras fases podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex numa faixa de temperatura de 300 °C a 1000 °C, resultado de ciclos térmicos na soldagem, de tratamentos térmicos ou de condições de serviço. A temperatura na qual acontecem as fragilizações podem ser divididas em [5,37]:

- Fragilização em temperatura elevada: sua ocorrência pode-se dar durante a soldagem ou no tratamento térmico pós-soldagem. Ocorre na faixa de temperatura entre 600 °C e 1000 °C. Enquadram-se, aqui, a precipitação de fase sigma, a precipitação de nitreto de cromo, a formação de austenita secundária e o crescimento de grão na zona afetada pelo calor.
- Fragilização em temperatura baixa: enquadra-se, aqui, a fragilização de 475 °C e dificilmente ocorrerá durante a soldagem, mas poderá ocorrer ou no tratamento térmico pós-soldagem ou durante a aplicação do componente nessa faixa de temperatura. Ocorre, normalmente, entre 300 °C e 500 °C. Para evitar

a fragilização em serviço é limitada a temperatura de utilização dos aços duplex em, no máximo, 300 °C.

Vale destaque as seguintes precipitações: as de nitreto, comum nos metais de solda das ligas duplex; a fase sigma, em virtude de seus efeitos danosos na tenacidade e na resistência à corrosão e por fim, a austenita secundária (γ_2) que precipita em soldas com elevadores teores de ferrita durante o reaquecimento da zona fundida ou da zona afetada pelo calor [37]. A Tabela 3.6 apresenta as fases prováveis nos aços inoxidáveis duplex com a sua estrutura cristalina.

Tabela 3.6 - Algumas fases observadas na soldagem de aços inoxidáveis duplex, *adaptado* de [37].

FASE (fórmula química)	Est. Cristalina [grupo espacial]	Parâmetros de rede [Å]	Faixa de temperatura [°C]	Composição química [%]				
				Fe	Cr	Ni	Mo	Outros
Nitreto (Cr ₂ N)	trigonal [P3 ₁ m(162)]	a=4,750-4,796 c= 4,429- 4,470	500-1000	4,6	85,5	-	4,8	5,1 V N
Nitreto (CrN)	cfc [Fm3m (225)]	a=4,140	550-1000	5,8	83,1	-	9,3	1,8 Mn N
Carboneto (M ₂₃ C ₆)	cfc [Fm3m (225)]	a=10,56-10,68	550-1000	35	60	2	3	C
Carboneto (M ₇ C ₃)	ortorrômbico [Pnma (62)]	a=4,52 b=6,99 c=12,11	950-1100	-	-	-	-	-
Sigma (FeCr)	Tetragonal [P4 ₂ /mnm (136)]	a=8,799-8,828 c=4,544-4,597	650-1000	55	29	5	11	-
Alfa-linha (α') (α rica em cromo)	Ccc [I4/m32/m]	a=2,87-2,89	350-750	12	72	3	10	3 Si
Austenita secundária (γ_2)	Cfc [Fm3m (225)]	a=3,539	600-100	56,8	25,3	11,2	2,4	0,19 N

É de se notar que, paulatinamente, a aceitação de determinados valores de precipitação de algumas dessas fases vem sendo admitida para os aços duplex [37]. Frações de precipitados intermetálicos de 1% até 2% no meio da espessura são admissíveis, tanto para o metal de solda quanto para o metal de base [41].

A norma MR0175 (2009 – Parte 3) traz, também, o caráter normativo sobre o assunto para o uso de materiais duplex em ambientes contendo H₂S na produção de petróleo e gás. Nela, uma seção transversal do metal de solda, ZAC e metal base deve ser examinada como parte da qualificação do procedimento de soldagem e as fases intermetálicas, nitretos e carbonetos não devem exceder 1,0% no total. Já a fase

sigma não deve exceder 0,5%. Considerando-se ambos os critérios, a fração volumétrica de ferrita deve estar na faixa de 30% a 70%.

3.4.4.1 Previsão e medição de ferrita

Essencialmente, existem dois métodos para medir o teor de ferrita de metais de solda e metais de base. O primeiro requer uma cuidadosa preparação metalográfica para um acabamento de 1 μm , seguido por um ataque em solução de hidróxido de potássio (KOH) a 40% e com tensão de 7-8 V [54].

A fase ferrita ficará marrom/laranja em contraste com a austenita branca e assim o volume de ferrita pode ser medido usando um procedimento de contagem de pontos, seguindo em essência a norma ASTM E562 [54].

Sistemas de análise de imagem podem ser empregados para a avaliação do metal de base, mas não é aconselhável para o metal de solda devido à resposta ser mais variável com o ataque [54].

A vantagem da contagem pontual é que ela pode ser aplicada a todas as microestruturas, incluindo a estreita faixa da ZAC, mas é difícil de realizar *in situ* (pois é considerada uma técnica destrutiva) e é, relativamente, lenta/ dispendiosa. A precisão deste método, em termos de intervalo de confiança de 95%, é no máximo $\pm 5\%$ de ferrita ao nível de 50% de ferrita [54].

A segunda técnica aproveita as diferentes propriedades magnéticas das duas fases: a ferrita é ferromagnética, enquanto a austenita não é. Neste caso, um número de ferrita “*Ferrite Number (FN)*” arbitrário é atribuído a um dado nível de atração magnética, definido a partir de padrões primários (padrões de espessura de revestimento) e um balanço de feixe magnético. Instrumentos magnéticos como o *MagneGage*, o ferritoscópio ou o *Inspector Gauge* costumam ser usados para medir o teor de ferrita em termos de *Ferrite Number (FN)* [7,54].

Como o FN de um determinado metal de solda não depende apenas da quantidade de ferrita, mas também da composição da ferrita (em particular do teor de ferro), não é possível estabelecer uma correlação simples entre as duas escalas. Uma correlação feita para uma liga não é passível de transferência para outra liga. Há uma gama de experiências que permite a especificação de FN's apropriadas para aplicações particulares [54].

A reprodutibilidade em laboratórios das medições de FN foi de $\pm 10\%$ do valor médio (por exemplo, ± 3 FN para um valor médio de 30 FN, ou ± 7 FN para um valor médio de 70 FN) [54].

As duas vantagens do sistema FN são a de permitir o uso instrumentos portáteis e de ser não-destrutivo, embora haja alguns casos em que a precisão e a prática de trabalho de tais instrumentos tenham sido questionadas. Por esta razão, é importante que, para resultados FN significativos e reprodutíveis, a calibração e a prática de trabalho de tais instrumentos sejam realizadas estritamente conforme o método padrão [54].

Técnicas metalográficas são algumas vezes usadas, particularmente para determinar o conteúdo de ferrita na ZAC, onde a estreiteza dessa região dificulta o uso de instrumentos de prova magnética. Essas técnicas são complicadas e demoradas e fornecem um valor em termos de porcentagem de volume de ferrita em vez de FN. Uma conversão aproximada de FN para porcentagem de volume para ligas duplex é de 70%. Por exemplo, 100 FN é considerado aproximadamente 70% em volume de ferrita [7].

Como o FN não corresponde necessariamente a porcentagem de ferrita que efetivamente está contida na microestrutura, pois o FN é obtido utilizando-se da característica ferromagnética da ferrita, a relação entre o número de ferrita e a porcentagem de ferrita pode ser calculada pela Figura 3.22, demonstrada a seguir.

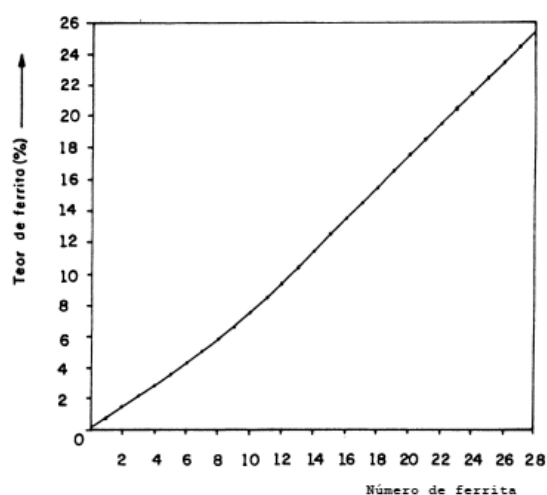


Figura 3.22 - Gráfico de correspondência entre os padrões secundários do FN do *International Institute of Welding* (IIW) e a porcentagem de ferrita na microestrutura. Foerster Imagem *apud* [5].

O diagrama WRC-1992, o mais atual dentre outros que foram desenvolvidos, permite uma previsão do teor de ferrita e do comportamento da solidificação, com

base na composição química em termos de FN. Este diagrama foi desenvolvido através dos esforços do Welding Research Council (WRC), do Subcomitê de Aços Inoxidáveis para Soldagem e do Instituto Internacional de Soldagem (Comissão II) [7].

Centenas de soldas foram analisadas em laboratórios de todo o mundo para determinar o número de ferrita (FN) em função da composição química. O diagrama WRC-1992, Figura 3.23, pode ser usado tanto para ligas austeníticas quanto para ligas duplex [7].

A linha FN de ligas duplex convencionais é sobreposta no diagrama WRC-1992 da Figura 3.23. O teor de ferrita pode variar de 30 até 100 FN e que todo esse intervalo está dentro do campo de solidificação do tipo C (totalmente ferrítica). Sabe-se que o metal de solda de processos com proteção de fluxo (SMAW, FCAW e SAW) é afetado adversamente em relação à ductilidade e tenacidade acima de 60 a 70 FN [7].

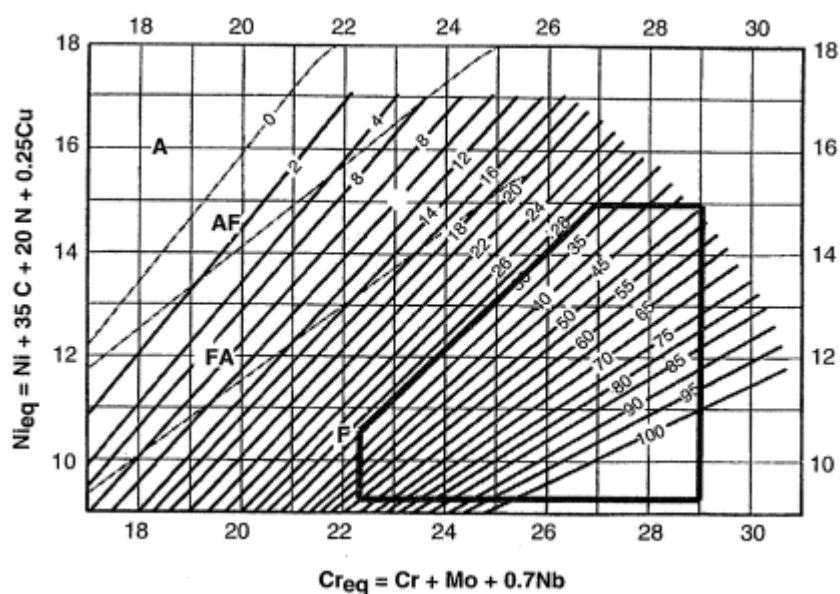


Figura 3.23 - Diagrama WRC-1992 com a área aproximada indicada das composições dos aços inoxidáveis duplex convencionais [7].

3.4.4.2 Problemas de soldabilidade metalúrgica

Como já discutido, os aços inoxidáveis duplex são completamente ferríticos em uma dada faixa de temperatura. A região da zona afetada pelo calor (ZAC) que for aquecida nessa faixa de temperatura terá um comportamento similar à de um aço inoxidável ferrítico. Portanto, os aços inoxidáveis duplex apresentam problemas de soldabilidade parecidos com os dos inoxidáveis ferríticos [5].

3.4.4.2.1 Trincas a frio ou de solidificação

As trincas a frio é função da composição química, conforme pode ser observado esquematicamente na Figura 3.24, onde é possível analisar o gráfico de susceptibilidade a trincas em comparação a relação Cr_{eq} / Ni_{eq} do WRC-1992.

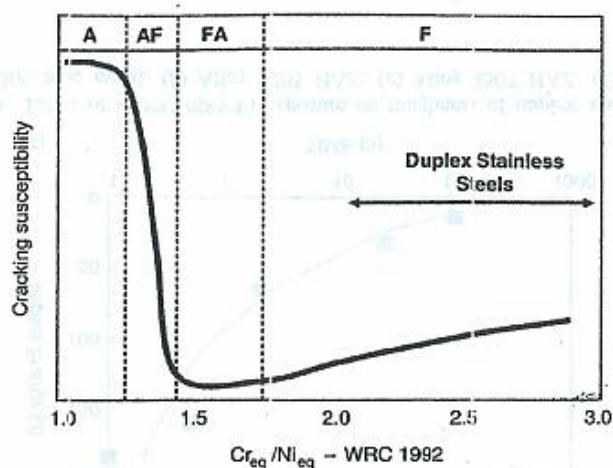


Figura 3.24 - Gráfico da susceptibilidade a trincas de solidificação de aços inoxidáveis, adaptado de [7].

Essencialmente, muitas ligas duplex solidificam no modo IV (solidificação ferrítica) e têm, inerentemente, menor suscetibilidade às trincas de solidificação do que as ligas austeníticas que solidificam no modo III (solidificação ferrítica-austenítica). Este modo de solidificação tem menor susceptibilidade às trincas de solidificação do que as ligas austeníticas que solidificam no modo I (solidificação austenítica). Este aumento deve-se à presença de contornos de grão ferrita-ferrita no final da solidificação que são mais facilmente molhados por filmes líquidos contendo enxofre e/ou fósforo, do que as interfaces ferrita-austenita [7].

Na prática, as ligas duplex são geralmente bastante resistentes a trincas de solidificação. Isto deve-se provavelmente ao fato de terem níveis de impurezas relativamente baixos e a probabilidade de filmes líquidos de contornos de grãos contínuos serem pequenos [7].

Alguns casos de trincas foram observados sob condições de alta restrição e algumas precauções são necessárias para esses casos. O uso de metais de adição austeníticos (como o AISI 309L) melhorará a resistência a trincas, mas reduzirá a resistência à corrosão do metal de solda em relação ao metal de base [7].

3.4.4.2.2 Trincas a frio induzidas por hidrogênio

Embora os aços inoxidáveis duplex sejam considerados resistentes às trincas induzidas por hidrogênio, um número de dispendiosas falhas tem ocorrido nas soldagens desses aços devido a uma combinação de alto teor de hidrogênio e da falta de um controle microestrutural. Metais de solda com FN elevado são suscetíveis as trincas induzidas por hidrogênio se uma quantidade suficiente de hidrogênio e de tensões estiverem presentes [7].

Procedimentos de soldagem com baixo teor de hidrogênio são, geralmente, recomendados para os processos SMAW e SAW, particularmente em ambientes úmidos [7].

O uso de adições de hidrogênio no gás de proteção com argônio para os processos GMAW ou GTAW, é às vezes usado na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos. Entretanto é geralmente desaconselhável para aços inoxidáveis duplex devido às possibilidades das trincas induzidas por hidrogênio na ferrita [7].

O melhor seguro contra as trincas induzidas por hidrogênio em ligas da classe duplex é o controle do número de ferrita (FN) no metal de solda. Com austenita suficiente na estrutura, existirão redes contínuas de austenita, não apenas ao longo dos contornos de grãos, mas também dentro dos grãos de ferrita, limitando efetivamente a difusão do hidrogênio na microestrutura [7].

Além deste encapsulamento na ferrita, que limita de forma efetiva a difusão do hidrogênio na microestrutura, a austenita, também, atua como um "sumidouro" para o hidrogênio e impede o crescimento de trincas, uma vez que a solubilidade do hidrogênio na austenita é maior [7].

3.4.4.2.3 Fragilizações em temperaturas intermediárias

A precipitação de fases intermetálicas é prejudicial à ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão. Devido ao alto teor de Cr e Mo do aço inoxidável duplex, a precipitação dessas fases é bem provável se essas ligas forem submetidas à certa faixa de temperatura característica [7].

Os aços inoxidáveis duplex para aplicações industriais são limitados a atender temperaturas de aproximadamente 280 °C no máximo e como resultado de um

procedimento de soldagem adequado e uma energia de soldagem correta não deve resultar em fragilização. Embora os metais de solda e as ZACs sejam mais propensas à essa precipitação intermetálica quando expostas a temperaturas elevadas [7].

Fragilização por alfa linha (α')

A Figura 3.25 demonstra a forte influência da microestrutura na perda de tenacidade após a exposição do metal de base e da ZAC à faixa da fragilização de 475 °C da liga do tipo 2205 [7].

Neste caso, a microestrutura da ZAC continha um nível mais alto de ferrita do que o do metal de base (100 FN versus 70 FN). É possível observar uma perda dramática de tenacidade na ZAC dentro de alguns minutos de exposição. Isso demonstra o porquê do uso da soldagem multipasse e de um tratamento térmico pós-soldagem poder criar problemas potenciais de fragilização se a microestrutura da solda (ou seja, o equilíbrio das fases) não for adequadamente controlada [7].

No entanto, após 100 horas, ambas regiões tiveram uma redução severa da tenacidade. Mesmo microestruturas balanceadas das ZACs, não podem impedir a eventual fragilização, o que demonstra o porquê de temperaturas acima de 280 °C não serem adequadas em serviço para aços inoxidáveis duplex [7].

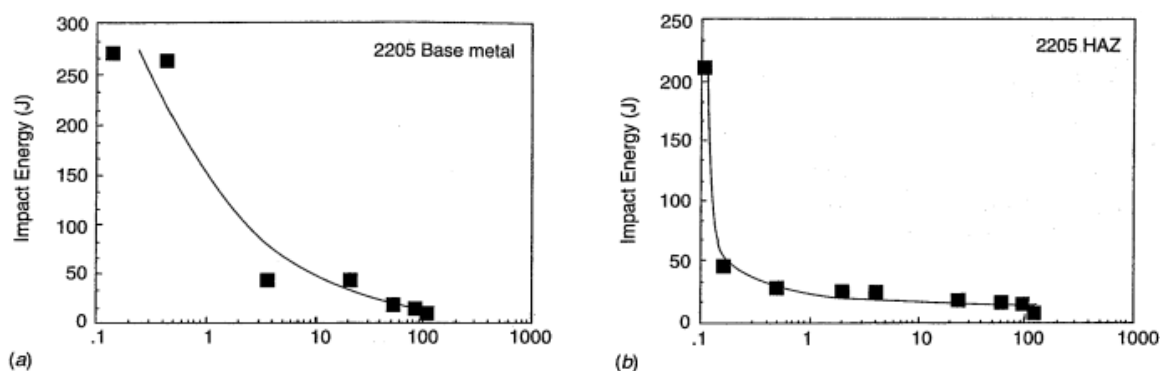


Figura 3.25 - Efeito da exposição de 475°C na tenacidade da liga 2205: (a) metal de base; (b) ZAC [7].

Fragilização por fase sigma (σ)

Esta fase começa a precipitar em temperaturas mais altas do que aquela que produz precipitação de alfa linha (α') produzem precipitações de compostos intermetálicos [7].

O mais importante dos compostos intermetálicos é a fase sigma (aproximadamente FeCr), embora a fase chi ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ ou aproximadamente Fe_3CrMo) também possa precipitar [7].

A formação de compostos intermetálicos começa a cerca de 570 °C e é mais rápida entre 800 °C a 850 °C. Acima de aproximadamente 1000 °C, dependendo da composição da liga, esses compostos intermetálicos se dissolvem novamente [7].

A ZAC e o metal de solda reaquecidos têm, invariavelmente, áreas que apresentam exposição única ou múltipla à uma faixa de temperatura de 570 °C a 1000 °C, onde a fase sigma e outras fases intermetálicas precipitam [7].

Em um aço inoxidável duplex com 22% de Cr, a formação de fases intermetálicas na condição de como soldado não é, normalmente, significativa. No entanto, nos aços inoxidáveis duplex com 25% de Cr, a formação dessas fases intermetálicas é mais rápida e a prevenção total de tais fases, na condição como soldada, é muito difícil. Mas, quando essas fases estão confinadas a pequenas zonas descontínuas, elas têm pouco efeito nas propriedades da solda. Karlsson (1999) *apud* [7].

Soldagens em aço inoxidável duplex, especialmente aquelas que envolvem peças fundidas, podem exigir recozimento para otimizar suas microestruturas. A norma ASTM A240 para aços inoxidáveis forjados e a norma ASTM 890 para aços inoxidáveis duplex fundidos exigem, ambas, o recozimento a uma temperatura mínima de 1040 °C com resfriamento em água, no entanto, ao selecionar uma temperatura de recozimento para uma soldagem, é necessário levar em consideração o uso de metais de adição com teor de níquel elevado [7].

As temperaturas de recozimento mais altas necessárias para eliminar a fase sigma no metal de solda com teor de níquel elevado, nem sempre são desejáveis do ponto de vista da resistência à corrosão porque a ferrita retém muito nitrogênio em solução [7].

A têmpera de 1120 °C a 1150 °C pode resultar em alguma precipitação de nitreto. Para evitar essa situação, foi concebido um procedimento de recozimento em etapas, consistindo em manter a temperatura a 1150 °C para dissolver toda a fase sigma formada durante o aquecimento, resfriar a 1040 °C e uma têmpera após 2 horas a 1040°C. Uma vez que a fase sigma precipitada no aquecimento foi dissolvida a 1150

°C, a mesma deve ser nucleada a 1040 °C, temperatura na qual a nucleação da fase sigma é lenta [7].

O resfriamento é então aplicado antes que a nucleação da própria fase sigma possa ocorrer e o metal de solda resultante terá alta ductilidade e tenacidade. Deve-se salientar que a resistência mecânica dos aços inoxidáveis duplex é muito baixa na temperatura de recozimento de 1040°C e que precauções devem ser tomadas para apoiar o componente, adequadamente, durante o tratamento térmico [7].

É preciso lembrar que as fragilizações tratadas acima representam alguns dos problemas de soldabilidade metalúrgica das ligas de aço duplex. Contudo, além desses problemas, que são geralmente de origem metalúrgica, existem outros tipos de problemas como as descontinuidades introduzidas nos cordões de solda que também trarão problemas de ordem metalúrgica [53].

3.4.5 Soldabilidade em serviço dos aços inoxidáveis duplex

A propriedade mais importante dos aços inoxidáveis é a sua resistência à corrosão. A vida em serviço e a boa escolha para a aplicação de um aço inoxidável estão sujeitas, quase sempre, a essa propriedade [2].

Como aplicação em serviço é o objetivo final da definição do material e do procedimento de soldagem correto, as questões da soldabilidade em serviço perpassa pelas lições aprendidas com as falhas em um desses pontos ou em ambos.

3.4.5.1 Trincas em tubos com costura

Em meados da década de 1980, as primeiras corridas de tubos com 22% de Cr foram usadas pela NAM (*Nederlandse Aardolie Maatschappij*), companhia de petróleo holandesa e vários problemas foram encontrados [55]. Um desses problemas dizia respeito aos tubos soldados com costura. A costura foi soldada com plasma (Plasma Arc Welding – PAW) na raiz, enchimento com dois passes no arco submerso e o passe de acabamento com GTAW [55].

Toda soldagem foi realizada com uma mistura de Ar + 5% H₂ como gás de proteção, para melhorar a condição da superfície da solda. No entanto, pequenas inclusões foram detectadas por radiografia na raiz, o que levaria à uma rejeição/reprovação. Para corrigir o problema, a raiz foi refeita usando PAW com o mesmo gás de proteção. Testes hidrostáticos foram realizados e após 24 horas sob pressão,

ocorreu o primeiro vazamento, em seguida, um segundo vazamento apareceu após cerca de 76 horas [55].

Uma investigação de dois tubos defeituosos revelou que a microestrutura nos metais de solda da raiz eram quase que completamente ferrítica e continham quantidades apreciáveis de hidrogênio. Como os vazamentos se deveram a trincas por hidrogênio, passou-se então a recomendar que quaisquer reparos fossem submetidos a um tratamento térmico completo, para restabelecer o equilíbrio das fases e os gases de proteção contendo hidrogênio deveriam ser evitados [55].

3.4.5.2 Trincas em tubos trabalhados a frio

Em 1989, a *Marathon Oil UK Ltd* (campo de *Brae*) vivenciou cinco casos de trincas longitudinais em tubos de produção de poços (*downhole production tubulars*) de aço inoxidável com 25% de Cr (S31260) [55].

Os tubos não falharam em serviço, mas sim sob danos de impacto excessivos durante a remoção em uma rotina de trabalho. A causa da falha foi identificada como fragilização por hidrogênio, causada pelo par galvânico entre os tubos de aço inoxidável duplex e o revestimento de aço carbono nas condições do poço [55].

Os tubos foram trabalhados a frio até um limite de escoamento na faixa de 965-1103 MPa. Percebeu-se que as falhas estavam nos tubos de maior resistência e, portanto, foram substituídos por outros que tinham um menor grau de trabalho a frio (S31260 e S31803) e que tiveram um desempenho satisfatório, isto é, o hidrogênio entrou nos tubos, mas não causou trincas [55].

Pode-se concluir que o trabalho a frio muito intenso reduz severamente a resistência a trincas sob condições de descarga de hidrogênio. Deve-se observar que os *manifolds* e as linhas de fluxo, normalmente, usariam o material recozido com um limite de escoamento de 550 MPa e a fixação por meio de parafusos seria levemente trabalhada a frio [σ_e máx. 900 MPa]. Sob essas condições, é menos provável que ocorram trincas [55].

3.4.5.3 Trincas em tubulação de produção *offshore*

Durante o ano 1991, a *Esso Production Malaysia Inc.* (EPMI) descobriu trincas em soldas de circunferenciais 2500 UNS S31803 durante a fabricação de um módulo de produção *offshore* [55].

Todas as trincas eram transversais à solda e localizadas apenas no metal de solda do passe de acabamento. Inicialmente, foram tentados reparos, mas durante este processo novas trincas se formaram em áreas adjacentes [55].

O GTAW foi usado para tubos com espessura de parede inferior a 11 mm em todos os passes, enquanto, para tubos de maior espessura, com diâmetro maior, foi empregado o GTAW para os passes de raiz e o passe de revenido e o SMAW para os passes de enchimento e acabamento. No total, cerca de 71 juntas soldadas apresentaram trincas, embora limitadas às juntas com SMAW (tendendo a ocorrer nos tubos de parede mais espessa). As trincas foram detectadas após em uma faixa variada de intervalos de tempo, às vezes em um dia após a soldagem, mas principalmente entre um e dois meses e, em um caso específico, após cerca de 153 dias [55].

As medições de ferrita realizadas em campo no metal de solda de acabamento mostravam valores típicos de 55% a 65% de ferrita, embora quando seccionados, o passe de acabamento tinha níveis significativamente mais altos, podendo atingir até 100%. As trincas pareciam começar neste passe de acabamento altamente ferrítico e se propagar através dos passes anteriores de maior teor de austenita. As fractografias mostraram características de clivagem extensas.

Além disso, foi revelado que as soldas de campo no SMAW continham cerca de 24 ppm de H₂. As tentativas de “secagem” dos eletrodos foram realizadas, mas esse nível de hidrogênio só poderia ser reduzido para 18 ppm. Concluiu-se que as trincas foram causadas pela composição dos eletrodos revestidos (levando ao conteúdo excessivo de ferrita), combinadas com altos níveis de hidrogênio. Com base nessa conclusão, a EPMI removeu e substituiu todas as soldas pelo processo SMAW, e refez as soldagens, exclusivamente, com o processo GTAW [55].

3.4.5.4 A falha do Gyda

Em janeiro de 1992, houve uma falha de um separador de aço inoxidável duplex com 22% de Cr (S31803) devido à CST por cloreto sob isolamento (*Corrosion under insulation* (CUI), em inglês) na plataforma BP Gyda no Mar do Norte [55].

A falha desta embarcação foi atribuída à má prática da soldagem (presença de trincas por hidrogênio) e um alto teor de ferrita no metal de solda (> 70%). Por sua vez, a CST CI foi devido à concentração de água do mar sob isolamento [55].

É bem conhecido que altos teores de ferrita aumentam a suscetibilidade dos aços inoxidáveis duplex à CST CI. Nenhuma outra falha ocorreu e nenhuma outra incidência de trincas em duplex ou superduplex foi relatada. Isso é verdade, embora haja muitos casos de válvulas incrustadas e sistemas de tubulação operando a temperaturas acima de 100 °C [55].

Após a falha e o mecanismo relatado, vários laboratórios investigaram a resistência dos aços inoxidáveis duplex e superduplex à CST CI em “incrustes salgados”.

Em um programa, os corpos de prova curvados soldados em UNS S31803 foram tensionados até ao longo da σ_e , com o isolamento sobre as amostras. A água do mar era regularmente pulverizada sobre os espécimes colocados em uma câmara ambiental para controlar a umidade e a temperatura, de tal forma que incrustes de sal se formariam sob o isolamento. Nenhuma trinca foi observada em qualquer amostra do teste até a temperatura máxima de teste de 90°C. A conclusão foi que a CST CI não era um risco até esta temperatura para o duplex S31803 [55].

Outro programa incluiu curvaturas do tipo *C-ring* tensionadas até 72% da tensão de escoamento e aquecidas a 150°C. A água do mar gotejava lentamente nos espécimes que foram regularmente inspecionados por semanas. Os espécimes eram do tipo duplex UNS S31803, um superduplex e um aço inoxidável austenítico com 6% Mo e todos trincaram em 30 dias. Outros testes mostraram que o tipo UNS S31803 testado ainda apresentava trincas com 60% da σ_e , enquanto o superduplex (S32760) era resistente a trincas em tensões de até 68% σ_e . Este é um teste muito severo e vale salientar que trincas externas não são um problema com tubos de processo no Mar do Norte. Isto é possivelmente aos incrustes de sal nos tubos em serviço se formarem por banhos intermitentes, em vez de, por gotejamento contínuo da água do mar. Assim, a superfície tem a chance de repassivar durante cada ciclo seco. No entanto, recomenda-se que todos os aços inoxidáveis duplex sejam pintados quando as peças estiverem sujeitas a isolamento molhado [55].

3.4.5.5 Fadiga em tubulações

Estudos demonstram que algumas linhas de fluxo expostas a vibrações severas apresentaram as primeiras falhas em fadiga. Em parte, essas falhas podem ser atribuídas aos projetistas que aproveitam a alta relação resistência-peso dos aços duplex e reduzem a espessura da parede, sem levar em consideração a necessidade crescente de suportes (dimensionamento de vãos). Além disso, várias falhas foram associadas a geometrias de chanfro deficientes que levaram ao início da fadiga no diâmetro interno [55].

3.5 Aplicações do duplex na indústria naval e *offshore*

3.5.1 Considerações sobre uma escolha adequada

O primeiro problema que sempre se apresenta ante a consulta de um projeto é a escolha do aço adequado que satisfaça física e quimicamente as características desejadas [56].

Esse problema se complica, sem dúvida, quando a escolha recai em um material que deve resistir à corrosão, pois nestes casos as possibilidades são inúmeras, na prática [56].

Para o estudo da especificação mais indicada à aplicação, com as características mecânicas desejadas, deve-se contemplar a resistência à corrosão necessária ao projeto. A seguinte relação de dados (Figura 3.26) será útil para uma escolha adequada [56]:

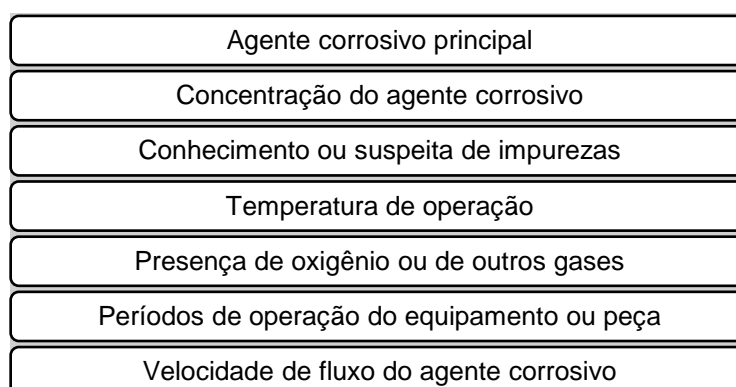


Figura 3.26 - Dados de projeto necessários para a indicação à aplicação em meios corrosivos, adaptado de [56].

Além disso, a experiência será, sempre, um bem valioso na hora de selecionar o material. Lembrando que condições aparentemente idênticas podem produzir resultados completamente diferentes, devido à corrosão poder ser provocada, também, por constituintes secundários do agente corrosivo principal [56].

É conveniente considerar, entre outros fatores, duas premissas de escolha: a) quando as condições de corrosão são severas e os custos de parada são muito altos devido a essas condições de corrosão, o custo inicial do material deixa de ser crucial e b) quando é possível optar por economizar nos custos dos equipamentos, a seleção de materiais de custos mais baixos pode ser considerada (risco calculado) [56].

No caso de aços inoxidáveis, em comparação aos aços comuns ou de baixa liga, classes e/ou tipos específicos são selecionados para resistir a serviços específicos, processos ou produtos químicos, ou para resistir a fenômenos específicos de corrosão. Existem oito fatores que afetam a seleção de materiais CRAs [57], conforme a Tabela 3.7:

Tabela 3.7 - Fatores a serem considerados na seleção de aços resistentes à corrosão, adaptado de [57].

FATORES	CONSIDERAÇÕES
1. Propriedades físicas	densidade, ponto de fusão, coeficiente de expansão térmica, condutividade térmica e propriedades magnéticas
2. Propriedades mecânicas	resistência à tração, elasticidade, alongamento e redução da área, módulo de elasticidade, resistência à fadiga etc.
3. Fabricação	o material deve estar disponível na forma exigida e permitir tratamento térmico, conformação, soldagem ou junção etc.
4. Fatores regulatórios	o material deve atender a certos requisitos impostos pelo Código de Vaso de Pressão e Caldeira da ASME, pelo Código ASME/ ANSI para Tubulação de Pressão e / ou pelos padrões impostos por outros órgãos. Nesta categoria também incluímos padrões e especificações aplicáveis (por exemplo, a ASTM)
5. Características de corrosão	a suscetibilidade à corrosão geral sob as condições do processo e suscetibilidade a formas localizadas de ataque ou fenômenos específicos;
6. Controle de corrosão	capacidade de controle da corrosão, por exemplo, sobre-espessura de corrosão, revestimentos, inibidores de corrosão, técnicas eletroquímicas (por exemplo, proteção catódica ou anódica) ou características especiais de projeto (por exemplo, minimização de fresta, controle de velocidade, limites de transferência de calor)
7. Confiabilidade e segurança	o equipamento deve proporcionar uma vida útil desejada sem perigo de incêndio, explosão ou liberação inadvertida de substâncias que possam colocar em risco a planta, as pessoas, a comunidade ou o meio ambiente
8. Econômico	os materiais devem fornecer a combinação ótima de vida útil e custo instalado, mais reserva financeira para manutenção necessária e despesa de parada. As comparações devem basear-se no custo anual uniforme, nos custos do ciclo de vida ou em algum cálculo de engenharia econômica semelhante

Após tais considerações, cinco etapas são necessárias, segundo Roach e Beck (1981) *apud* [57]:

1. Definir as condições de exposição e consequentes requisitos para cada item do equipamento;
2. Estabelecer uma estratégia para avaliar materiais alternativos;
3. Identificar os materiais candidatos;
4. Avaliar os materiais de construção;
5. Selecionar os materiais finais e fornecendo a documentação e comunicações necessárias.

Os aços inoxidáveis são excepcionalmente qualificados para as aplicações em meios corrosivos em termos de custo, disponibilidade e facilidade de fabricação, geralmente. No entanto, uma compreensão dos mecanismos de corrosão, de metodologia de seleção de materiais, das propriedades e características dos materiais e de medidas apropriadas da garantia da qualidade é essencial para sua utilização adequada [57].

3.5.2 Aplicações

Os aços inoxidáveis duplex têm resistência à corrosão melhor ou igual em comparação aos aços austeníticos com adições de Cr e Mo compatíveis e com um limite de escoamento duas ou mais vezes superior. Isso resulta em uma significativa redução da espessura de parede de vasos e trocadores de calor, por exemplo, com redução de peso e, conseqüentemente, economia de fabricação. Sendo este, um exemplo típico do benefício do uso de duplex em equipamentos de processo empregados em plataformas semissubmersíveis utilizadas na exploração de petróleo em águas profundas [2,3].

Atualmente os aços do tipo 2205 é o duplex mais empregado na indústria, respondendo por aproximadamente 80% da produção mundial dos aços duplex [2].

Existe uma vasta gama de diferentes aplicações, em vários segmentos da indústria, onde os aços duplex são uma excelente escolha. Entre eles estão, por exemplo, trocadores de calor, equipamentos de destilação e tanques de armazenamento [12]. Nos subtópicos a seguir, serão descritas algumas aplicações em que os aços duplex são utilizados, enfatizando-se o uso do tipo UNS S31803.

Não será possível descrever todas as aplicações em que os aços duplex podem ou foram utilizados nesta seção, no entanto, alguns usos importantes do duplex serão descritos para as indústrias mais ligadas a este trabalho, dando uma visão geral da versatilidade desse material.

3.5.2.1 Química e petroquímica

As classes de aço inoxidável duplex têm encontrado amplo uso nas indústrias químicas e petroquímicas. A Tabela 3.8, abaixo, traz as principais aplicações para o duplex do tipo UNS S31803 [58].

Tabela 3.8 - Aplicações do 22%Cr, *adaptado* de [58].

Indústria	Duplex 22% Cr
Química	Bombas, ventiladores, centrífugas, serpentinas de tanques de fusão de enxofre e navios químicos
Petroquímica	Equipamentos/ sistemas de dessalinização; dessulfuração e destilação
Papel e celulose	Digestores em plantas de sulfato e sulfito; tanques de licor preto e branco; impregnadores de oxigênio
Geração de energia	Tube de injeção em poços geotérmicos
Dessulfurizadores de gás de combustão (FGD)	Planta de evaporação; ventiladores centrífugos
Óleo e gás	Lança de queimadores (<i>flare booms</i>); estrutura; tubos de revestimento perfurados (entalhados); linhas de comunicação; tubulação de fundo de poço; linhas de fluxo submarinas

Um fato interessante, é que se só os materiais para vasos de pressão das indústrias químicas e petroquímicas forem considerados, os aços carbono e de baixa liga mantêm, ainda, 65% do mercado, restando 35% para os aços inoxidáveis e as ligas à base de níquel. A Figura 3.27 ilustra como os 35% restantes do mercado são subdivididos [58].

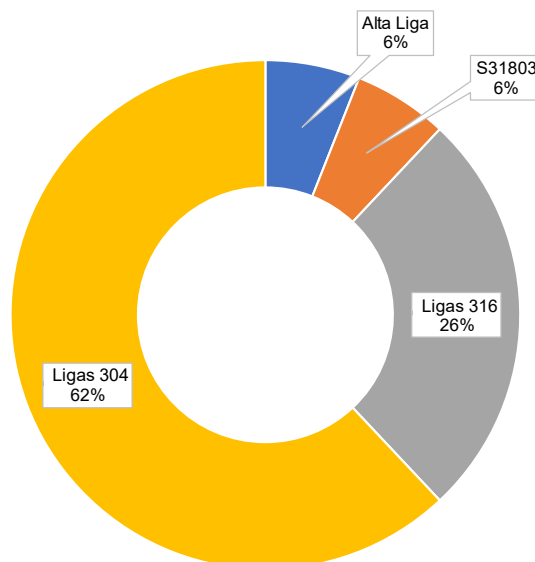


Figura 3.27 - Distribuição de materiais de vasos de pressão de alta liga utilizados na indústria petroquímica, adaptado de [58].

Mesmo o material UNS S31803 representando 6% dessa parcela, ele é o tipo escolhido para substituir os aços inoxidáveis austeníticos da série 300, devido à sua maior resistência à corrosão e à corrosão sob tensão em muitos ambientes, somando-se a sua resistência a tração, notadamente, mais altas e com apenas um aumento moderado no preço. Como consequência, a aprovação foi obtida pelos principais códigos nacionais e internacionais para vasos de pressão [58].

Os aços inoxidáveis duplex tipo UNS S31803/ S2205 também tem sido usado em reatores, em trocadores de calor e em tanques de armazenamento na produção de detergente, incluindo aminas graxas e cloretos. Além disso, também na produção de polímeros, por exemplo, polipropileno, na esterilização a vapor de bioprodutos e na produção de cianeto de sódio [58].

3.5.2.2 Óleo e gás

Aristotile [59] lembra que as reservas de óleo e gás natural são normalmente, exploradas em ambientes particularmente difíceis, por exemplo, mares abertos e/ ou regiões árticas e que o transporte de fluidos corrosivos da planta de extração para as estações de processamento exige o aumento do uso de materiais de alto desempenho em oposição aos aços C-Mn ou aços de baixa liga.

O uso de ligas duplex para aplicações *offshore* começou com o desenvolvimento dos empreendimentos do Mar do Norte. As condições corrosivas que foram encontradas nesta região não permitiam o uso de aços carbono e levaram à seleção de aços inoxidáveis. As classes duplex foram fabricadas e fornecidas para os equipamentos de perfuração de poços (*downhole*) e cabeças de poços (*wellheads*), linhas de fluxo, umbilicais, tubulações de processo e vasos, e componentes mecânicos, como peças de bombas, compressores e válvulas. Em geral, duraram muitos anos em serviço, sem problemas [58].

Em particular, devido à sua alta resistência e boa resistência à corrosão, elas se tornaram cada vez mais populares em sistemas de alta pressão, em equipamentos de processo, em tubulações e em paredes corta-fogo, o que, para instalações *offshore*, leva a uma redução no peso superficial. Atualmente as ligas duplex são usadas com espessuras de até 100 mm e com temperaturas de projeto de até -50 °C [58].

Embora o óleo em si não seja normalmente muito corrosivo, o ambiente natural em torno dos locais de produção e o próprio processo de extração podem criar ambientes corrosivos. O óleo e o gás não tratados contêm vários níveis de CO₂ e H₂S, afetando significativamente a corrosividade [12].

Para a indústria *offshore*, o manuseio da água do mar é necessário e requer materiais resistentes à corrosão. A extração de recursos naturais, como petróleo e gás, geralmente envolve fontes em profundidade e transporte por longas distâncias, o que explica o porquê de uma grande parte das necessidades de aço inoxidável nesse setor consiste em produtos tubulares [12].

Os ambientes mais corrosivos existem em poços profundos e ácidos, com altas temperaturas e altas pressões. Para a maioria dessas situações, diferentes ligas duplex oferecem soluções atrativas [12] e alguns exemplos são descritos abaixo.

3.5.2.2.1 Perfuração de poços

Os aços duplex foram utilizados em tubulações de perfuração de poços (*downhole*) com relativo sucesso. O primeiro uso data do início dos anos 80, com limite de escoamento de até 965 MPa sendo aplicados. Ambos os tipos, 22% e 25% de Cr,

foram usados. Por razões óbvias, esses aços são usados principalmente nos poços mais corrosivos e, geralmente, foram bem-sucedidos [58].

A fim de controlar a extração *offshore* de petróleo, as cabeças de poço (*wellheads*) submarinas são conectadas a plataformas por meio de tubos, muitas vezes referidos como umbilicais. Como o nome sugere, as necessidades necessárias no processo de extração são fornecidas por meio desses umbilicais. Isso inclui fonte de alimentação para bombas submarinas, lubrificação para essas bombas, pressão hidráulica para operar atuadores de válvulas, produtos químicos para ajustar os fluidos do processo e o controle necessário das funções instaladas na cabeça do poço [12].

Como os umbilicais trabalham em ambientes muito adversos, onde é caro e complicado realizar reparos, a confiabilidade é um aspecto muito importante na escolha do material de construção. Portanto, os aços inoxidáveis duplex, com sua resistência mecânica e resistência à corrosão, são uma excelente escolha. Dependendo das condições de trabalho, existem vários tipos de duplex com diferentes resistências à corrosão para escolher [12].

As classes superduplex, como o tipo UNS S32507, provaram ser uma boa escolha onde o ambiente exige um material com propriedades de corrosão especialmente boas. A maioria dos umbilicais duplex são fornecidos como tubos sem costura. No entanto, tubos soldados longitudinalmente (com costura) podem ser uma opção mais econômica, pois são fornecidos em maior comprimento do que a alternativa perfeita. Os aços inoxidáveis *lean* duplex, fabricados com costura, são uma alternativa, se usados com revestimento para o zinco [12].

3.5.2.2.2 Linhas de fluxo

Uma aplicação importante dos aços duplex na indústria de petróleo e gás é em linhas de fluxo para o transporte de petróleo e gás natural. Provavelmente há hoje mais de 1.000 km de linhas de fluxo em duplex, soldadas, instaladas globalmente e com um desempenho em serviço ótimo. O principal tipo de duplex que tem sido empregado para essas linhas de fluxo é o S31803/ S32205, com algum uso de superduplex para níveis mais altos de H₂S. Os diâmetros das tubulações variam de 4 a 36 polegadas e uma grande parte dos gasodutos é utilizada em instalações *offshore* [12].

As linhas de fluxo e os *risers* são usados para recuperar o óleo e conectar o equipamento submarino com unidades de produção da superfície. Estas linhas de transporte do óleo extraído são frequentemente construídas como tubos flexíveis. Eles consistem em camadas de diferentes materiais e a camada de aço inoxidável é construída a partir de muitas pequenas seções conectadas umas às outras, formando um tubo que é dobrável até certo ponto; daí o nome tubo flexível. O exemplo de tubo flexível pode ser visto na Figura 3.28.



Figura 3.28 - Tubo flexível com aço inoxidável duplex na parte mais interna, *adaptado* de [12].

A pressão reduzida nestas linhas de fluxo faz com que a água se condense e, em combinação com a presença de cloretos e sulfeto de hidrogênio (H_2S), cria-se um ambiente onde a corrosão é um risco real. A temperatura de trabalho e as altas taxas de fluxo nas linhas de transporte aumentam ainda mais a necessidade de um material mecanicamente resistente e resistente à corrosão. Graças à sua resistência mecânica superior e alta resistência à corrosão, os aços inoxidáveis duplex são usados por todos os grandes fabricantes de tubos flexíveis para *risers* e linhas de fluxo [12].

Há várias linhas construídas com o UNS S31803 que estão em serviço há anos (Tabela 3.9), sem apresentar problemas. Argumenta-se que essas linhas não são trabalhadas a frio como as tubulações, mas elas sofrem uma certa quantidade de deformação durante a operação de assentamento e contêm tensões residuais de soldagem, bem como proteção catódica de ânodos de sacrifício [58].

Tabela 3.9 - Principais linhas de fluxo em aço inoxidável duplex, *adaptado* de [58].

Projeto	Operador	Terra/ mar	Comprimento [Km]	Dimensões nominais	País	Ano
K8FA2-K8FA1	NAM	Mar	3,8	10" x 10 mm	NL	1978
K11FA1-K8FA1	NAM	Mar	10,0	6" x 6,2 mm	NL	1978
Cov 21-24	NAM	Terra	4,0	10" x 6 mm	NL	1983
Cov 5-17	NAM	Terra	3,0	10" x 6 mm	NL	1983
Cov 2-24	NAM	Terra	1,0	4" x 10 mm	NL	1983
AME1-AWG1	NAM	Terra	4,0	20" x 11,6 mm	NL	1984
Egmond- Wimmenum	NAM	Terra	8,0	2" x 3,9 mm	NL	1985
Inde M-J	Shell Expro	Mar	3,3	12" x 14 mm	UK	1985
Sean R-P	Shell Expro	Mar	4,8	20" x 14 mm	UK	1985
K7FA1-K8FA3	NAM	Mar	9,0	12" x 9,5 mm	NL	1986
Norg 2-3	NAM	Terra	4,0	6" x 4,25 mm	NL	1986
Lh/LA - LG	NAM	Mar	10,0	8" x 9 mm	NL	1987
Cov 33-24	NAM	Terra	3,0	10" x 8,3 mm	NL	1988
Brae A-C	Marathon	Mar	7,0	6" x 14,3 mm	UK	1988
Tommeliten A-Edda	Statoil	Mar	11,5**	9" x 15,8/ 24,4 mm	NO	1988
Cov 20-21	NAM	Terra	3,0	10" x 6 mm	NL	1989
Vries 2-4	NAM	Terra	4,0	6" x 4,2 mm	NL	1990
K15FC1-K15FB1	NAM	Mar	9,0	10" x 7,3 mm	NL	1990
Gannet	Shell Expro	Mar	16,0 cada	6" x 14,4 mm e 4" x 9,5 mm	UK	1991
Scott	Amerada/Hess	Mar	7 de 16	6" x 14,3 -15,5 mm	UK	1991/2
Embla	Phillips	Mar	5,5	14" x 11,1 mm	NO	1991
Prudhoe Bay	Arco	Terra	4,5 e 3,5	24" x 10 mm e 6" x 6,35 mm*	USA	1992/3
Point McIntyre	Arco	Terra	30,5 e 6,1	24" x 6,35 mm e 6" x 6,35 mm	USA	1992/3
Lisburne	Arco	Terra	3,0	6" x 6,35 mm*	USA	1992/3
3C (replacing corroded carbon steel)	Arco	Terra	3,0	24" x 6,35 mm	USA	1992/3
Pelican*	Shell Expro	Mar	17,2	200 mm ID x 11,7 mm	UK	1994/5
South Birch*	Lasmo	Mar	14,5	282 mm OD x 14,1 mm	UK	1995
Kadanwari	Lasmo	Terra	22,0	12" x 8 mm	PK	1994/5
Sleipner West	Statoil/ Clyde Petroleum	Mar/ Terra	10,0/ 12,0	20" x 14,5 mm mais raiser 20" x 17,4 mm/ 10" x 12,7 mm	NO/ NL	1995
Munnekezijl- Grijpskerk	NAM	Terra	6,5	18" x 12,7 mm	NL	1995
N'Kossa WHD1- WHD2	Elf Congo	Mar	3,9	18" x 17,45 mm e 20,6 mm	CG	1995

* 25Cr duplex

** Em duas seções de diferentes espessuras de parede, duas linhas de 9" e duas de 6" como linha de teste em 15,4mm e 24,4mm.

O uso de proteção catódica se faz necessário para proteger o material da corrosão da água do mar, mas levanta a questão da fragilização por hidrogênio. Análises foram feitas em bobinas de linhas de fluxo e alguma entrada de hidrogênio foi notada, embora o efeito não pareça ser significativo. Isto se deve, provavelmente, às menores tensões na parede do tubo. Em um teste, descobriu-se que o hidrogênio havia penetrado a uma profundidade de cerca de 2 mm em 2,5 anos [58].

3.5.2.2.3 Manuseio de cloreto e H₂S

As classes duplex são usadas para manuseio de água salobra como produto, bem como da água do mar. Essas ligas são altamente resistentes a sistemas de processamento de CO₂ "doce", mesmo quando o pH é baixo (2,5), há altas concentrações de cloreto (150.000 mg/ l) e areia com vazões de até 30 m/s [58].

Além disso, as ligas duplex são usadas para aplicações mais agressivas, onde o sulfeto de hidrogênio "azedo" é produzido. Para este fim, normas ou códigos específicos cobrem essas aplicações, como a NACE MR0175 e a publicação n° 17 da *European Federation of Corrosion* (EFC) [58].

Na primeira norma, os limites são fornecidos em termos de fatores ambientais e da dureza para classes diferentes, enquanto a segunda fornece uma abordagem para qualificar os materiais para as condições de serviço específicas [58].

3.5.2.2.4 Outras tubulações, embarcações e equipamentos

Os aços inoxidáveis duplex também têm sido utilizados para aplicações que manipulam água desaerada e misturas óleo/água, como trocadores de calor em refinarias [58].

Além disso, a experiência com esses aços em aplicações com água do mar vem se acumulando e aprimorando. A experiência mais longa é com bombas, compressores e válvulas em sistemas de injeção de água. Para esses casos, os aços inoxidáveis duplex têm sido utilizados desde as operações iniciais em muitos campos, proporcionando mais de 10 anos de experiência operacional [58].

Os duplex foram usados na fabricação de "corpos" de compressores de injeção de água e bombas de elevação de água do mar. A principal razão para essas seleções foi a de que as ligas duplex atendem a resistência dos aços ferríticos, ora, substituídos [58].

Contudo, ainda é preciso ver se o bom desempenho das ligas duplex é devido à proteção catódica ou é inerente ao material. Deve-se notar que nenhum problema foi relatado com a fabricação ou reparo de soldas, mas a maioria dessas soldas foram tratadas termicamente. No entanto, deve-se notar que, onde a mesma bomba foi

privada de proteção catódica, ela geralmente falha devido à corrosão em fresta, mesmo em água do mar fria [58].

Mais recentemente, alguns operadores empregaram aços superduplex para tubulações de água do mar de uma forma mais geral. Embora pouca experiência tenha sido acumulada, os dados iniciais são promissores [58].

3.5.2.2.5 Fixação com parafusos

Uma aplicação promissora para aços duplex é em sistemas de fixação com parafusos. Embora mais dados sejam necessários, parece que alguns dos aços inoxidáveis duplex têm um potencial significativo aqui. Parafusos em S32205/ S31803 e S32760 estão em uso, o que abre a possibilidade de uso em sistemas de tubulação em temperaturas mais baixas. Um problema é a falta de dados nos vários códigos [58].

3.5.2.3 Transporte marítimo

Os aços inoxidáveis austeníticos têm sido utilizados no transporte de produtos químicos desde a década de 1960. No início dos anos 80, os aços inoxidáveis duplex começaram a emergir como uma alternativa viável para 316LN e 317LN, particularmente por sua alta relação resistência/peso que maximizou a capacidade de carga por uma redução na espessura da parede [58].

Para transportes mais longos de produtos químicos nos mares do mundo, os navios-tanque são frequentemente empregados. Os produtos químicos líquidos são mantidos em contêineres de carga, construídos como compartimentos separados no espaço de carga. É prática normal transportar vários produtos químicos usando o mesmo contêiner de carga, com lavagem intermediária. Embora os navios-tanque de produtos químicos não sejam em si todo de aço inoxidável, os contêineres de carga que transportam os produtos devem ser resistentes à corrosão. A boa resistência à corrosão e a alta resistência mecânica dos duplex os tornam uma escolha adequada e amplamente usada, atualmente [12].

Em comparação com os graus austeníticos empregados anteriormente, tais como o 316LN frequentemente usado com um mínimo de 2,5 ou 2,75% de molibdênio, o duplex tipo S32205/ S31803 mostra uma resistência superior em muitos dos

produtos químicos importantes. Desde a década de 1980, grandes quantidades de aços inoxidáveis duplex foram instaladas em transportadores químicos [12]. Um exemplo é demonstrado na Figura 3.29.



Figura 3.29 - Compartimento de carga em 2205 de um módulo de um navio-tanque, *adaptado* de [12].

Hoje, as cargas transportadas, por navios-tanque químicos em aços inoxidáveis duplex, vão desde o melaço, óleo de peixe e lubrificantes até o metanol. Além disso, a resistência à corrosão melhorada das ligas de aços inoxidáveis duplex torna-as uma escolha comum, para os ácidos fosfóricos e hidrocarbonetos clorados [58].

Estima-se que o uso de aço inoxidável duplex no lugar dos austeníticos, possa economizar cerca de 10% do peso do sistema de tanques, o que equivale a algumas centenas de toneladas para um único navio. Isso significa um grande aumento na capacidade de carga do produto químico a ser transportado. No entanto, os materiais devem estar prontamente disponíveis em um estaleiro, sem as complicações devidas, nos tamanhos e formas necessários e ter boas propriedades de fabricação, incluindo facilidade de conformação e soldagem [12,58].

O tipo de aço inoxidável duplex S32205/ S31803 atende a esses requisitos e foi aprovado por todas as principais sociedades classificadoras. Esta liga tem sido amplamente utilizada desde 1987, e agora é a escolha dominante para a construção de avançados petroleiros químicos [58].

As classes de aço inoxidável duplex também são empregadas em aplicações marítimas, como eixos de hélices, propulsores de direção, propulsores náuticos, motores a jato de água e outros produtos sujeitos a alta carga mecânica [58].

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia experimental adotada neste trabalho teve por finalidade a avaliação da evolução microestrutural de juntas soldadas de aço inoxidável duplex, com e sem reparo de solda pelo processo GTAW manual.

As alterações microestruturais provenientes da soldagem manual, dos trechos com e sem reparo de solda, foram avaliadas por técnicas de caracterização que permitiram verificar, de modo qualitativo e quantitativo, o balanço de fases constituintes e a presença de fases intermetálicas. Além disso, foram verificados os efeitos da soldagem sobre as propriedades mecânicas de dureza e de resistência à corrosão.

Outrossim é importante ressaltar a necessidade de nortear os resultados obtidos em comparação com os critérios em norma ou recomendações técnicas de entidades que definem as propriedades adequadas para o bom desempenho de conjuntos soldados. Neste contexto, destacam-se as normas e condições estabelecidas pela Petrobras N133 que estabelece os vários requisitos de soldagem aplicados ao material utilizado neste trabalho.

4.1 Materiais

O material utilizado nesse projeto foram chapas de aço inoxidável duplex do tipo UNS S31803 com espessura de 6,02 mm, soldadas pelo processo *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW) manual.

O resumo da composição química do metal de base está apresentado na Tabela 4.1, a seguir.

Tabela 4.1 - Composição química (% em peso) do metal de base.

METAL DE BASE	Nº UNS	C	Cr	Si	Ni	Mo	N	Mn	Cu	P	Ti	Nb	S
ASTM A240	S31803	0,017	21,8	0,44	6,0	3,1	0,197	1,46	0,25	0,023	0,005	ND	<0,001

*ND-não detectado

O material como-recebido foi analisado por espectroscopia de emissão óptica e o respectivo relatório da análise química, bem com os equipamentos utilizados e os procedimentos adotados, podem ser consultados no Anexo 1.

O metal de adição utilizado foi o ER2209, indicado pela AWS 5.9, em forma de vareta e diâmetro de 2,4 mm cuja composição pode ser vista na Tabela 4.2 a seguir.

Tabela 4.2 - Composição química (% em peso) do metal de adição.

METAL DE ADIÇÃO	C	Cr	Si	Ni	Mo	N	Mn	Cu
ER2209	0,014	23,37	0,49	8,59	3,45	0,14	1,45	0,14
	P	Ti	Nb	S	Co	Al	B	V
	0,013	0,01	0,012	0,0008	0,09	0,005	0,0022	0,067

O certificado de qualidade da corrida do pacote de varetas foi fornecido pelo fabricante e pode ser consultado no Anexo 2.

Quanto ao eletrodo de tungstênio utilizado, esse está mais para uma questão de escolha. E, neste trabalho foi utilizado o de lantânia ($\text{La}_2\text{O}_3\text{-W}$) com diâmetro de 2,4 mm, por ser um pouco mais acessível no mercado local que o de céria ($\text{CeO}_2\text{-W}$ %). Tal escolha deve-se ao fato de já termos algumas publicações como Saito *et al* [60] e na AWS [61] em saúde e segurança do trabalho que orientam o desuso de eletrodos de tungstênio com óxido de tório ($\text{ThO}_2\text{-W}$ 2%). Para Saito *et al* [60] no trabalho intitulado *Thorium-232 Exposure during Tungsten Inert Gas Arc Welding and Electrode Sharpening*, salienta que, em seus experimentos, apesar do nível de ThO_2 durante a soldagem e a afiação dos eletrodos de tungstênio tenham sido inferior ao DAC (*derived air concentration*)¹², os mesmos recomendam a substituição do óxido de tório nos eletrodos de tungstênio por materiais como a lantânia ou a céria para fins de segurança.

Em se tratando do eletrodo de tungstênio, cabe frisar que a tória é ainda muito utilizada em soldagens manuais aqui no Brasil.

O diâmetro do eletrodo foi definido com base em [51] para o intervalo de 100-200A e o número do bocal cerâmico da tocha, com difusor gasoso, 8 (oito). A escolha do uso do *difusor gasoso* foi feita em virtude da melhora do fluxo laminar do gás, evitando as turbulências características do bocal comum, proporcionando uma maior proteção da poça de fusão.

A configuração da ponta do eletrodo de tungstênio utilizada neste trabalho foi de 45° para a afiação e o diâmetro da ponta de 0,4 mm, conforme Figura 4.1 a seguir.

¹² Concentração de um determinado radionuclídeo no ar-respirado por homem-referência em um ano de trabalho de 2.000 horas em condições de trabalho leve (com uma taxa de inalação de 1,2 metros cúbicos de ar por hora)

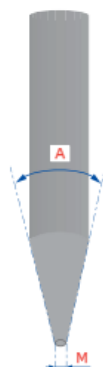


Figura 4.1 - Configuração da ponta do eletrodo não consumível. Os valores de A e M são 45° e 0,4 mm, respectivamente.

Como gás de proteção foi utilizada uma mistura de argônio e nitrogênio, com uma vazão de 12 l/min, determinada após estabilidade do arco.

Como já discutido anteriormente, a superfície interna tanto de tubos quanto de chapas deve ser protegida contra a oxidação com o uso de um gás de purga. A pureza do gás de purga depende da qualidade de solda exigida. Contudo, no intuito de simular experimentalmente uma das piores condições de soldagem, ou seja, quando o soldador ou operador de soldagem não tem nenhum acesso a face interna/ oposta para a implementação de um sistema de proteção por purga, optou-se pelo uso de um cobre-junta cerâmico¹³.

A opção pelo uso do cobre-junta cerâmico deve-se ao fato de proteger minimamente a raiz contra uma oxidação direta e com isso, a possibilidade da aprovação nos ensaios de resistência à corrosão por pites previsto na norma N133 (ASTM G48) para a qualificação da junta soldada.

Os consumíveis de soldagem utilizados estão listados na Tabela 4.3, bem como a vazão do gás de proteção.

Tabela 4.3 - Consumíveis de soldagem.

GTAW - MANUAL	
Metal de adição	ER 2209, Ø 2,4 mm
Gás de proteção	Ar+1,8% N ₂
Vazão do gás de proteção	12 l/min

¹³ Os cobre-juntas, em inglês *backing*, atuam como suportes da poça de fusão. O metal líquido é sustentado por um anteparo de material refratário (nesse caso, cerâmico), com elevada resistência a altas temperaturas, inerte e com formato desejável. Dessa maneira, durante a solidificação, não haveria contaminação da poça fundida e um formato ideal pode ser obtido.

4.2 Metodologia Experimental

A metodologia experimental adotada para este projeto tem por finalidade a qualificação em norma de procedimento de soldagem, bem como a avaliação de alterações microestruturais provenientes da soldagem manual de juntas com e sem reparo, após a definição de parâmetros de soldagem qualificados em norma.

4.2.1 Soldagem

As soldagens tanto da chapa-teste de qualificação, quanto da chapa-teste de simulação das condições com e sem reparo foram realizadas com as chapas travadas na posição 1G, tanto para o passe de raiz, quanto para os demais passes.

O equipamento de soldagem utilizado foi o modelo *Power Wave S500*[®] da *Lincoln*[®], que é um equipamento multiprocesso.

As chapas foram cortadas nas dimensões de 250 x 300 mm e a configuração das juntas foram usinadas baseadas nas recomendações do trabalho de Hilkes [41] para processos de soldagem GTAW de aços inoxidáveis duplex, conforme Figura 4.2 e Figura 4.3.

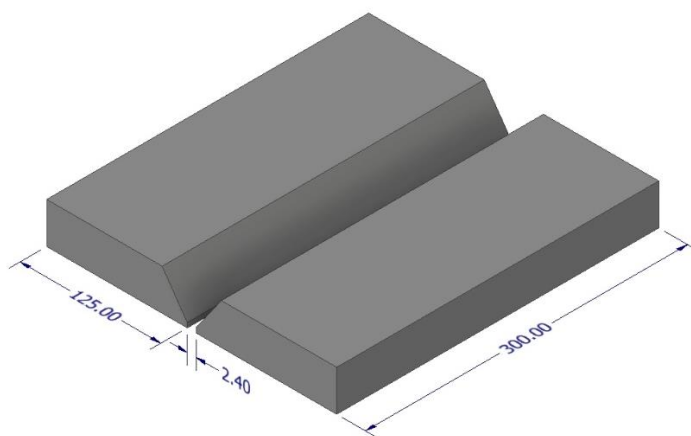


Figura 4.2 - Dimensional e configuração de travamento das Chapas-teste. Medidas em milímetros.

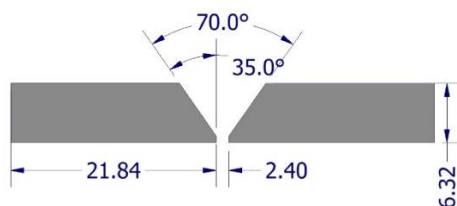


Figura 4.3 - Configuração de chanfro. Medidas em milímetros.

4.2.1.1 Aquisição instantânea dos parâmetros de soldagem

Para a aquisição dos parâmetros instantâneos de soldagem como: corrente, tensão e os valores instantâneos dos ciclos térmicos, foi utilizado um sistema de aquisição com uma taxa de 0,2 segundo coletados durante o tempo de arco aberto. Os dados foram aquiritados diretamente da tocha de soldagem, isto é, os sensores de tensão e corrente foram posicionados na chapa teste (polo positivo) e na tocha de soldagem (polo negativo).

Para cada passe foram registradas as curvas de potência através das curvas de tensão (V) e de corrente (I) em função do tempo. Os valores de V, I e os dados dos ciclos térmicos foram registrados por um sistema de aquisição de dados *SAP*[®] da empresa *IMC*.

4.2.1.2 Aquisição de ciclos térmicos instantâneos

Com relação à aquisição dos ciclos térmicos experimentais (aquecimento e resfriamento do material soldado), em todas as soldagens foram obtidos com a colocação de termopares do Tipo K, com capacidade de leitura de sinal de até 1248 °C e diâmetro nominal de 0,3 mm, na face oposta ao cordão de solda. Foram posicionados 12 termopares ao longo de cada chapa-teste, ou seja, tanto da qualificação quanto da experimental nas condições de soldagem com e sem reparo.

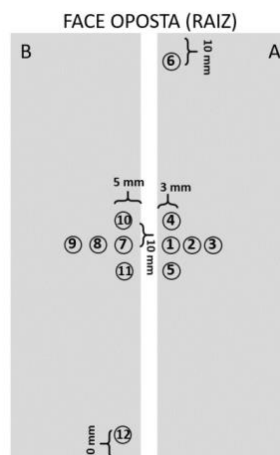


Figura 4.4 - Disposição dos termopares nas chapas-teste.

Os termopares foram posicionados em cada junta divididos entre os lados A e B, como pode ser observado na Figura 4.4, acima. No Lado A, os termopares T1, T4, T5 e T6 foram posicionados a distância de 3 mm a partir da margem da raiz, e os termopares T1, T2 e T3 a 3 mm entre si. Já no Lado B, os termopares T7, T10, T11 e T12 foram posicionados a 5 mm da margem da raiz, e os termopares T7, T8 e T9 estão distanciados a 5 mm entre si. Os termopares nos extremos (T6 e T12) estão a 10 mm de distância do limite das chapas (início e final do comprimento de soldagem).

A partir dos dados obtidos, foram feitos os cálculos da energia de soldagem (E) pelo método da Potência Instantânea Média (P_{inst}) através da Equação 4.

$$E_{\text{sold inst}} = \frac{P_{\text{inst}}/1000}{V_s} \quad (4)$$

4.2.2 Chapa-teste de qualificação

Na chapa-teste considerada para a qualificação do procedimento de soldagem, foram acatados alguns dos requisitos gerais da norma Petrobras N133 de Soldagem. Nem todos os requisitos necessários à qualificação de procedimento de soldagem, previstos em norma (N133), foram realizados, pois o intuito era de se obter um direcionamento sobre a integridade da junta de uma maneira rápida e simplificada com relação aos parâmetros de soldagem previamente escolhidos.

Abaixo, segue a Tabela 4.4 composta por um resumo das normas e seus critérios de aceitação considerados para a qualificação da chapa-teste de aquisição

de parâmetros de soldagem. A Especificação de Procedimento de Soldagem (EPS) desenvolvida para esse trabalho está disponível no Apêndice A.

Tabela 4.4 - Tabela dos ensaios executados na chapa-teste de qualificação.

ENSAIOS	QUANTIDADE	NORMA	ACEITAÇÃO
Visual	100% soldas	ASME BPVC Seção IX	Sem defeitos de soldagem
Dobramento	1 face + 1 raiz	ASME BPVC Seção IX	ASME BPVC Seção IX
Charpy V (- 46 °C) - 6 mm de espessura e maior	Três CPs cada do metal de solda (MS) e na linha de fusão (LF)	ASTM E23	Acima de 27J ou expansão lateral mínima de 0,38mm. Fator de redução de energia: 10 mm x 5,0 mm: 0,67 Nenhum valor individual inferior a 70% da média requerida
Quantificação da ferrita	MS, ZAC, MB	Análise de imagem	35% a 65%

Após a execução desses ensaios, que compõem a qualificação em norma de procedimento de soldagem (N133), foi possível determinar que as propriedades da junta soldada estariam de acordo com boa parte dos requisitos e critérios de aceitação. Assim, foram validados os parâmetros de soldagem utilizados na chapa-teste que simularia experimentalmente as condições de com e sem reparo na solda.

Os principais parâmetros validados, em seus valores médios, estão indicados na Tabela 4.5. Vale salientar que tais dados são valores médios e que por se tratar de um duplex, a técnica do passe a frio, como discutida na seção 3.3.6, foi utilizada.

Tabela 4.5 - Parâmetros de soldagem validados após ensaios de chapa teste de qualificação.

Parâmetros de soldagem validados (valores médios)	
Energia de Soldagem	1,45 kJ/mm
Velocidade	0,85 mm/s
Tensão	8,5 V
Corrente	145 A

O soldador utilizou-se de técnica de tecimento e os demais controles como, comprimento de arco, angulação da tocha e velocidade de soldagem estavam sob sua habilidade.

4.2.3 Chapa-teste das condições de soldagem

Após a soldagem da chapa-teste de qualificação acima, e a aceitação desta por vários dos critérios previstos em norma (ensaios mecânicos, tenacidade ao impacto e de balanço de fases) estabeleceu-se os parâmetros de soldagem ($V \times I$) a serem utilizados na sequência, para a simulação experimental da junta com um trecho de solda reparado.

Estabelecidos os parâmetros de soldagem pela chapa-teste de qualificação, prosseguiu-se com a soldagem de uma segunda chapa-teste para a execução de um reparo de solda na raiz.

A produção do reparo na solda foi gerada pela alteração da técnica da soldagem executada na chapa-teste de qualificação. A partir de um dado momento o tecimento do cordão foi reduzido, causando uma falta de fusão no trecho restante da solda de raiz.

Para o reparo, extraiu-se o material depositado na raiz via esmerilhamento com disco de corte, o ângulo do bisel refeito e a soldagem retomada até a camada de acabamento da junta.

A Figura 4.5 apresenta a posição dos trechos da junta com e sem reparo de solda.

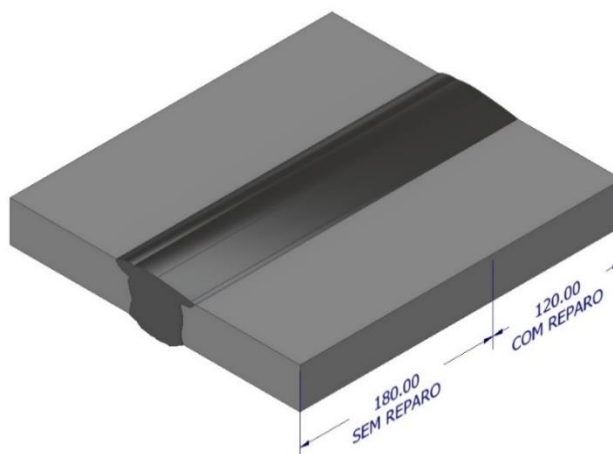


Figura 4.5 - Posição do reparo da solda.

Para cada uma das condições das seções apresentadas na Figura 4.5 foram realizados boa parte dos ensaios previstos na norma N133, além do ensaio de microdureza. Os ensaios mecânicos de tração e dobramento não foram repetidos, já

que as condições de soldagem foram mantidas para as duas chapas-teste, tanto de qualificação quanto da simulação das condições de com e sem reparo.

Os ensaios executados em cada seção das duas condições de soldagem estão indicados na Tabela 4.6, abaixo.

Tabela 4.6 - Tabela de ensaios executados na chapa-teste das condições de soldagem.

ENSAIOS	QUANTIDADE	NORMA	ACEITAÇÃO
Visual	100% soldas	ASME BPVC Seção IX	Sem defeitos de soldagem
Charpy V (- 46 °C) - 6 mm de espessura e maior	Três CPs cada do metal de solda (MS) e na linha de fusão (LF)	ASTM E23	Acima de 27J ou expansão lateral mínima de 0,38mm. Fator de redução de energia: 10 mm x 5,0 mm: 0,67 Nenhum valor individual inferior a 70% da média requerida
Exame microestrutural	MS, ZAC, MB	NORSOK M601	Sem precipitações com aumento de 400X
Contagem ferrita	MS, ZAC, MB	Análise de imagem	35% a 65%
Corrosão por pites	1 CP, MS, ZAC, MB	ASTM G48 A, 24h, 20°C para super e hiperduplex (como soldado), conforme NORSOK M601	Sem corrosão por pites com aumento de 20X. Perda de massa não exceder 4,0 g/m ²
Microdureza	MS, ZAC, MB	-	100HV ^{0,1} Espaçamento 0,3 mm

4.2.4 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada nos corpos de prova retirados da chapa-teste com reparo de solda para avaliar as duas condições de soldagem: região sem e com reparo na solda. A seguir são descritas as diversas técnicas utilizadas neste trabalho.

4.2.4.1 Microscopia óptica

A preparação dos CPs para a microscopia óptica, conforme ASTM E3, iniciou-se com o lixamento em suas seções transversais ao cordão de solda. Após o lixamento, as amostras foram submetidas ao polimento com panos e suspensão de diamante até 1 µm e, para finalizar, utilizou-se sílica coloidal.

No que se refere ao ataque, foram utilizados os seguintes reagentes: ácido oxálico (10 g $C_2H_2O_4$ e 100 ml de H_2O) a uma tensão de 6V por 20 segundos e Behara, com o propósito de revelar as possíveis microestruturas presentes. A Tabela 4.7 apresenta uma síntese dos ataques utilizados.

Tabela 4.7 - Características e condições dos ataques metalográficos.

Reagente	Tipo de ataque	Composição	Parâmetros	Objetivo
10% ácido oxálico	eletrolítico	10g de ácido oxálico e 100 ml de H_2O	6 V por 20 s	Delineamento entre ferrita e austenita e revelação de fases intermetálicas, nitretos e carbonetos
Behara	colorido	1 g de $K_2S_2O_5$ 20 ml de HCL 100 ml de H_2O	Imersão até a observação de coloração do corpo de prova	Diferenciação entre ferrita e austenita

Todos os ataques foram realizados em temperatura ambiente e antes dos ataques, todas as amostras foram observadas no microscópio óptico para avaliar a presença de inclusões e poros, além da qualidade da preparação da amostra.

É possível perceber que o tempo de exposição ao ataque foi extrapolado neste trabalho, em relação à norma ASTM E407. Tal fato deveu-se ao entendimento que a exposição maior trouxe melhorias significativas à visualização da microestrutura das juntas.

Além da observação da microestrutura, analisou-se, também, a macroestrutura da seção transversal da junta soldada nos trechos com e sem reparo via microscopia óptica e aumento de 50x.

A preparação das macrografias iniciou com o embutimento das amostras em resina sintética (baquelite) e posterior lixamento até a lixa 1200. Em seguida foram submetidas ao polimento com solução com suspensão de diamante (6 μm , 3 μm , 1 μm) e solução com suspensão de sílica coloidal e atacadas com solução de ácido oxálico 10%, com tensão de 6 V e tempo de 6 segundos.

No que se refere à avaliação da presença de fases secundárias, foram analisadas a ZAC e o MS. Cabe ressaltar que a avaliação da presença destas fases secundárias por microscopia ótica apresenta diversas limitações, pois depende, principalmente, da capacidade do ataque metalográfico em revelar uma determinada fase intermetálica ou precipitado. A proposta foi de apenas sinalizar a presença dessas fases secundárias quando da análise da microestrutura das regiões dos passes de raiz, enchimento e acabamento.

4.2.4.2 Metalografia quantitativa

O emprego da metalografia quantitativa teve por finalidade avaliar o balanço entre as fases ferrita e austenita no metal de solda (MS) e na zona afetada pelo calor (ZAC) da junta soldada nos trechos com e sem reparo em toda a sua extensão transversal.

É importante salientar que o termo – fases secundárias em aços inoxidáveis duplex e superduplex – refere-se às fases formadas em virtude do reaquecimento e compreende os nitretos, carbonetos, fases intermetálicas e austenita secundária como esclarece Nilsson *apud* [16].

Em todas as situações, foram capturadas 03 imagens de cada zona de interesse (raiz, enchimento e acabamento) da junta por condição de soldagem (sem e com reparo), bem como do metal de base.

A avaliação do teor de ferrita nos cordões de solda, com e sem reparo, visa fornecer informações que complementem aquelas obtidas pelos ensaios de tenacidade ao impacto Charpy e de dureza.

As amostras utilizadas para a determinação da fração volumétrica de ferrita e austenita foram as submetidas ao ataque com reagente Behara. Este último é um dos mais indicados por diferenciar de forma significativa as fases ferrita e austenita, favorecendo assim o processamento digital de imagens.

O método utilizado para quantificar a presença das fases ferrita e austenita foi a análise de imagens, por software.

Tabela 4.8 - Resumo das condições para o ensaio de metalografia quantitativa.

Quantificação	Região	Método	Orientação	Ataque	Aquisição da imagem
Ferrita e austenita	MB	Análise de imagem	Transversal e paralela à direção de laminação	Behara	Ao longo da espessura
	MS, ZAC		Transversal ao cordão de solda		Ao longo da junta soldada
Fases secundárias	MS	Análise de imagem	Transversal ao cordão de solda	10% Ácido oxálico	Ao longo da junta soldada
	ZAC				

A obtenção do teor de ferrita por análise de imagem consiste em, a partir da aquisição da imagem, convertê-la para uma escala cromática, e então estabelecer uma faixa de tons de cinza a que será atribuída uma determinada cor (*threshold*). Dessa maneira, a nova imagem é composta por somente duas cores e cada uma corresponderá a uma das fases. Então, o software calcula a fração de área pertinente a cada uma das fases, agora identificadas por uma cor, e esta é a fração volumétrica. Portanto, quanto melhor for o contraste de fases da micrografia, mais confiável é o resultado obtido a partir do software.

Cabe ressaltar que, para um melhor resultado da etapa de segmentação (binarização de tons ou cores), foram realizados alguns ajustes de brilho e contraste e a definição da faixa de tons de cinza a que foi atribuída uma cor específica (*threshold*) foi definida automaticamente para cada imagem processada.

Com relação ao aumento para a quantificação das fases, foram empregadas imagens obtidas em 400x para as quantificações do balanço de fase ferrita e austenita no metal de solda e na ZAC aumento este conforme NORSOK M601.

Para o processamento e análise das imagens, foi utilizado o microscópio Axio Scope A1 LED com *software* Axio Vision 7.8, da Zeiss.

Vale ressaltar que a norma N133 estabelece critérios de aceitação para a fração volumétrica de ferrita entre 35% e 65% e a não presença de precipitações para tal aumento, conforme NORSOK M601.

4.2.4.3 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As amostras da junta soldada nos trechos com e sem reparo foram observadas no microscópio eletrônico de varredura a fim de identificar a presença e a morfologia de fases precipitadas no metal de solda e na ZAC que não podem ser observadas na microscopia óptica, com o propósito de complementar a caracterização microestrutural das condições estudadas.

Foi realizada a microanálise química mediante espectrometria por energia dispersiva (EDS) com sistemas acoplados ao MEV.

As amostras observadas no MEV foram preparadas com lixamento até a lixa de granulometria 1200 e em seguida, submetidas ao polimento eletrolítico com

solução de ácido perclórico (960 ml de etanol e 40 ml de ácido perclórico) a uma tensão de 3 V por 2 minutos. A tensão de aceleração utilizada em todas as análises foi de 30 kV.

4.2.5 Propriedades mecânicas

A determinação da influência das alterações microestruturais nas propriedades mecânicas não consiste no foco deste trabalho, entretanto, as consequências destas transformações no desempenho da junta soldada legitimam a realização dele. Dessa forma, considera-se pertinente a realização de ensaios mecânicos que permitam avaliar o efeito do reparo seja em virtude da precipitação de fases deletérias, seja do desbalanceamento entre ferrita e austenita, em consequência do reaquecimento adicional do reparo na junta soldada.

4.2.5.1 Ensaio de dureza – mapeamento de microdureza

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers com carga de 100g ($HV^{0,1}$), nas seções da junta soldada na chapa-teste nas condições de soldagem, com e sem reparo, de modo a se realizar um mapeamento de microdureza envolvendo as regiões do metal de solda, da ZAC e do metal de base.

Vale reforçar, como apresentado na seção 3.3.7 sobre as propriedades do metal de solda que a seleção do método de ensaio Vickers justifica-se por trazer uma medição mais precisa de regiões discretas, como cordões de solda e ZACs estreitas [42].

A Figura 4.6 apresenta a disposição do mapeamento de microdureza Vickers com carga de 100g ($HV^{0,1}$), espaçamento de 0,3 mm entre impressões, perpassando em torno de 7.000 pontos de leitura da dureza, executado para toda a junta, nas condições de com e sem reparo de solda.

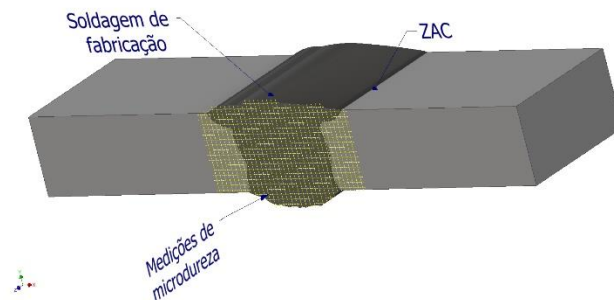


Figura 4.6 - Disposição do método de mapeamento de microdureza.

O mapeamento de medidas de microdureza é um ensaio que não se encontra, facilmente, em literaturas relacionadas ao material em estudo. O mais usual é um perfil de dureza com a disposição de alguns pontos de medição, conforme norma ASTM E92.

4.2.5.2 Ensaio de Resistência à Corrosão por pites

As falhas por corrosão em soldas ocorrem apesar da seleção adequada do metal de base e/ou do metal de adição, do atendimento às normas e códigos da indústria e de que possuam penetração total, forma e contorno adequados [15].

Não é incomum descobrir que, embora um metal ou liga seja resistente à corrosão em um determinado ambiente, a contraparte soldada não o é. No entanto há também muitos casos em que a solda apresenta resistência à corrosão superior à do metal de base não soldado. E há, também, momentos em que a solda se comporta de maneira imprevisível, exibindo resistência e susceptibilidade ao ataque corrosivo ao mesmo tempo [15].

O metal de solda pode sofrer todas as formas clássicas de corrosão, mas são particularmente suscetíveis àquelas afetadas por variações na microestrutura e na composição [15].

Portanto, o emprego do ensaio de corrosão por *pites* foi considerado neste trabalho para avaliar a resistência à corrosão da junta soldada à formação de *pites*.

A preparação dos CPs e os métodos de ensaio foram feitos conforme norma: método A – ASTM G48 (2015) por um período de 24h em temperatura controlada de 25°C, com ampliação de 20 vezes e prática A da ASTM A923 (2014) para a classificação de estruturas de corrosão de aços inoxidáveis duplex.

ASTM G48 – método A

Foram retirados um corpo de prova de cada uma das condições de soldagem contendo: metal de solda, ZAC e parte do metal de base adjacente.

Os corpos de prova foram então lixados (granulometria #100) e mantidas em dessecador por um período mínimo de 24 horas para que a camada superficial passivadora de óxido de cromo fosse restabelecida. Após este período foram limpas em ultrassom por 2 minutos aproximadamente e lavadas com acetona. A área superficial total da amostra foi medida com uma escala graduada com precisão de 1mm, considerando-se suas seis faces, e sua massa medida com balança de precisão de 0,0001g.

Posteriormente, os corpos de prova foram imersos numa solução de cloreto férrico (10% em peso de $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ em H_2O destilada ou desmineralizada) por um período de 24 horas numa temperatura de 25° C, O volume de solução utilizado em todos os testes foi de no mínimo 5 ml para cada 100 mm² de área superficial total da amostra.

A utilização de solução de cloreto férrico é justificada pela sua semelhança com a encontrada no interior de sítios de pites de corrosão em ligas ferrosas imersas em meios contendo cloretos, como a água do mar.

Após o período de imersão, a amostra foi lavada em água corrente juntamente com o uso de uma escova com cerdas de nylon, para se retirar os possíveis produtos de corrosão. A retirada total dos produtos de corrosão foi completada com limpeza em ultrassom. A amostra foi então limpa com acetona e sua massa foi novamente medida com balança de mesma precisão, e sua perda de massa por área superficial total calculada. Para a análise da corrosão por meio da perda de massa foi utilizada balança analítica BLE-010.

ASTM A923 – prática A

Foi empregada a norma ASTM A923 intitulada *Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Wrought Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels*, prática A - *Sodium hydroxide etch test for classification of etch structures of duplex stainless steels*, que utilizou ataque eletrolítico, em condições

normalizadas, empregando-se uma solução aquosa de NaOH 40% para identificar a presença de fases intermetálicas (carbeto de cromo, nitreto de cromo, fase chi e fase sigma) que podem prejudicar a resistência mecânica e a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex como discutido na seção 3.4.4.

A amostra foi lixada e polida até 1 μm , colocada (imersa) em uma solução de NaOH (40g NaOH em 100 ml água destilada) com 3 V por, aproximadamente, 30 segundos e imagens feitas com ampliação de 500x.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo será dividido em duas partes. Na primeira delas serão tratados os resultados referentes à caracterização microestrutural do metal de base e da junta soldada nos trechos com e sem reparo de solda. Na segunda parte abordar-se-ão as questões da precipitação de fases secundárias e do balanceamento de fases sobre a resistência à corrosão e a dureza.

5.1 Caracterização microestrutural das juntas com e sem reparo

5.1.1 Macroestrutura da junta soldada com e sem reparo de solda

A caracterização da junta soldada nas condições analisadas tem início com a análise das macrografias obtidas das seções transversais do cordão de solda, no trecho com e sem reparo.

A Figura 5.1 apresenta a sequência dos passes de soldagem da junta e as respectivas camadas, compostas por um passe de raiz, um passe de enchimento e 2 passes de acabamento.

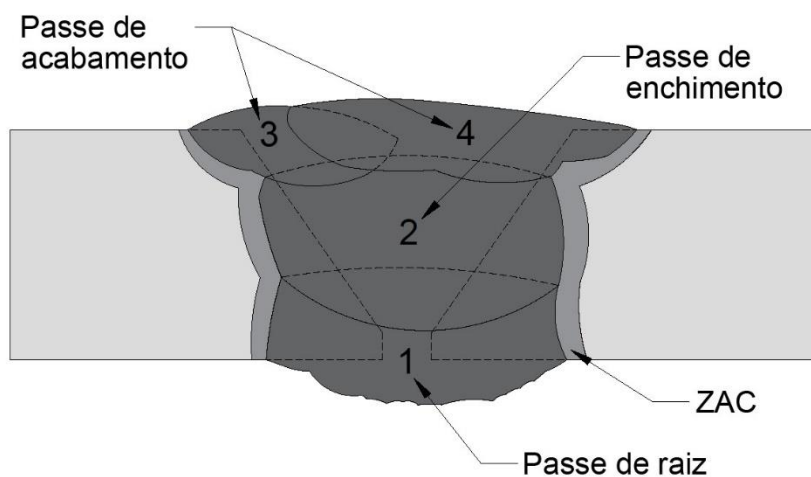


Figura 5.1 - Esquema da junta sem reparo na solda.

A sequência dos passes para o trecho da junta com reparo na solda apresentará, praticamente, a mesma sequência e número de camadas do trecho reparado, já que foram mantidos a geometria do chanfro e os parâmetros de soldagem.

As macrografias da junta soldada, logo abaixo, fornecem essa visualização aproximada da sequência de passes. A Figura 5.2 e Figura 5.3 são referentes as macrografias da junta soldada com e sem reparo de solda.

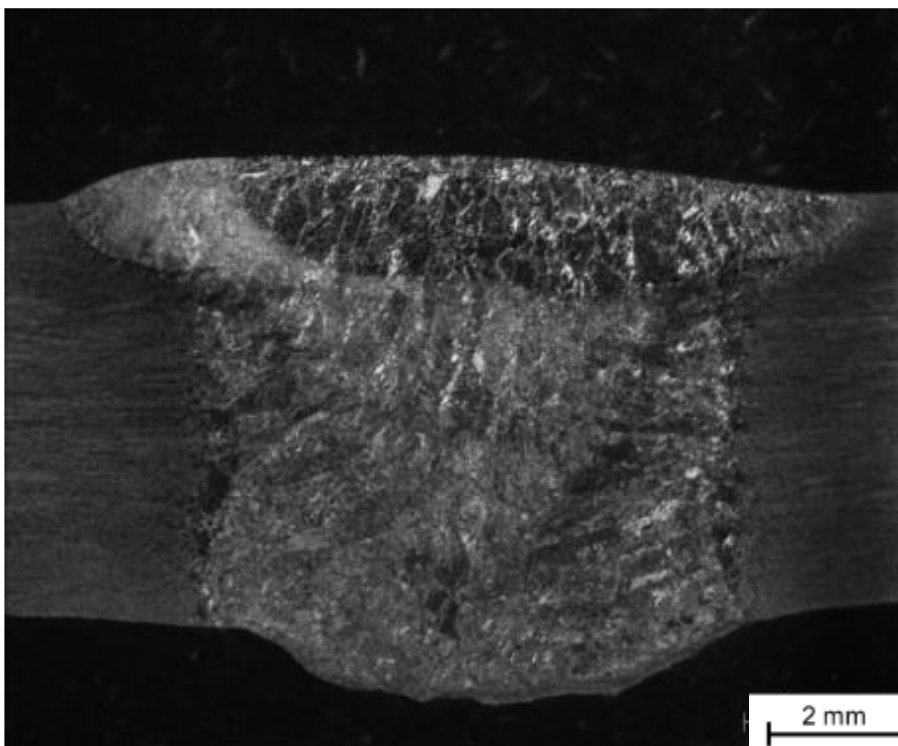


Figura 5.2 - Macrografia da junta soldada na seção sem reparo de solda.

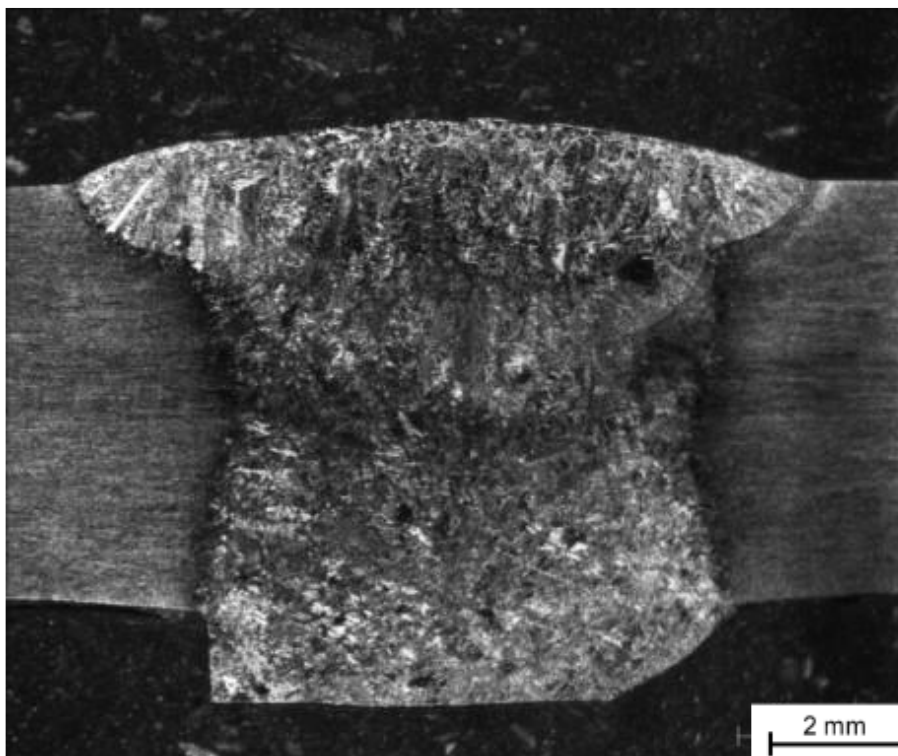


Figura 5.3 - Macrografia da junta soldada na seção com reparo de solda.

É possível notar, nas duas macrografias, de uma maneira simplificada, que em consequência de ser uma soldagem multipasse, é possível diferenciar regiões reaquecidas pelos passes posteriores, indicadas pelas regiões mais claras.

Assim, as regiões como a do passe de enchimento e algumas regiões dos passes de acabamento apresentam uma coloração mais escura, principalmente o passe de enchimento.

Vale salientar que em virtude do uso do cobre-junta, provavelmente após a remoção do metal fundido no reparo da solda de raiz e na subsequente retomada da execução da soldagem, o cobre-junta tenha se deslocado e provocado esse formato angular no trecho reparado na Figura 5.3.

5.1.2 Caracterização microestrutural do material como recebido

Os aços inoxidáveis com microestrutura duplex apresentam habitualmente na condição como recebido, própria para o uso, quantidades equilibradas de austenita e ferrita.

O aço inoxidável duplex UNS S31803 apresenta, no estado como-recebido, uma estrutura lamelar alternada de ferrita e austenita, como é característico deste tipo de material. Essa microestrutura altamente orientada torna este material altamente anisotrópico [5], isto é, suas propriedades são influenciadas pela direção em que a amostra foi cortada comparada com a direção de laminação. Este comportamento é justificado pelo processamento termomecânico a que estes materiais são submetidos, para atingir a microestrutura balanceada.

A Figura 5.4 e a Figura 5.5 apresentam micrografias do metal de base no estado como recebido e revelam a microestrutura lamelar da ferrita (fase escura) e da austenita (fase clara).

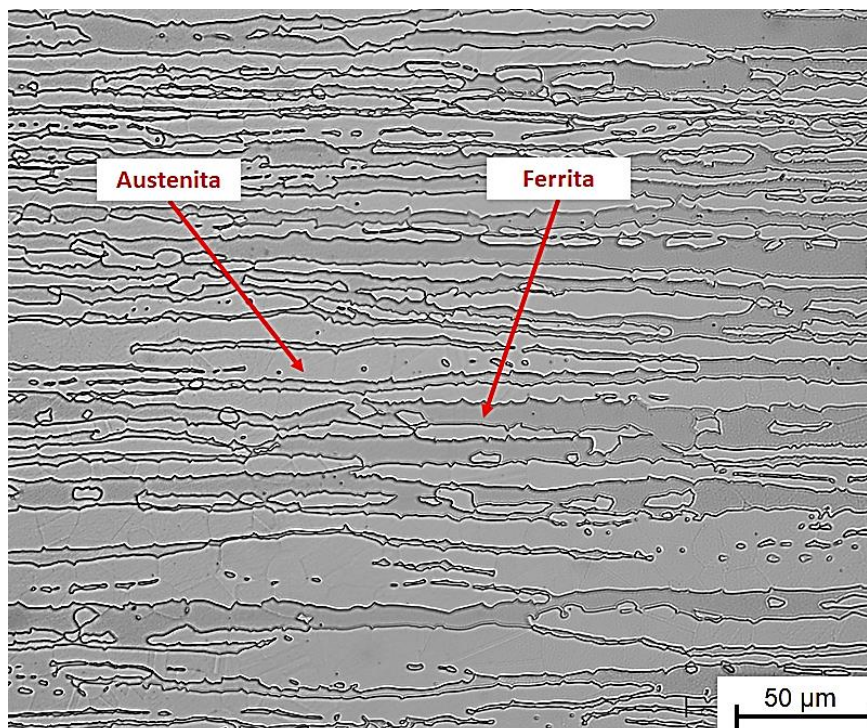


Figura 5.4 - Micrografia do MB na direção de laminação (DL). Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 500x.

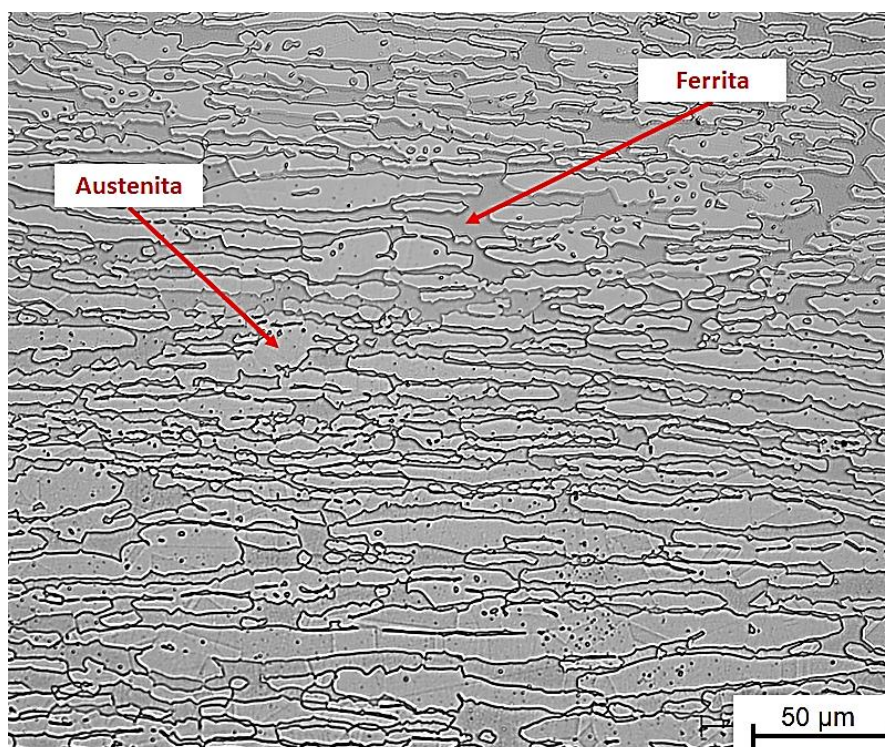


Figura 5.5 - Micrografia do MB na direção transversal à DL. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 500x.

Sendo a microestrutura lamelar e, conseqüentemente orientada (anisotrópica), significa que existem diferenças na microestrutura quando se observam as diferentes faces da chapa utilizada como metal de base. Para evidenciar essas diferenças é

usual a apresentação das três direções da chapa, com as respectivas microestruturas típicas, montadas em perspectiva [5].

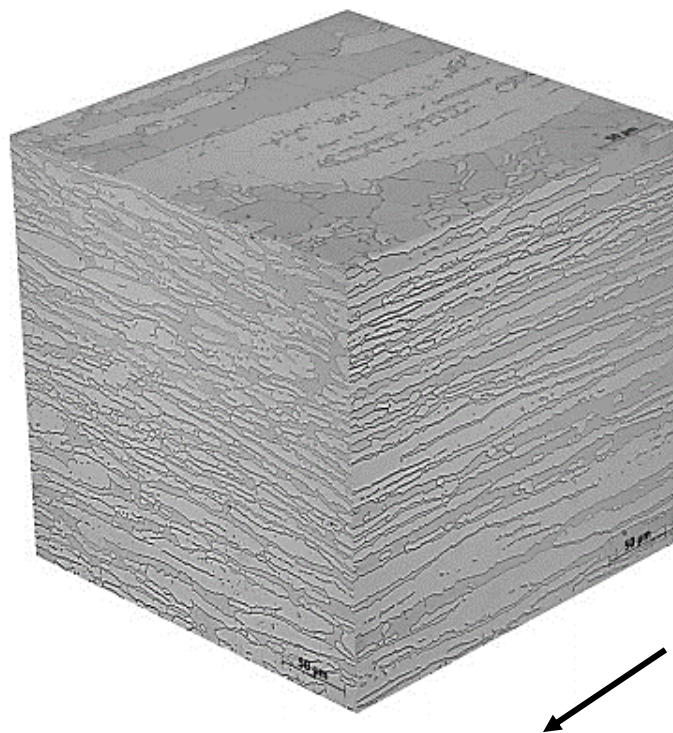


Figura 5.6 - Microestrutura das três direções do material de base. Ataque eletrolítico com ácido oxálico. Aumento: 100X.

5.1.3 Caracterização microestrutural do material como soldado

A análise microestrutural da junta soldada, tanto no trecho com reparo quanto no trecho sem reparo, foi realizada por microscopia ótica, observando-se a morfologia das regiões da junta soldada: metal de solda (MS) e zona afetada pelo calor (ZAC).

5.1.3.1 Metal de solda

Tratando-se de uma soldagem multipasse, as principais alterações impostas pelo reaquecimento dos passes subsequentes são as alterações no balanço de fases, na morfologia da austenita e na precipitação de outras fases [9,54].

Os aços inoxidáveis duplex se solidificam como ferrita primária, quando a soldagem é autógena (sem metal de adição). Esse aço são totalmente ferríticos ao final da solidificação, ou seja, no estado sólido, e assim sendo, a precipitação da austenita primária ocorre durante o resfriamento [21].

No que se refere ao balanço de fases, o reaquecimento do metal de solda favorece a existência de uma estrutura predominantemente austenítica. Dessa forma, as regiões reaquecidas tendem a apresentar maiores quantidades de austenita que as regiões não reaquecidas [62,63].

Com relação à morfologia básica da austenita observada no metal de solda, a literatura [9,62,64,65] classifica como: austenita alotriomórfica, austenita de *Widmanstätten* e austenita intragranular (austenita secundária).

A austenita alotriomórfica, que é formada a altas temperaturas, nucleia heterogeneamente nos contornos de grão da ferrita durante o resfriamento. Depois da austenita alotriomórfica formada, a austenita de *Widmanstätten* precipita nos contornos de grão da ferrita ou na austenita alotriomórfica pré-existente, e cresce ao longo de planos específicos da matriz ferrítica primária como placas paralelas [66].

Ramirez [37] observa, ainda, que durante o resfriamento, parte da fase ferrítica que se transforma em austenita primária pode ser prejudicada caso o resfriamento seja muito rápido. Tendo como resultado uma microestrutura metaestável com elevados teores de ferrita e, portanto, durante o reaquecimento dos passes subsequentes resultantes do processo de soldagem, a austenita secundária precipita a partir da dissolução dos nitretos de cromo.

Nilsson, J. O. et al [63] avaliaram o efeito do reaquecimento promovido pela soldagem com múltiplos passes em juntas de aços inoxidáveis duplex e superduplex e constataram a preferência pela precipitação de austenita secundária intragranular em regiões submetidas a sucessivos reaquecimentos por passes subsequentes.

5.1.3.2 Região do passe de raiz no metal de solda

Com relação à morfologia da austenita na região do passe de raiz no metal de solda, a observação das micrografias apresentadas nas Figura 5.7 e Figura 5.8 revelam a predominância da austenita de *Widmanstätten*, tanto no trecho da junta sem o reparo de solda, quanto no trecho da junta com o reparo de solda. É possível verificar que, em ambos os casos, a quantidade de austenita aparenta ser maior que a de ferrita.

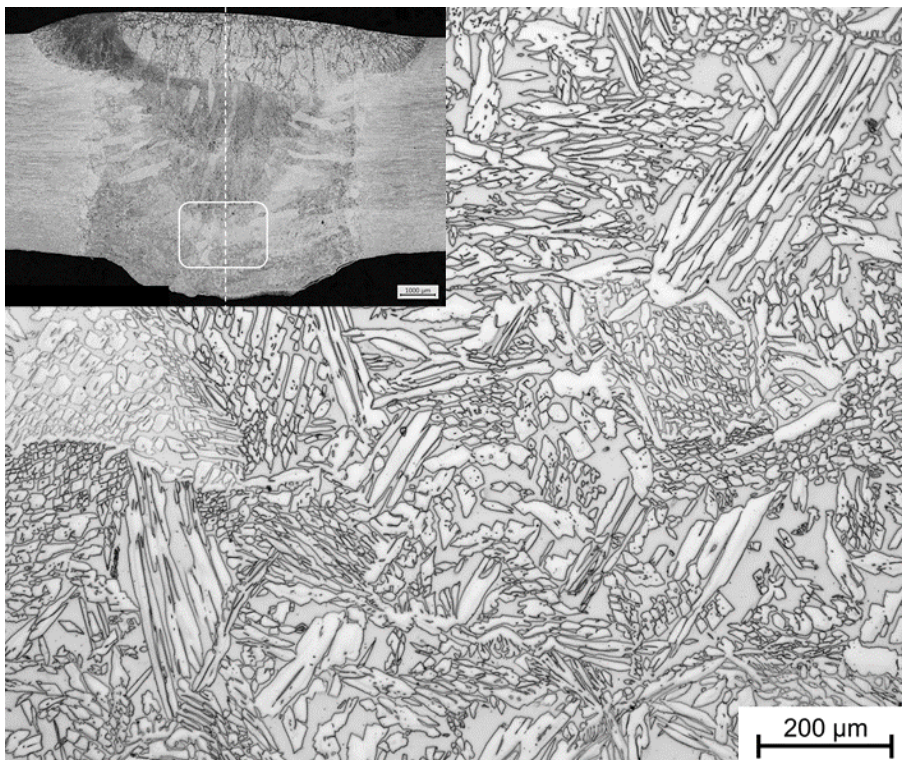


Figura 5.7 - Microestrutura de uma região da linha de fusão do passe de raiz sem reparo de solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

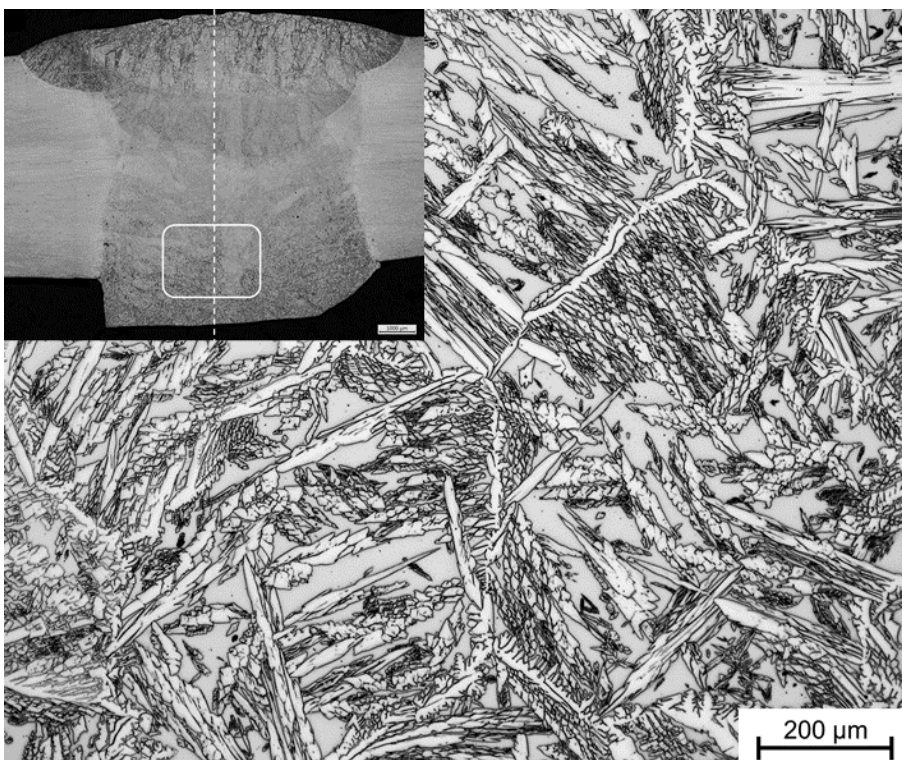


Figura 5.8 - Microestrutura de uma região da linha de fusão do passe de raiz com reparo de solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

Nota-se que em ambas as condições de soldagem para o passe de raiz, no metal de solda, é possível observar austenita de *Widmanstätten*, basicamente, além de pequena quantidade de austenita intragranular.

Em comparação é possível notar, também, que mesmo diante das mesmas morfologias, a austenita de *Widmanstätten* é preponderante na condição de com reparo como é possível verificar na Figura 5.8 e um pouco menos na condição sem reparo.

O processo se dá de forma que após a formação da austenita alotriomórfica (resfriamento), a morfologia da austenita de *Widmanstätten* nucleia nos contornos de grão da ferrita ou da degeneração da austenita alotriomórfica.

Portanto, como as energias de soldagem para ambos os casos foram bem próximas, ainda que sendo uma soldagem manual, o metal de solda da raiz com reparo apresenta, assim, a mesma morfologia do passe de raiz sem reparo, variando, visualmente, apenas a quantidade.

5.1.3.3 Região do passe de enchimento no metal de solda

A morfologia da austenita do passe de enchimento da junta com e sem reparo de solda apresenta-se bem próximas entre si. Ao contrário do passe de raiz onde há uma preponderância de uma das morfologias entre as condições de soldagem com e sem reparo, para o caso do passe de enchimento em ambas as condições, muito em virtude do efeito do passe subsequente, a morfologia é mais variada (alotriomórfica, *Widmanstätten* e intragranular) contudo muito parecidas para as duas condições.

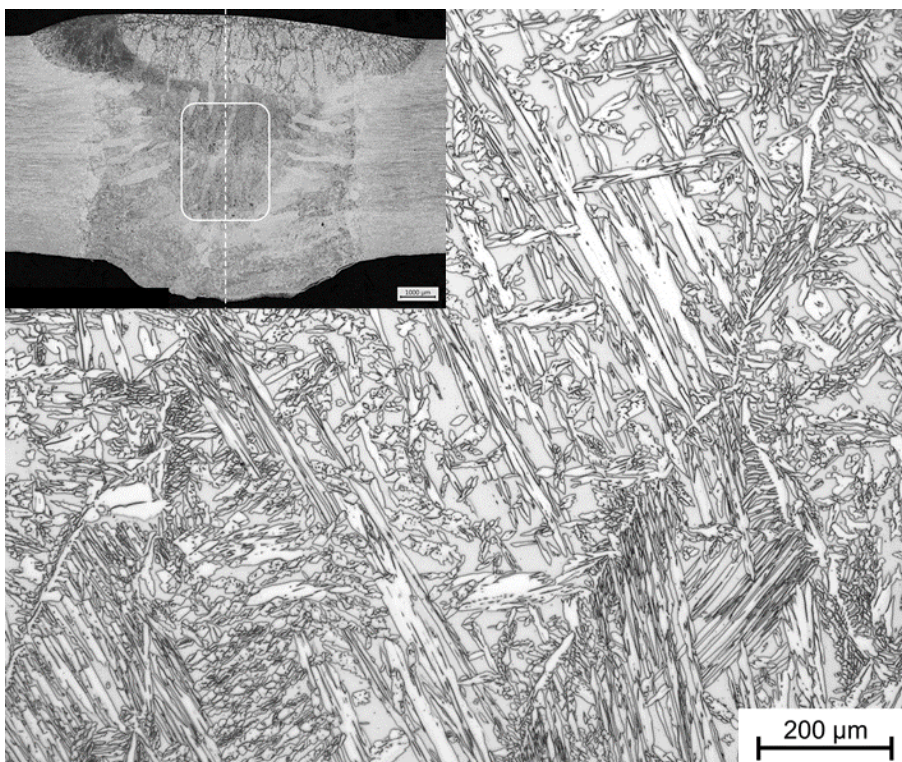


Figura 5.9 - Microestrutura de uma região do passe de enchimento sem reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

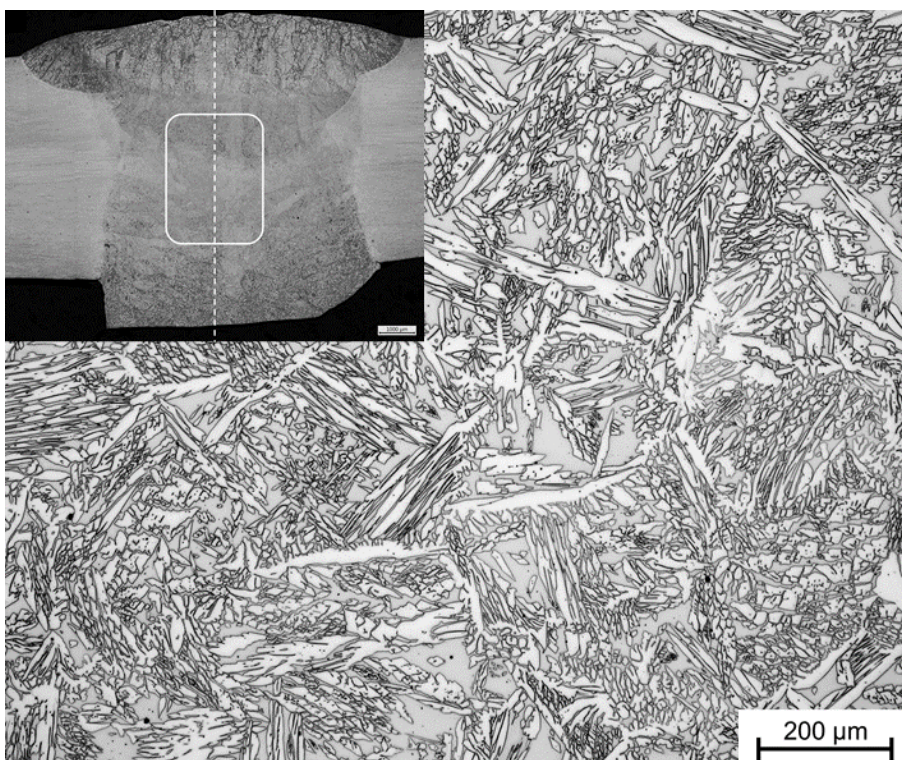


Figura 5.10 - Microestrutura de uma região do passe de enchimento com reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

5.1.3.4 Região dos passes de acabamento no metal de solda

A microestrutura do metal de solda de cada condição de soldagem na região dos passes de acabamento pode ser observada na Figura 5.11 e Figura 5.12. Aqui o balanço entre as fases apresenta uma diferença mais visível.

Da análise da microestrutura da Figura 5.11 e Figura 5.12 é possível perceber a predominância da fase ferrítica nos passes de acabamento de ambas as condições de soldagem. Outra característica presente nos passes de acabamento no metal de solda que merece destaque é o aumento da austenita intragranular na ferrita.

O aumento da austenita intragranular deve-se a maior velocidade de resfriamento a que o metal de solda é submetido pelo não reaquecimento por passes subsequentes.

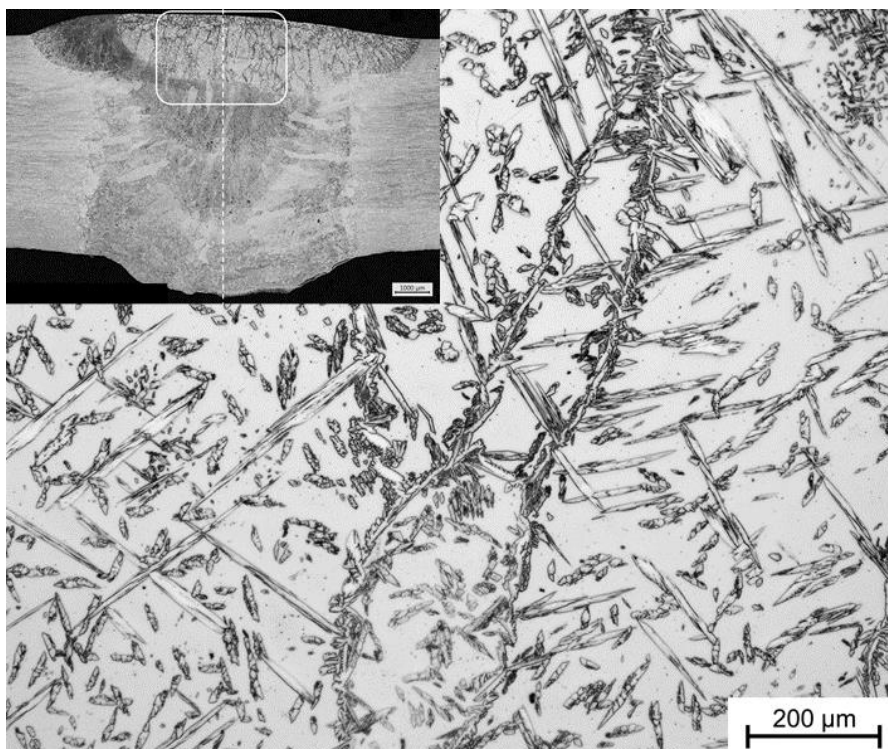


Figura 5.11 -Microestrutura de uma região do 2º passe de acabamento sem reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

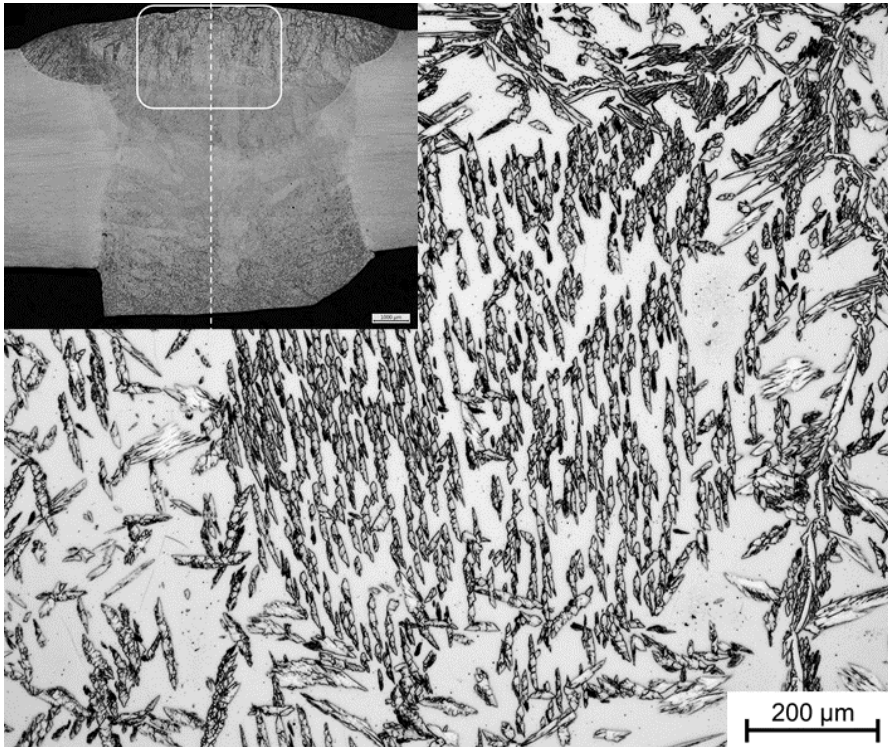


Figura 5.12 - Microestrutura de uma região do 2º passe de acabamento com reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

5.1.4 Zona Afetada pelo Calor (ZAC)

5.1.4.1 Região do passe de raiz

A microestrutura da zona afetada pelo calor referente a cada trecho na região do passe de raiz é representada pelas figuras, respectivamente, Figura 5.13 e Figura 5.14 (sem reparo) e Figura 5.15 e Figura 5.16 (com reparo).

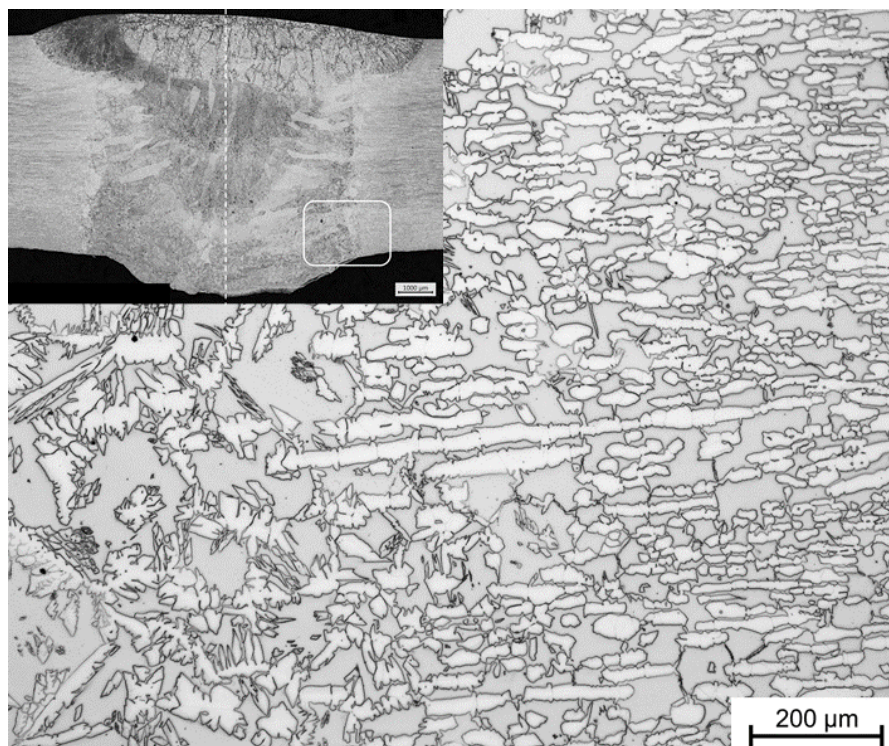


Figura 5.13 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de raiz sem reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

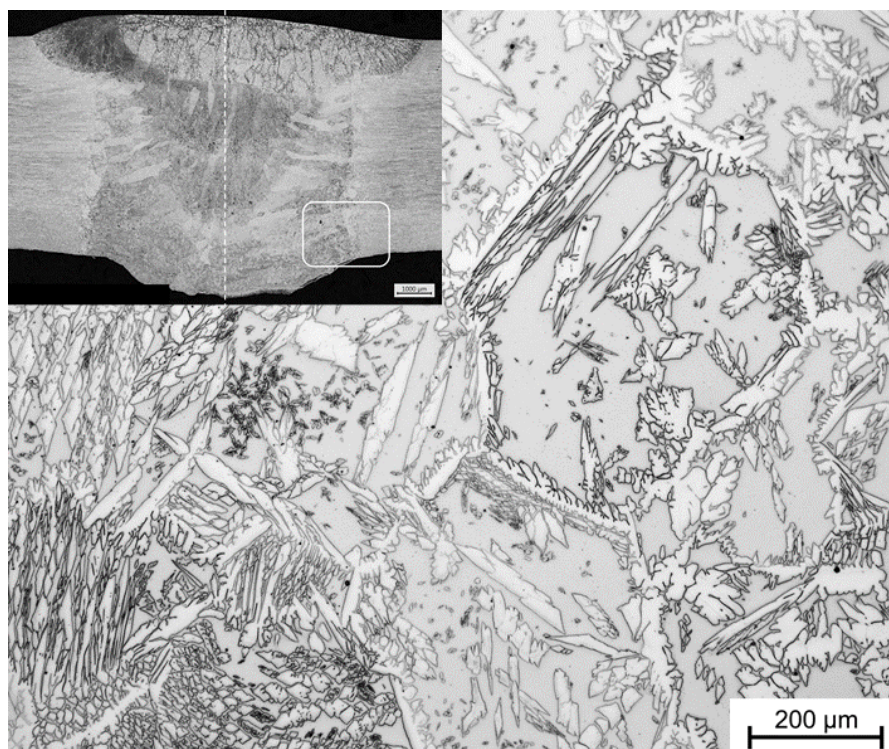


Figura 5.14 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de raiz sem reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

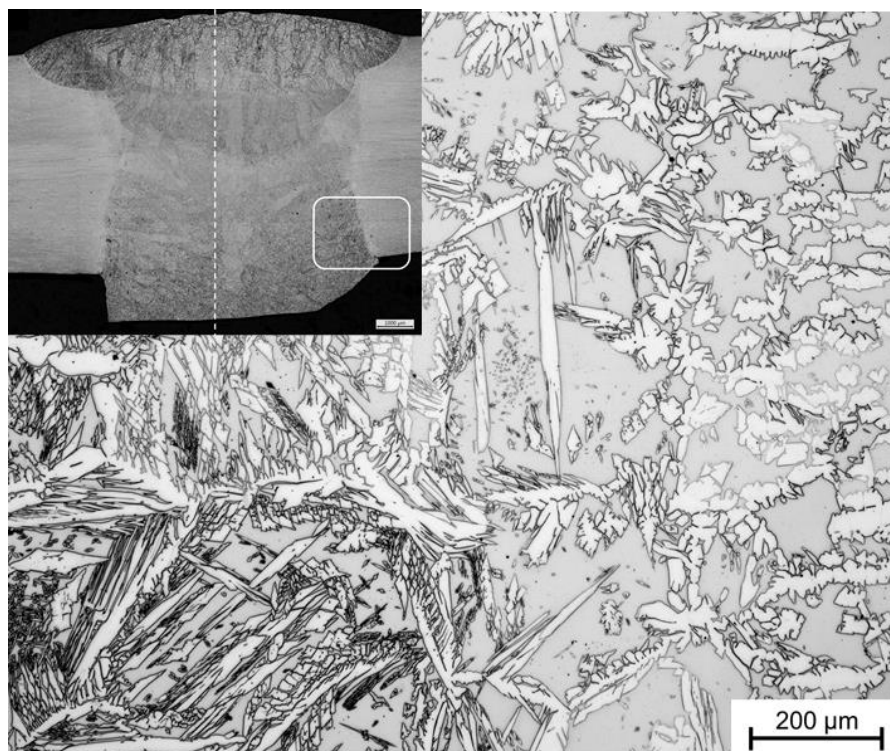


Figura 5.15 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de raiz com reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

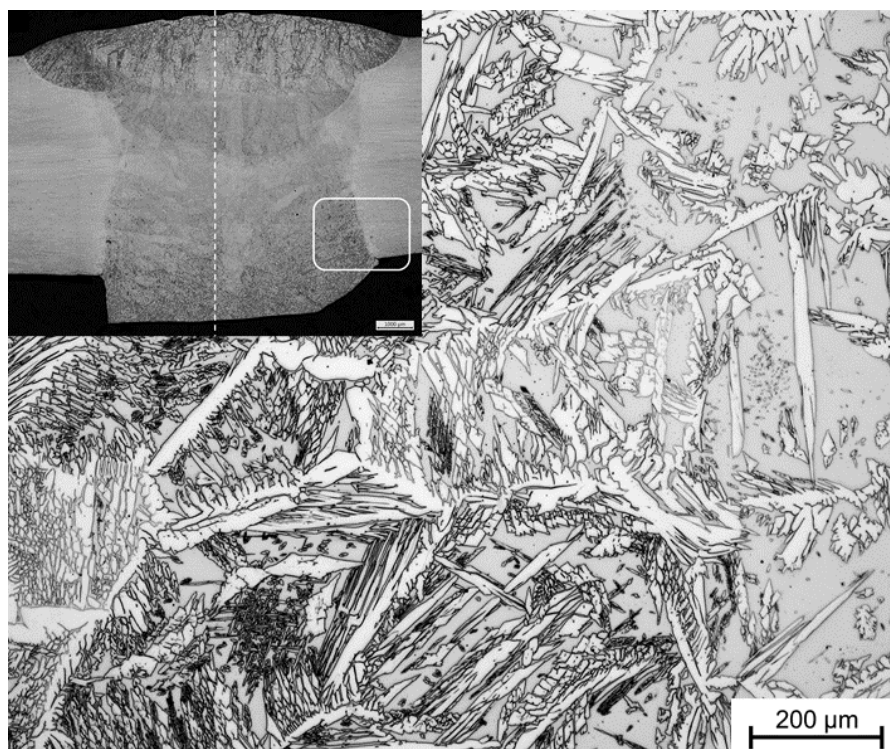


Figura 5.16 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de raiz com reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

Em virtude da composição química do metal de solda apresentar teores mais elevados de elementos de liga formadores de austenita para ser assegurada condições favoráveis à formação de austenita durante o resfriamento. As regiões da ZAC tendem a apresentar a predominância da ferrita, como podemos observar em todas as figuras da região do passe de raiz de cada trecho. Isto é devido à temperatura de pico dos ciclos térmicos desta região (ZAC) que estando dentro das temperaturas que favorecem o crescimento de grão, isto é, no campo ferrítico deste aço, é a ferrita favorecida.

Outro fator a ser considerado para a preponderância da fase ferrítica na ZAC se comparada ao metal de solda, é o rápido resfriamento que as regiões próximas à linha de fusão são submetidas. Com a fase ferrítica encontram-se, possivelmente, precipitados de nitreto de cromo.

Também é possível observar nas figuras acima, que as variadas morfologias da austenita também estão presentes na ZAC da região do passe de raiz e não há uma variação perceptível de uma ou outra morfologia comparando-se cada uma das condições de soldagem, com e sem reparo.

5.1.4.2 Região do passe de enchimento

Para o passe de enchimento das condições de com e sem reparo, o comportamento morfológico da austenita não variou em relação àquele apresentado na ZAC da região do passe de raiz.

A Figura 5.17 e Figura 5.18 apresentam as micrografias da ZAC para o passe de enchimento da junta sem reparo na solda e Figura 5.19 e Figura 5.20 a ZAC do passe de enchimento com reparo.

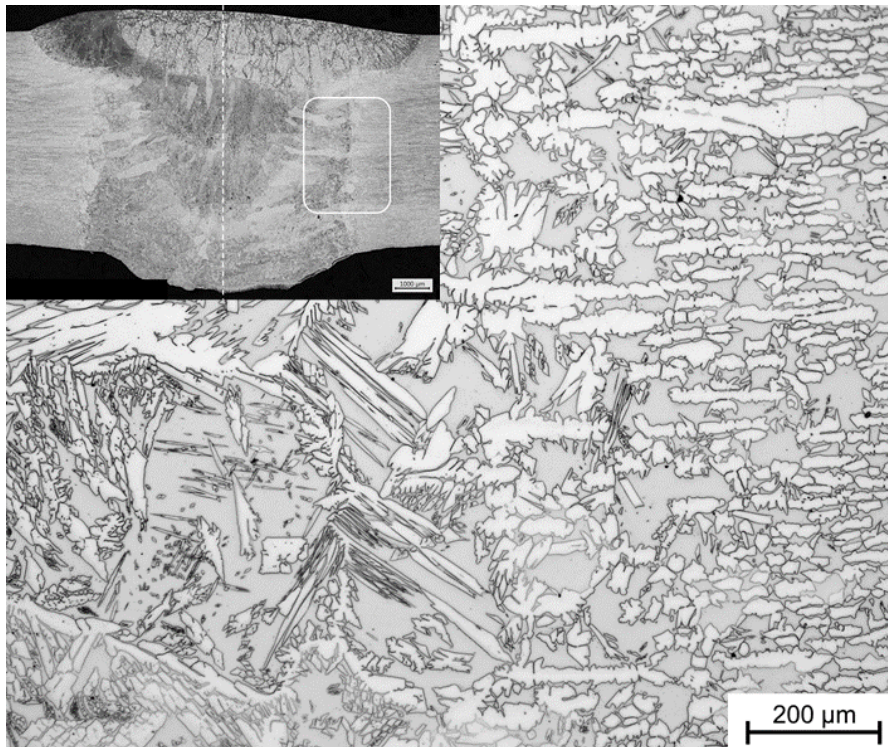


Figura 5.17 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de enchimento sem reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

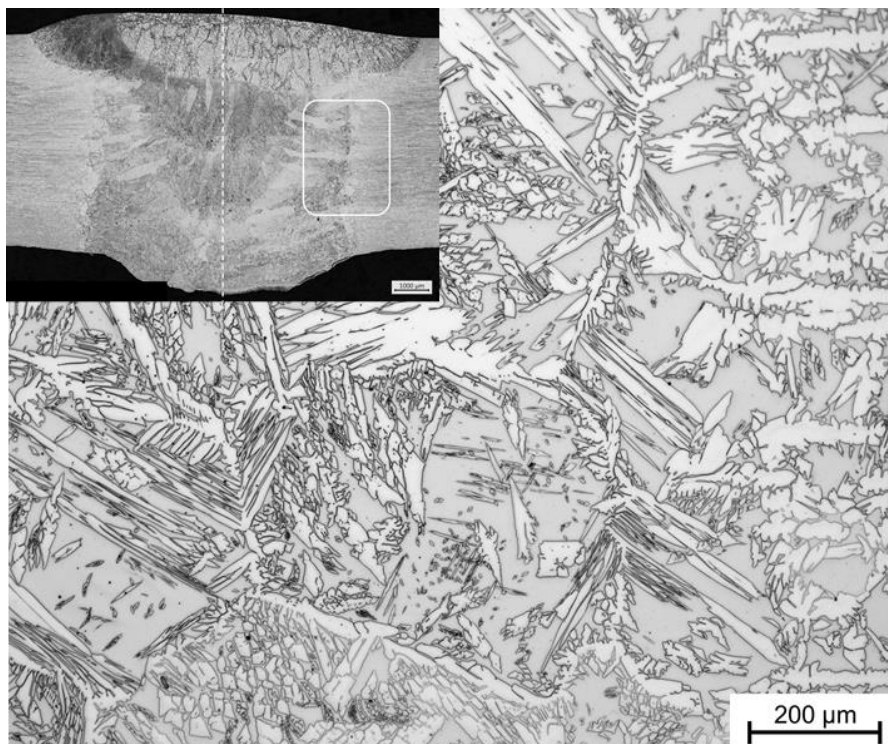


Figura 5.18 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de enchimento sem reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

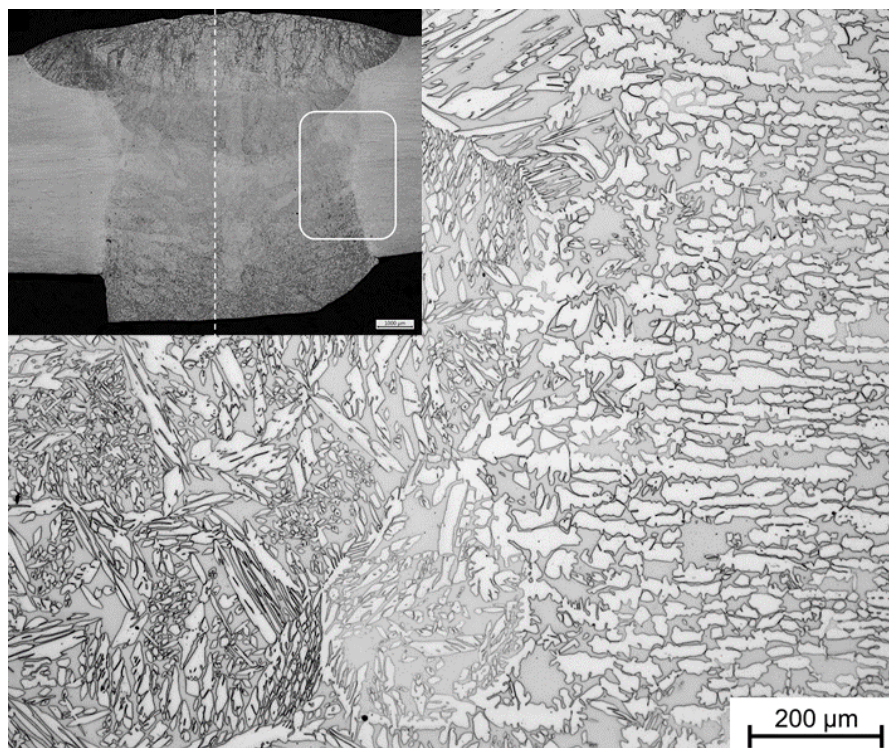


Figura 5.19 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de enchimento com reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

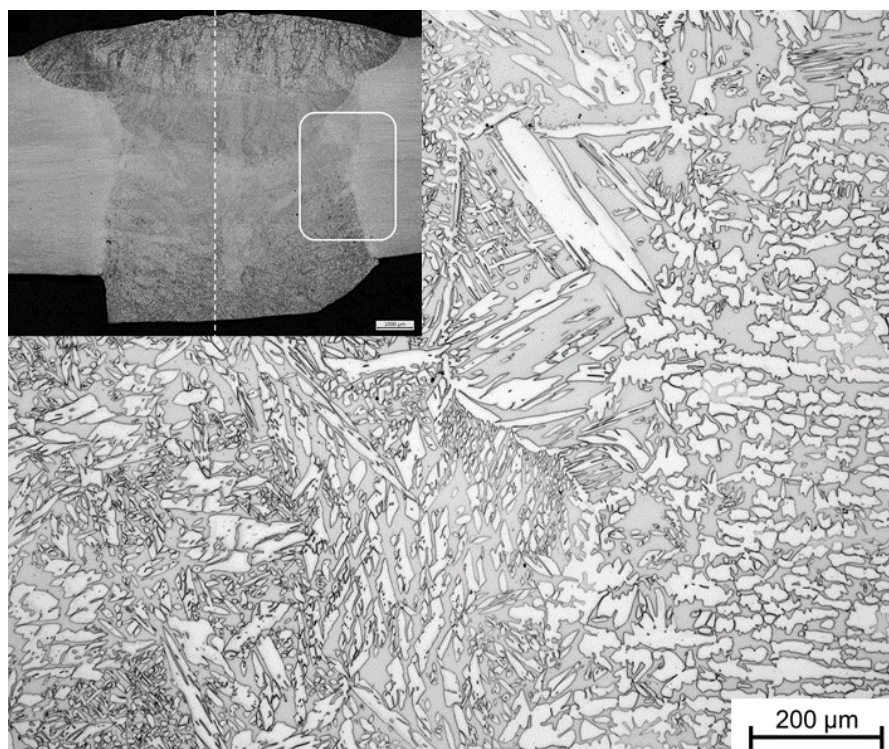


Figura 5.20 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe de enchimento com reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

É possível observar em todas as figuras apresentadas, a morfologia variada característica da austenita, sem uma preponderância visível de qualquer uma das morfologias. É possível verificar, também, o balanço das fases mais equilibrado e próximo ao do MB.

5.1.4.3 Região dos passes de acabamento

Para os passes de acabamento (passes 3 e 4) pode-se observar a ZAC de cada um destes passes no trecho sem reparo, conforme as micrografias da Figura 5.21 e Figura 5.21 (sem reparo) e Figura 5.22 e Figura 5.24 (com reparo).

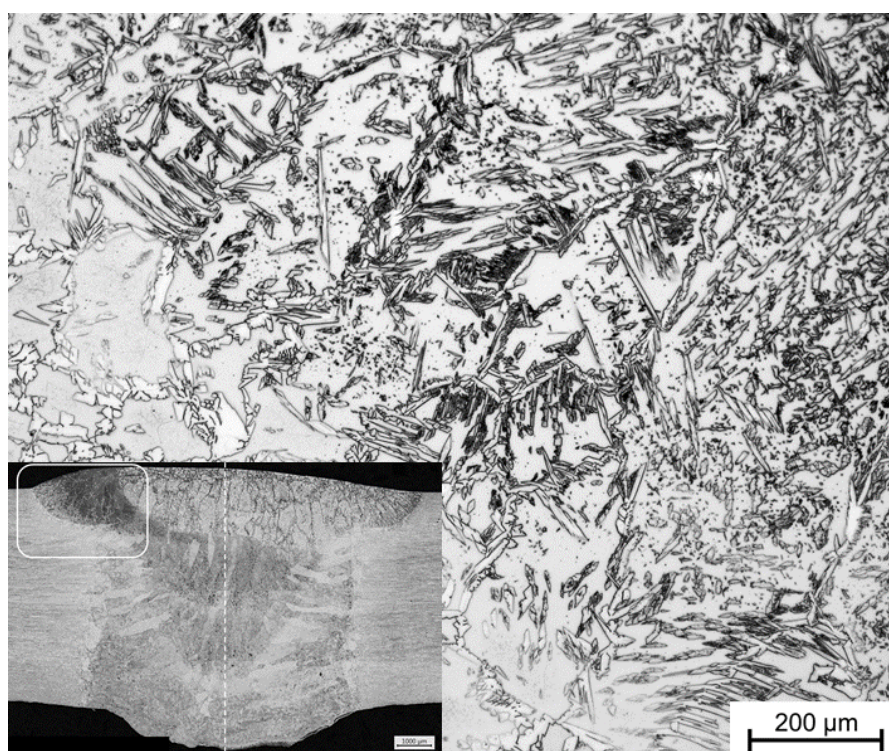


Figura 5.21 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe 3 (de acabamento) sem reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

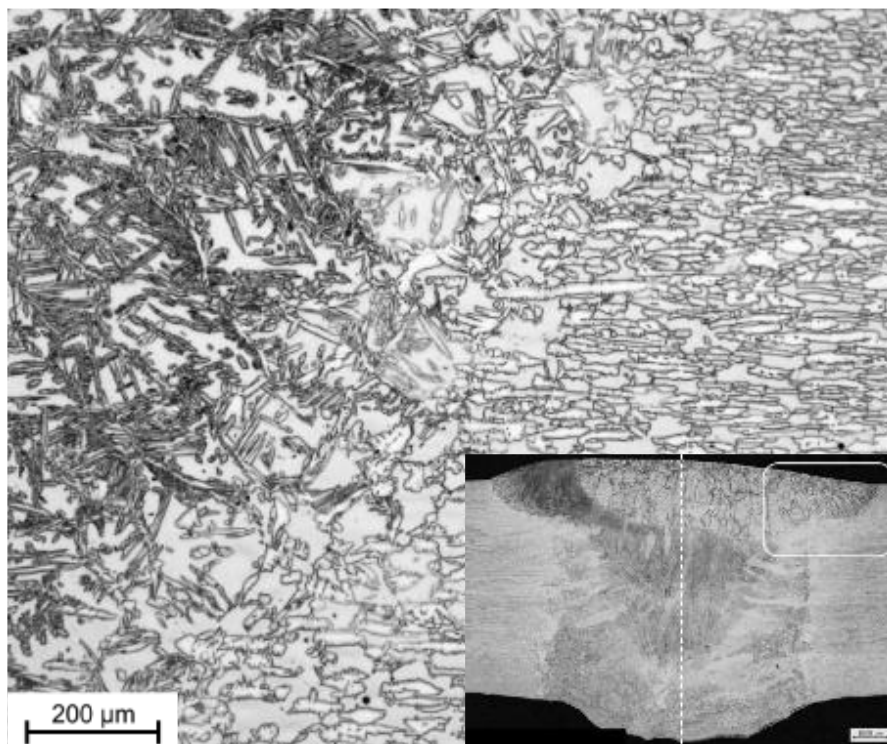


Figura 5.22 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe 4 (de acabamento) sem reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

Nota-se que entre os passes 3 e 4 houve uma superposição parcial e, portanto, o efeito do passe subsequente na microestrutura formada

É possível observar que o passe 3 apresenta, aparentemente, menos precipitação de fases secundárias que o passe 4 no trecho sem reparo.

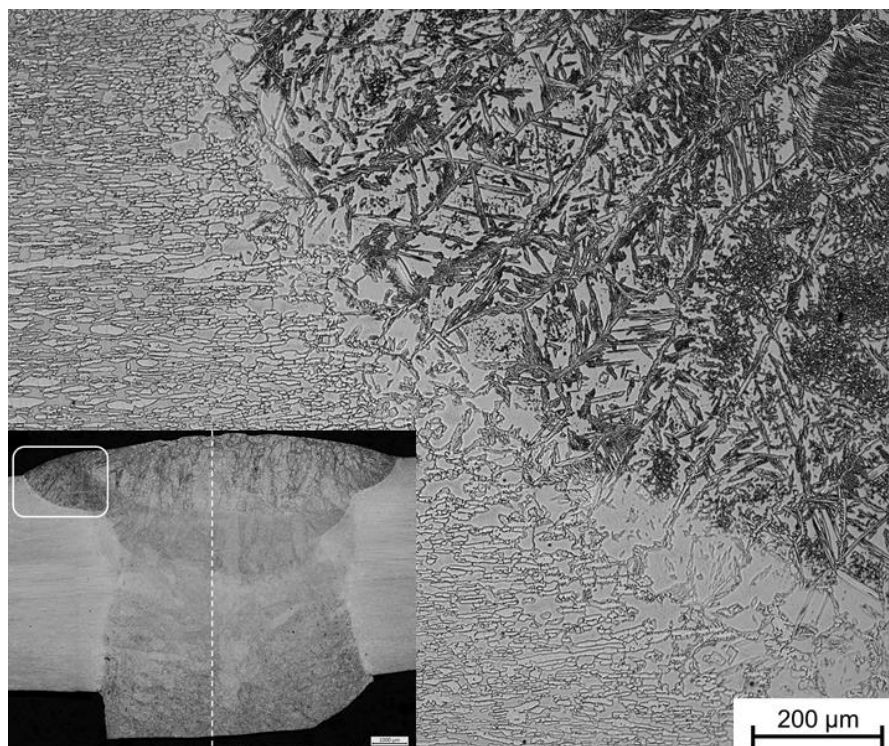


Figura 5.23 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe 3 (de acabamento) com reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

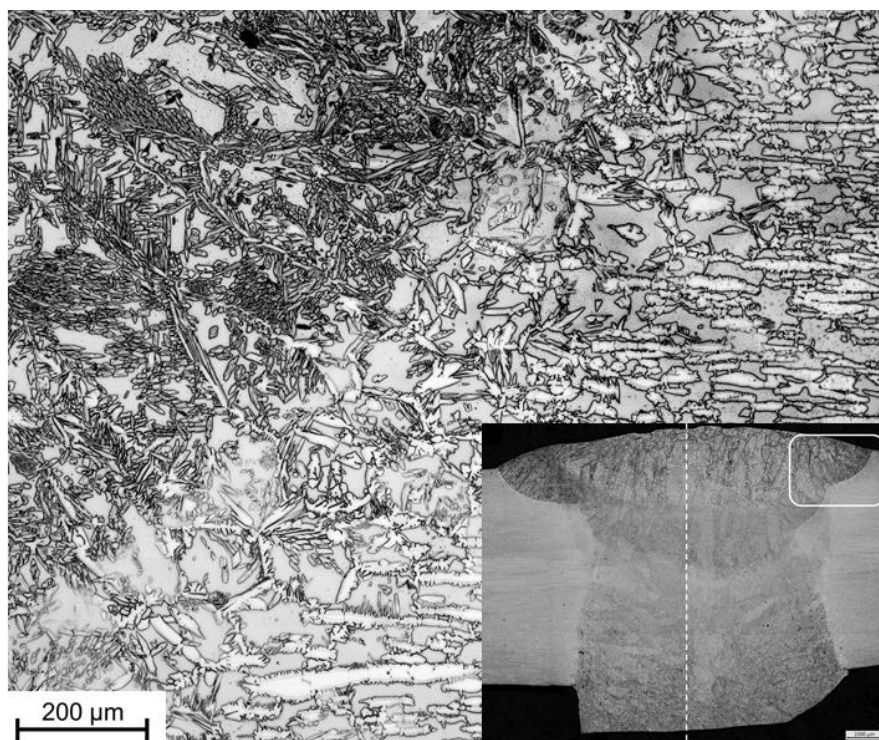


Figura 5.24 - Microestrutura de uma região da ZAC do passe 4 (de acabamento) com reparo da solda apresentando a austenita de *Widmanstätten* e austenita secundária em matriz ferrítica. Microscopia óptica, ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%. Aumento 200X.

Para o trecho com reparo, o comportamento microestrutural e morfológico é bem próximo ao observado para o trecho sem reparo. Contudo, a precipitação de fases secundárias dos passes de acabamento do trecho com reparo, para ser um pouco mais intensa que no trecho sem reparo.

Por fim, da análise conjunta das micrografias obtidas por microscopia óptica, pode-se inferir que as microestruturas presentes e suas morfologias mostraram-se semelhantes para ambos os casos analisados, com e sem reparo na solda, respectivamente nas regiões da MS e ZAC de cada caso.

5.2 Quantificação de fases do material como recebido

A quantificação de fases por microscopia óptica foi procedida utilizando o método de análise de imagens por software. É o software quem calcula a fração da área pertinente a cada uma das fases pela composição do contraste de cores (*threshold*).

A Tabela 5.1 apresenta os dados que quantificam a microestrutura do metal de base utilizado. Estes valores foram obtidos com o *software* Axio Vision 7.8, da Zeiss.

Tabela 5.1 - Fração volumétrica de ferrita do metal de base como recebido.

Orientação	Microscopia óptica Análise de Imagem (%)
Direção de laminação (DL)	53,46
Transversal à DL	53,52

Observando-se os resultados da Tabela 5.1 percebe-se que o equilíbrio bifásico está caracterizado e que o material utilizado atende a norma de sua caracterização.

5.3 Quantificação de fases do material como soldado

A microscopia óptica também foi utilizada para a determinação do balanço de fases. Deve ser ressaltado que nesta etapa de quantificação, nenhuma outra fase, além das de interesse, foi considerada. Ou seja, durante a obtenção do balanço entre ferrita e austenita, não foi considerada a presença de nenhuma outra fase mesmo que identificada.

Foram analisados tanto o metal de solda quanto a ZAC, o metal de solda foi ainda analisado por camadas.

5.3.1 Metal de solda

Para o metal de solda foram analisadas três imagens de cada camada de cada uma das condições de soldagem, sem reparo na Tabela 5.2 , Tabela 5.3 e Tabela 5.4 e com reparo, na Tabela 5.5, Tabela 5.6 e Tabela 5.7 .

5.3.1.1 Regiões do metal de solda - Sem reparo

Tabela 5.2 - Quantificação de fases do passe de raiz sem reparo da solda.

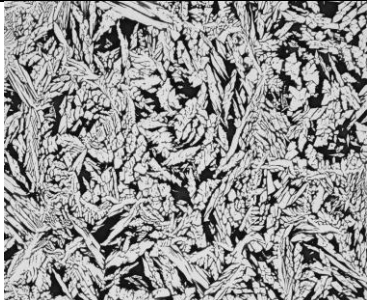
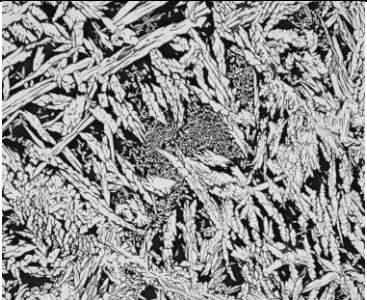
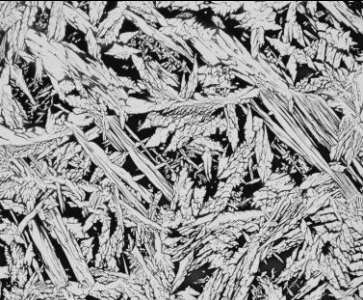
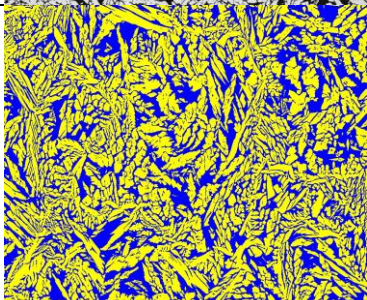
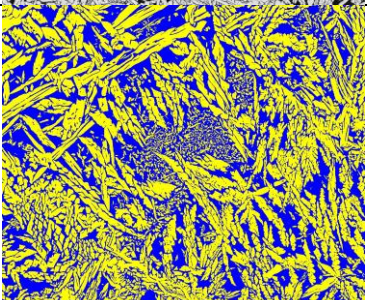
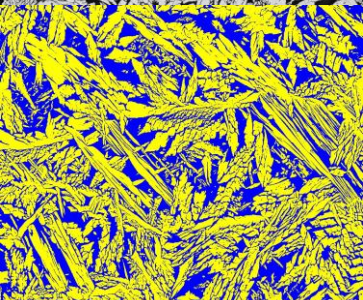
												
												
AUSTENITA = 60,10%	AUSTENITA = 57,48%	AUSTENITA = 61,87%										
FERRITA = 39,90%	FERRITA = 42,51%	FERRITA = 38,12%										
FERRITA = 40,18%												
Phase Name	< 10,00	10,00 - 11,25	11,25 - 12,50	12,50 - 13,75	13,75 - 15,00	15,00 - 16,25	16,25 - 17,50	17,50 - 18,75	18,75 - 20,00	>= 20,00	Object Count	Area Percentage [%]
Austenita	65,45	3,61	3,14	2,52	2,48	2,01	1,77	1,24	1,22	16,57	4521	59,81
Ferrita	92,74	1,04	0,74	0,69	0,65	0,33	0,35	0,33	0,33	2,79	5976	40,18

Tabela 5.3 - Quantificação de fases do passe de enchimento sem reparo da solda.

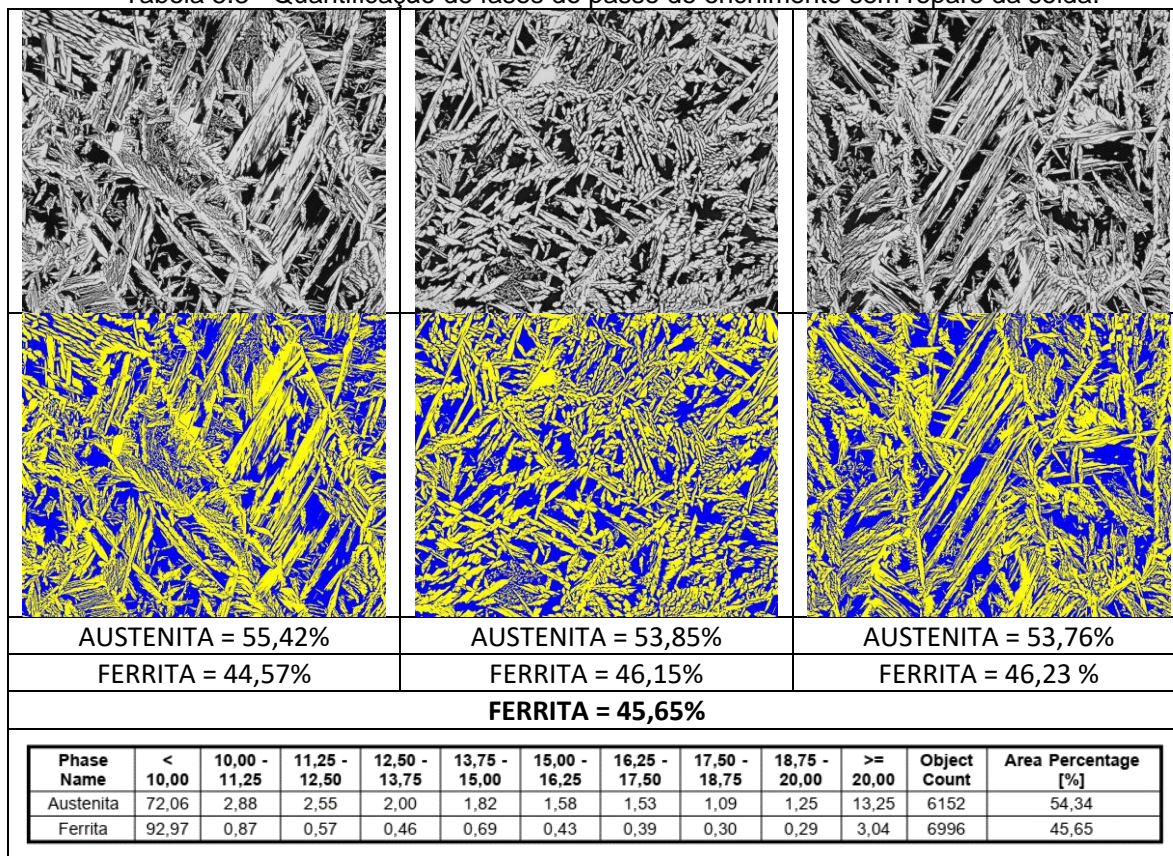
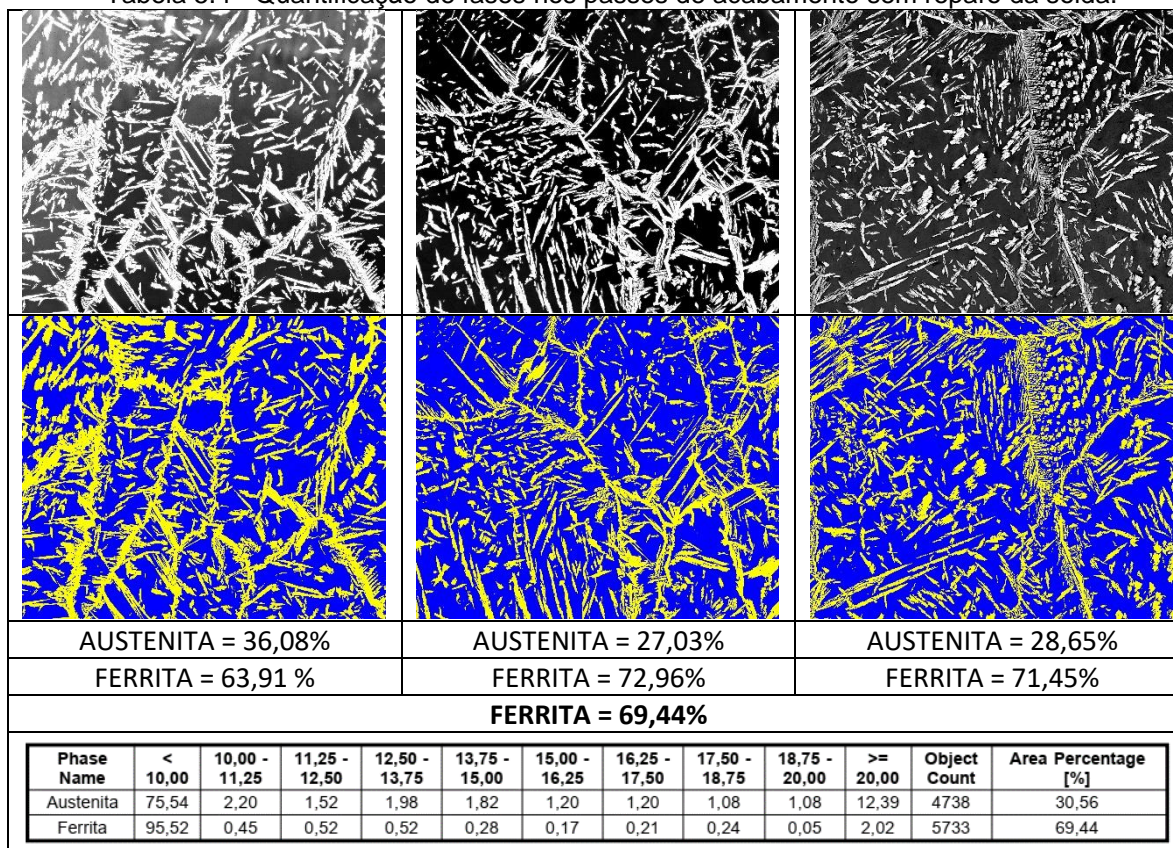
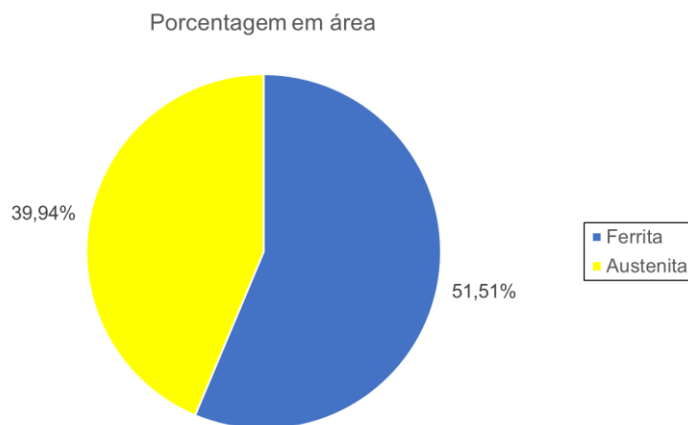


Tabela 5.4 - Quantificação de fases nos passes de acabamento sem reparo da solda.



RESUMO DA QUANTIFICAÇÃO DE FASES – METAL DE SOLDA – SEM REPARO



Phase Name	< 10,00	10,00 - 11,25	11,25 - 12,50	12,50 - 13,75	13,75 - 15,00	15,00 - 16,25	16,25 - 17,50	17,50 - 18,75	18,75 - 20,00	>= 20,00	Object Count	Area Percentage [%]
Austenita	81,46	2,00	1,72	1,58	1,25	1,01	1,00	0,81	0,66	8,50	15877	51,51
Ferrita	93,04	0,83	0,75	0,50	0,44	0,42	0,31	0,33	0,18	3,21	28663	39,94

Da análise do resumo da quantificação de fases no metal de solda da junta sem reparo é possível verificar que a distribuição é próxima ao do metal de base. A característica do equilíbrio bifásico do duplex foi mantida no metal de solda, considerando toda a junta.

5.3.1.2 Região do passe de raiz – com reparo

Tabela 5.5 – Quantificação de fases no passe de raiz com reparo da solda.

AUSTENITA = 49,75%	AUSTENITA = 48,41%	AUSTENITA = 61,04%										
FERRITA = 50,24%	FERRITA = 51,48%	FERRITA = 38,96%										
FERRITA = 46,88%												
Phase Name	< 10,00	10,00 - 11,25	11,25 - 12,50	12,50 - 13,75	13,75 - 15,00	15,00 - 16,25	16,25 - 17,50	17,50 - 18,75	18,75 - 20,00	>= 20,00	Object Count	Area Percentage [%]
Ferrita	3,34	0,12	0,09	0,07	0,07	0,07	0,09	0,04	0,06	96,04	17088	46,88
Austenita	3,34	0,49	0,36	0,37	0,44	0,40	0,36	0,39	0,39	93,45	16450	53,07

Regiões do metal de solda – Com paro

Tabela 5.6 - Quantificação de fases do passe de enchimento com reparo da solda.

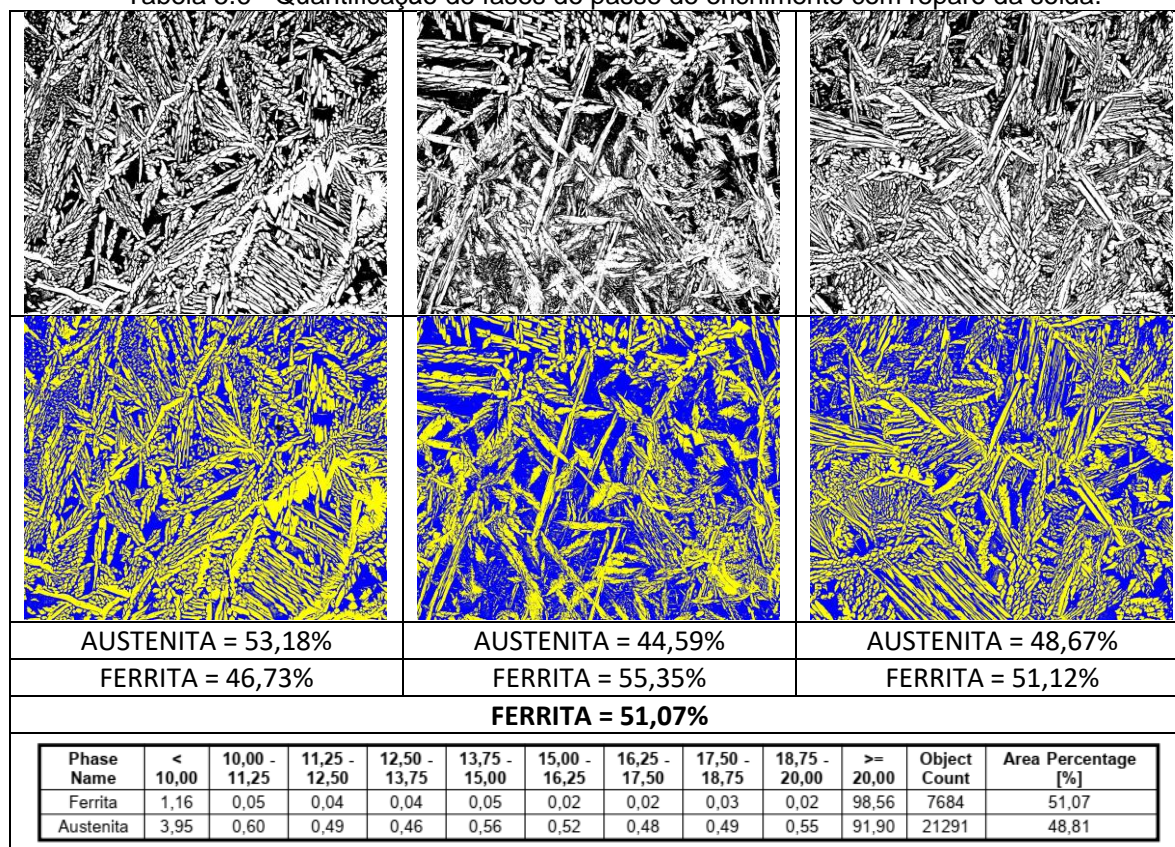
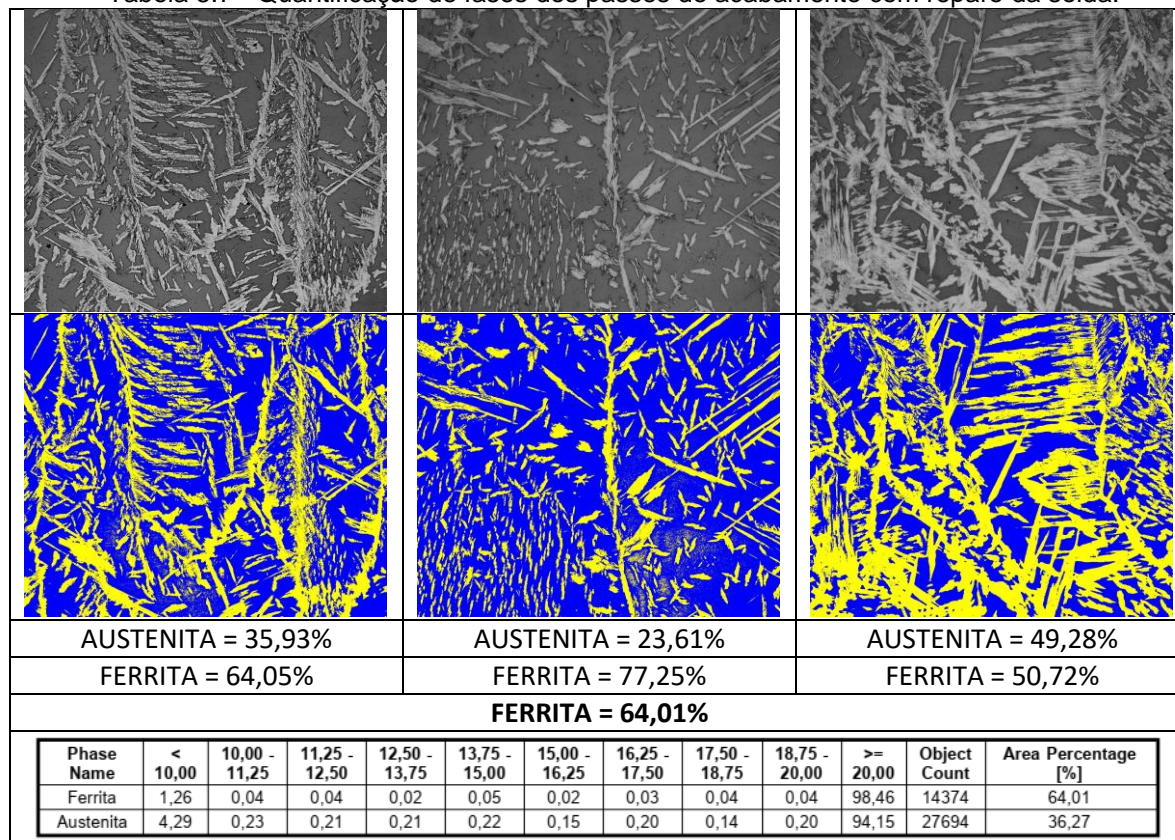
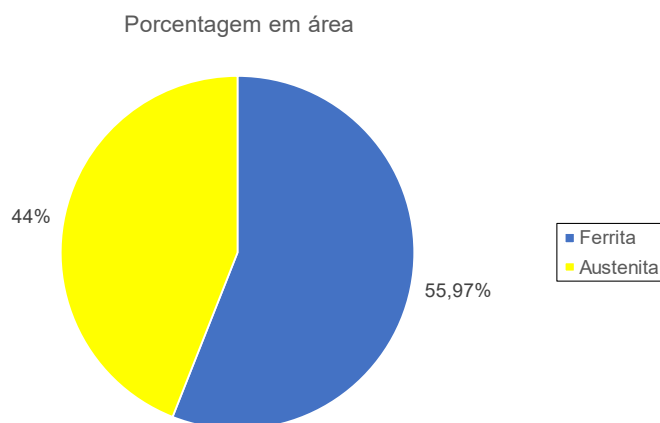


Tabela 5.7 - Quantificação de fases dos passes de acabamento com reparo da solda.



RESUMO DA QUANTIFICAÇÃO DE FASES – METAL DE SOLDA – COM REPARO



Phase Name	< 10,00	10,00 - 11,25	11,25 - 12,50	12,50 - 13,75	13,75 - 15,00	15,00 - 16,25	16,25 - 17,50	17,50 - 18,75	18,75 - 20,00	>= 20,00	Object Count	Area Percentage [%]
Ferrita	1,77	0,06	0,04	0,03	0,06	0,05	0,03	0,03	0,02	97,93	39706	55,97
Austenita	3,84	0,44	0,35	0,37	0,41	0,36	0,35	0,35	0,39	93,14	64355	44,00

Com relação à análise do resumo da quantificação de fases do metal de solda da junta com reparo é possível verificar que a distribuição também é próxima a do metal de base, um pouco mais díspar do que o metal de solda da junta sem reparo.

Se fizermos a comparação das duas condições de soldagem, com e sem reparo, para as camadas do metal de solda podemos observar algumas condições mais específicas, conforme mostra a Figura 5.25.

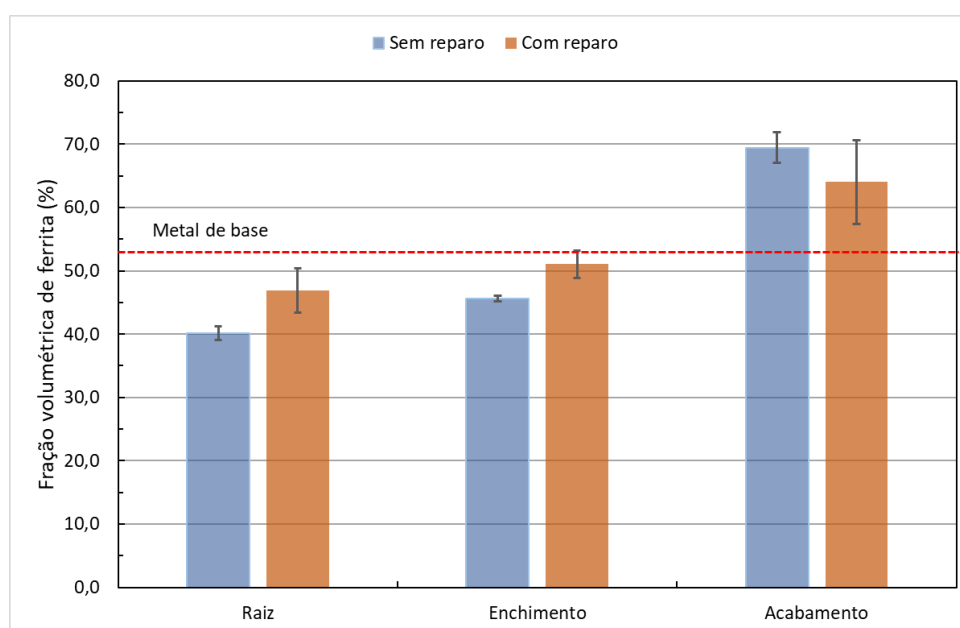


Figura 5.25 - Fração volumétrica da ferrita para as diferentes regiões do metal de solda.

Os resultados mostraram que a soldagem reduziu a fração volumétrica da ferrita na raiz da junta soldada, quando comparada com o metal de base. Uma provável explicação é a diferença de composição química entre ambos. À medida que vão sendo depositados os passes subsequentes, a diluição vai diminuindo, e o efeito do Ni se sobressai. O metal de adição possuindo uma concentração mais elevada de Ni, que é um elemento de liga gamagênico, reduz, conseqüentemente, a fração volumétrica da ferrita.

Os passes de acabamento tiveram um aumento da fração volumétrica da ferrita. Mesmo com a adição de gás nitrogênio no gás de proteção para suprir a perda de nitrogênio na poça de fusão e assim buscar uma compensação via elemento gamagênico, é necessário considerar o efeito da taxa de resfriamento desses últimos passes que não tem o efeito de passes subsequentes.

Durante o resfriamento, é provável que a taxa de resfriamento entre 1200 °C e 800° C tenha sido mais baixa, o que não promoveu a precipitação da austenita na matriz ferrítica.

5.3.2 Zona Afetada pelo Calor (ZAC)

De modo geral, a ZAC apresentou teores de ferrita mais altos do que no MS. O desequilíbrio do balanço de fases é mais latente, nessa região, pois reaquecimento na ZAC não sofre os efeitos da alteração na composição química como acontece no metal de solda com a adição de Ni pelo metal de adição.

Porém, para as condições aqui estudadas, os resultados ficaram dentro da faixa de 35 a 65% o que traria a combinação de boas propriedades mecânicas e boa resistência a corrosão como apontam Eckenrod e Pinnow apud [16] .

A Tabela 5.8 e

Tabela **5.9** apresentam os valores obtidos para a região da ZAC com e sem reparo de solda.

Tabela 5.8 - Quantificação de fases da ZAC sem reparo da solda.

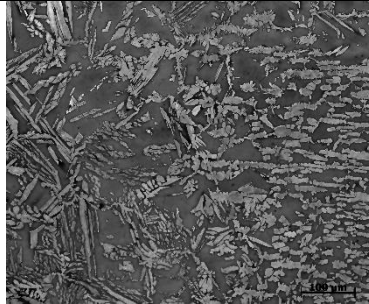

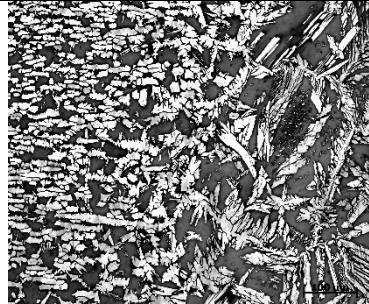
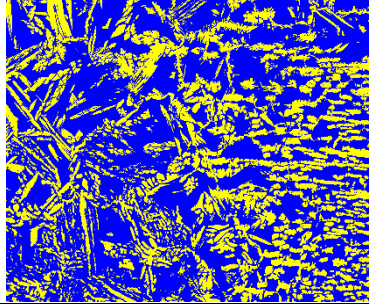
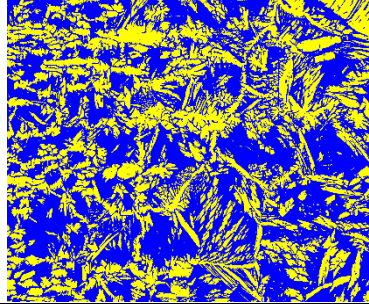
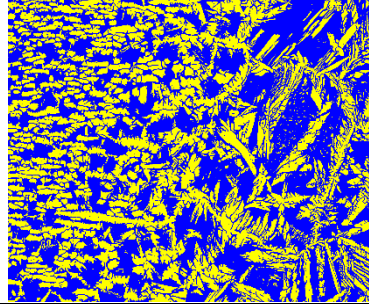
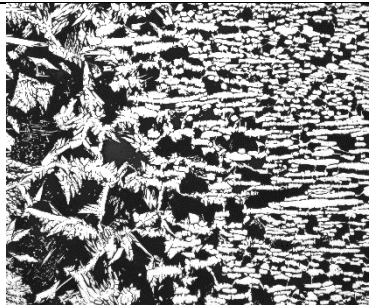
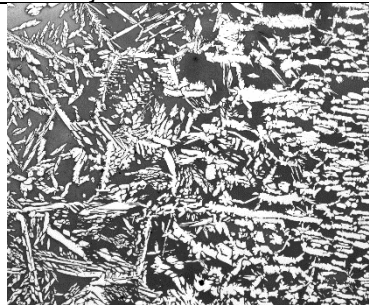
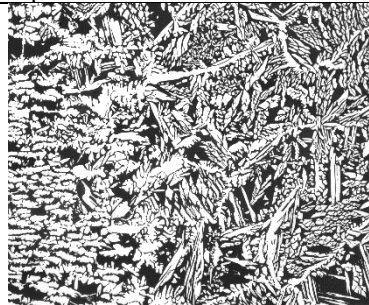
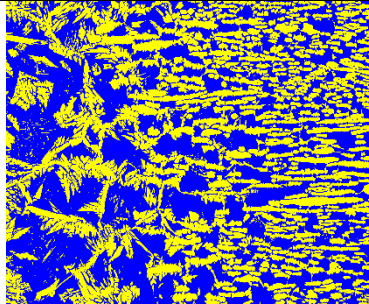
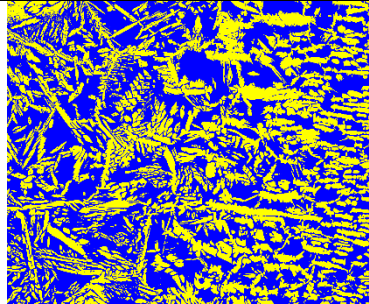
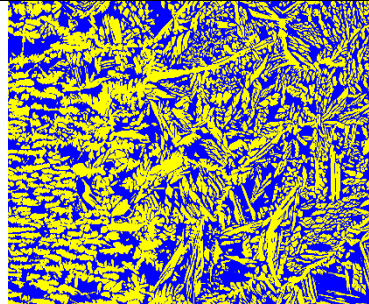
		
		
AUSTENITA = 34,73%	AUSTENITA = 41,67%	AUSTENITA = 44,44%
FERRITA = 65,27%	FERRITA = 58,33%	FERRITA = 55,56%

Tabela 5.9 - Quantificação de fases na ZAC com reparo da solda.

		
		
AUSTENITA = 44,69%	AUSTENITA = 42,99%	AUSTENITA = 52,09%
FERRITA = 55,30%	FERRITA = 56,99%	FERRITA = 47,91%

Como discutido anteriormente, as transformações de fases no estado sólido que ocorrem durante o aquecimento e o resfriamento na soldagem de aços inoxidáveis duplex, comumente, promovem uma microestrutura duplex desbalanceada.

Considerando o caráter normativo da MR0175 (2009 – Parte 3) para o uso de materiais duplex em ambientes contendo H₂S na indústria de petróleo e gás, a fração volumétrica de ferrita das condições estudadas estão dentro da faixa indicada: 30% a 70% tanto para o metal de solda quanto para a ZAC.

Bem como para o caráter normativo da Petrobrás N133 a quantificação da ferrita nas condições estudadas, também estão dentro da faixa indicada na norma, tanto para o metal de solda quanto para a ZAC: de 35% a 65%.

5.4 Análise de fases secundárias no material como soldado

A observação da microestrutura por microscopia óptica tem por finalidade, em virtude das limitações dessa técnica e ao ataque metalográfico, a avaliação do balanço entre as fases ferrita e austenita.

Para analisar mais detalhadamente a existência de fases secundárias, principalmente nas regiões do metal de solda e nas zonas afetadas pelo calor de passes subsequentes utilizou-se a norma ASTM A923 – Prática A que verifica a existência de intermetálicos na microestrutura a partir da análise metalográfica de amostras submetidas ao ataque eletrolítico com solução de 40%NaOH. E como forma de complementar as análises da presença de fases secundárias, também foi utilizada a técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) com o propósito de complementar a caracterização microestrutural da junta soldada nas duas condições estudadas.

Como já salientado, a presença de fases secundárias em aços inoxidáveis duplex refere-se às fases formadas em virtude do reaquecimento (soldagem multipasse) e compreende os nitretos, carbonetos, fases intermetálicas e austenita secundária.

A Figura 5.26 e a Figura 5.27 mostram de forma panorâmica as regiões analisadas no MEV e suas respectivas micrografias nas duas condições estudadas.

Para investigar a presença de fases intermetálicas nas juntas soldadas foi utilizada a norma ASTM A923 – Prática A como já mencionado.

A Figura 5.28 e Figura 5.29 apresentam uma visão panorâmica dos resultados obtidos por esta técnica.

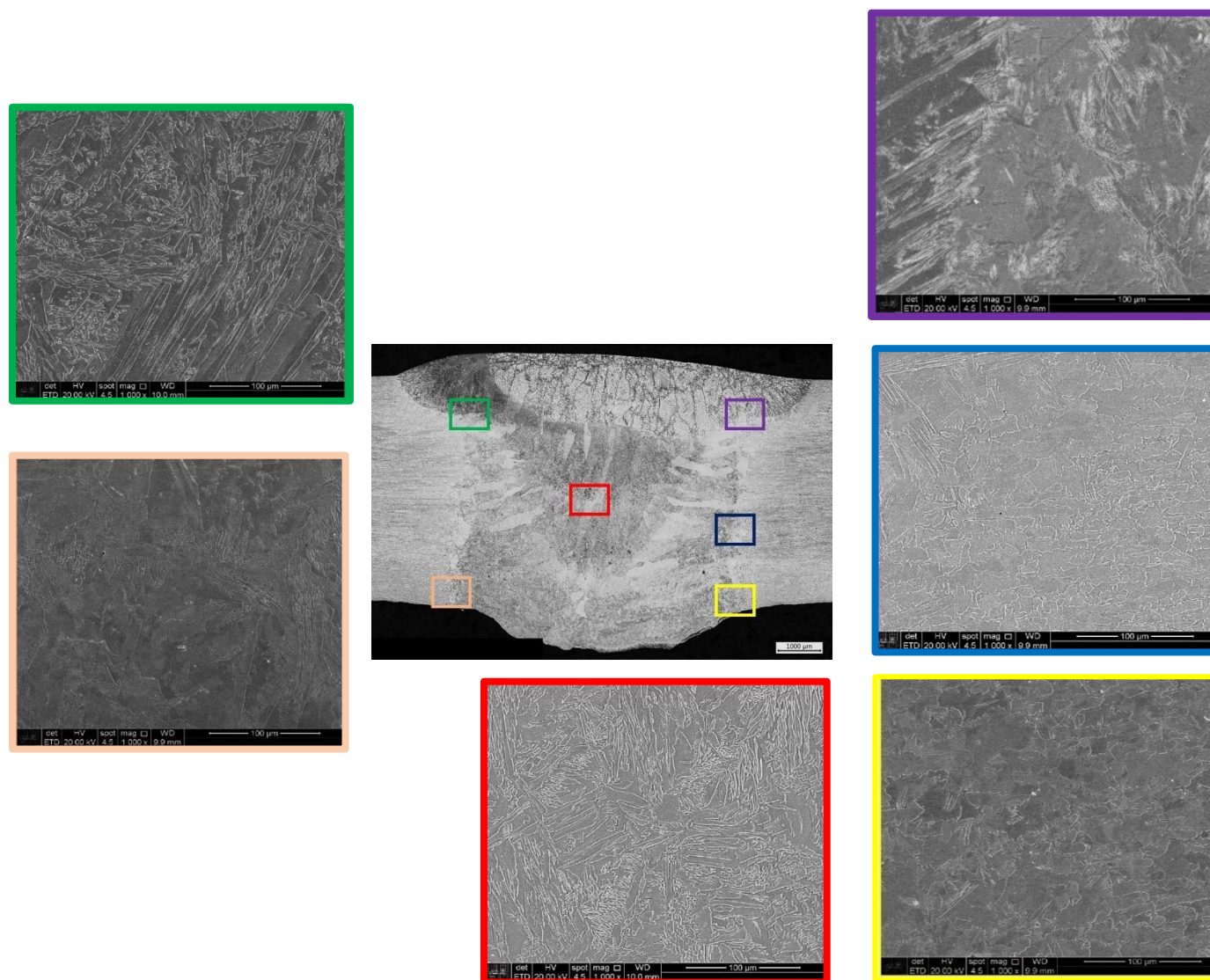


Figura 5.26 - Microestruturas obtidas pelo MEV para a soldagem sem reparo, tanto na zona fundida como na zona afetada pelo calor. Notar que existem regiões escuras que podem ser indicativas de fases secundárias.

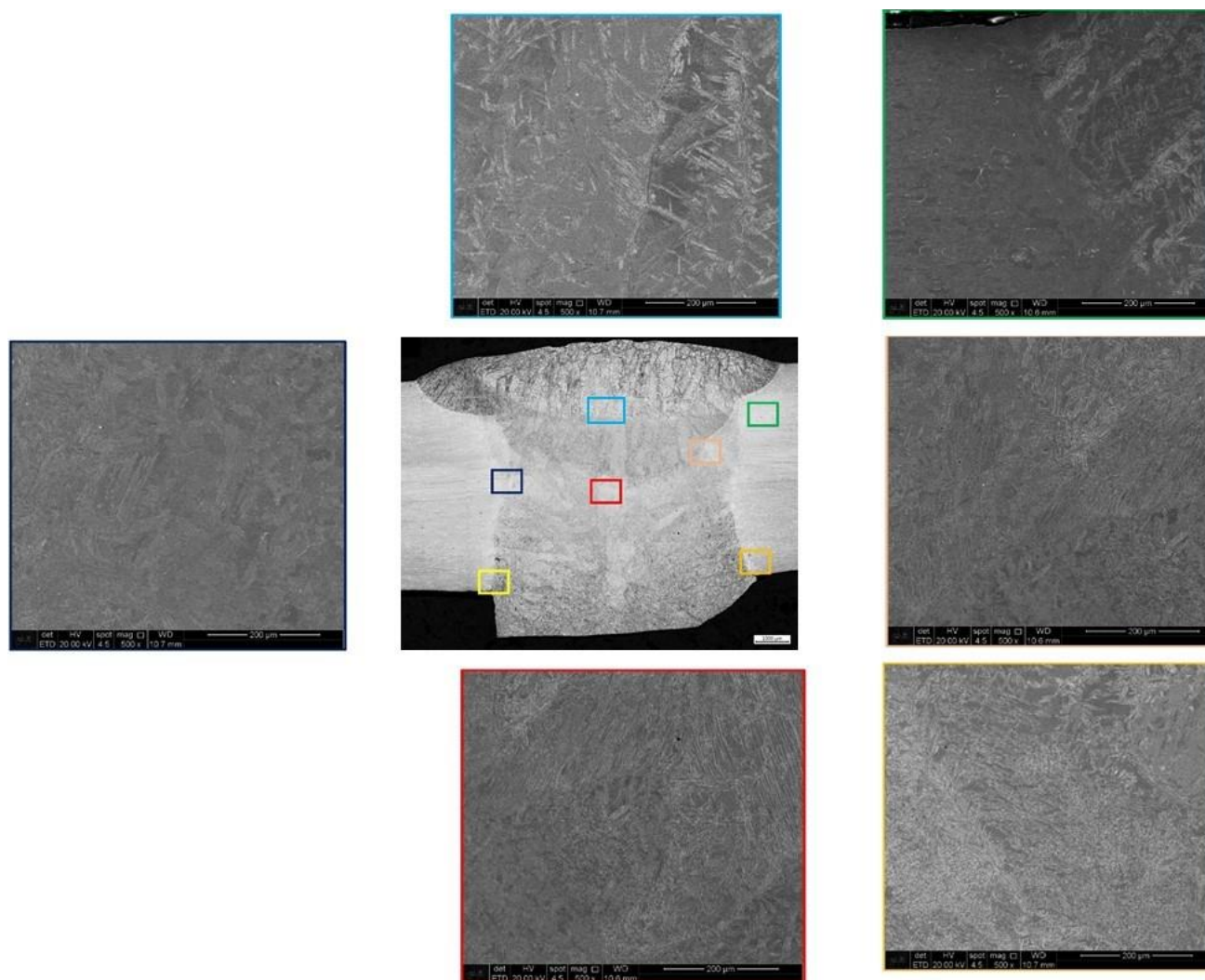


Figura 5.27 - Microestruturas obtidas pelo MEV para a soldagem com reparo, tanto na zona fundida como na zona afetada pelo calor. Notar que existem regiões escuras que podem ser indicativas de fases secundárias

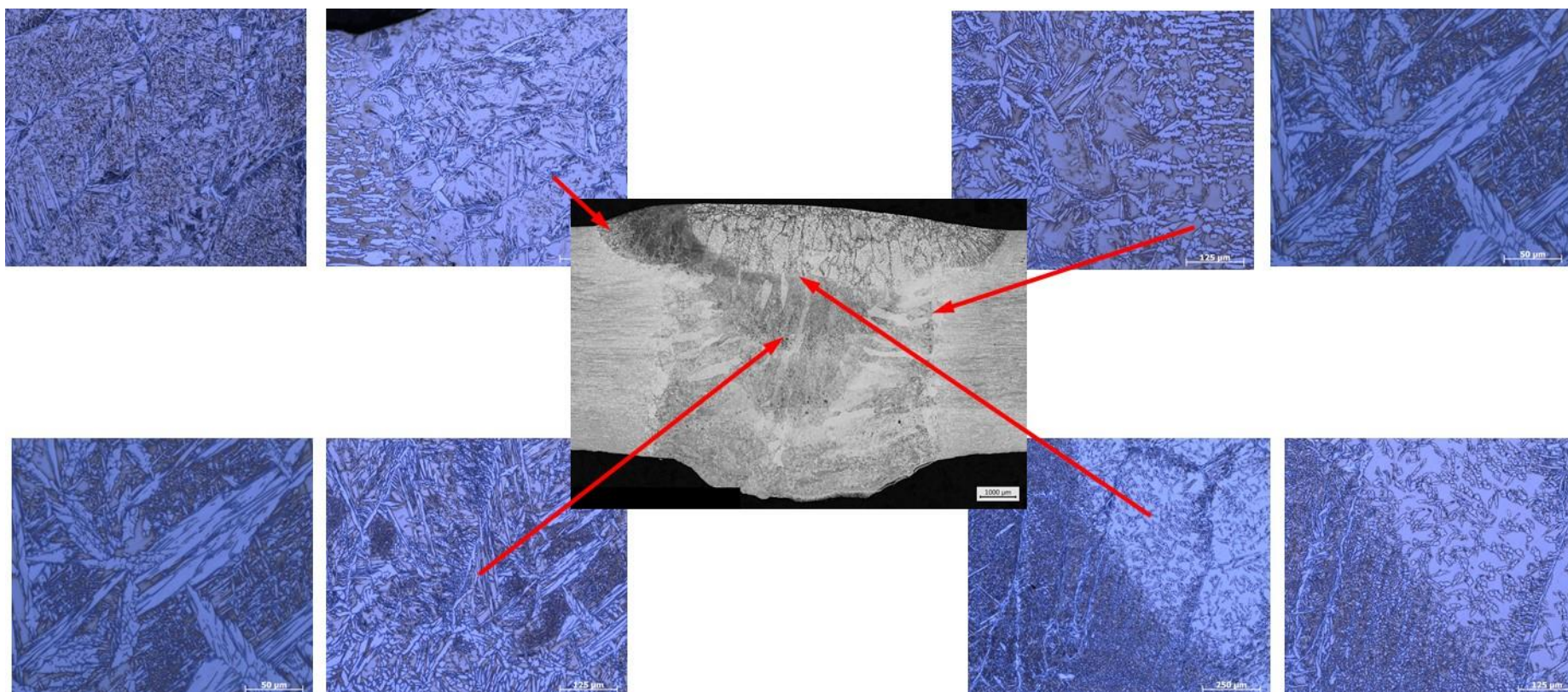


Figura 5.28 - Resultado do ensaio segundo a norma ASTM A923-Prática A para a junta sem reparo na solda.

Os resultados do ensaio não evidenciaram excesso de fases secundárias. A mais provável é o nitreto de Cr. Outra fase presente é a austenita secundária.

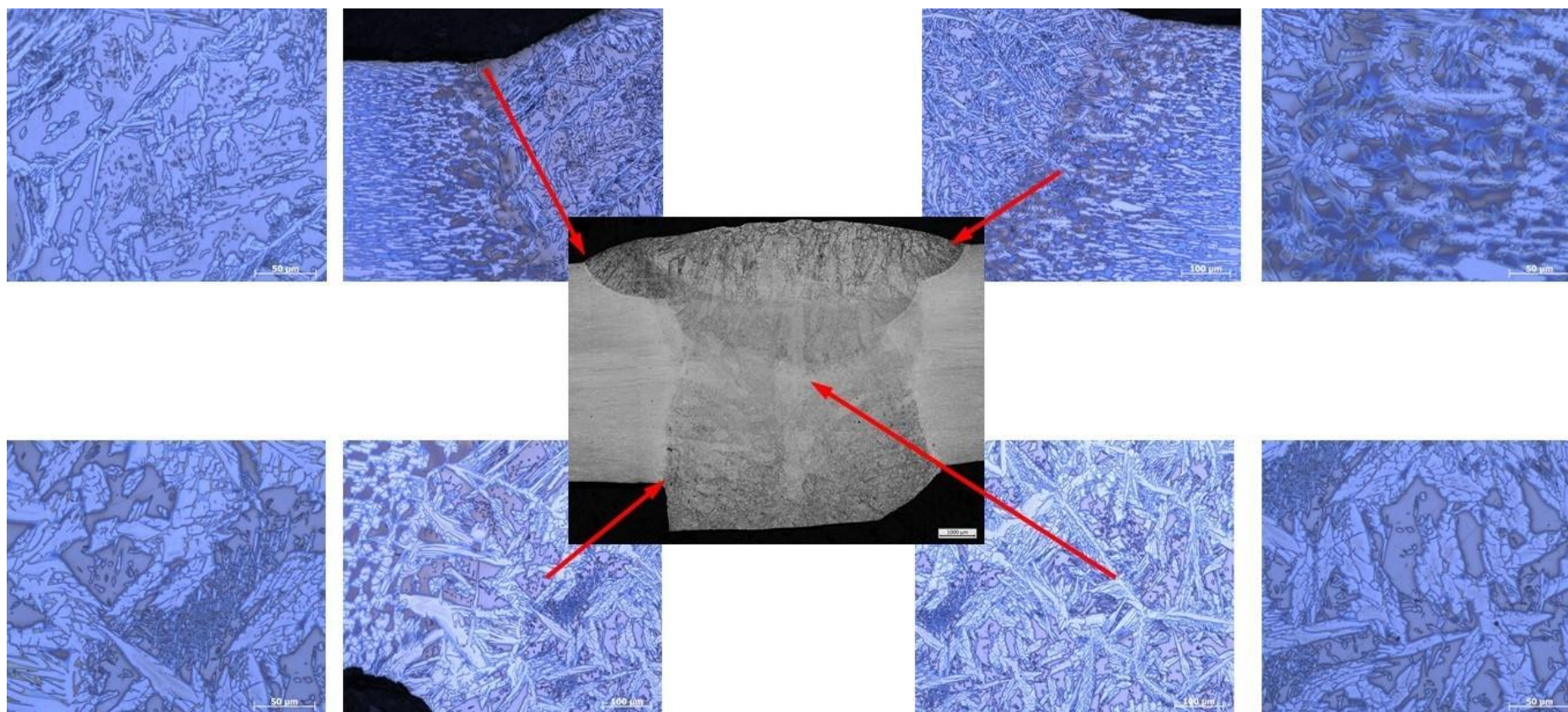


Figura 5.29 - Resultado do ensaio segundo a norma ASTM A923-Prática A para a junta com reparo na solda.

Os resultados do ensaio não evidenciaram grande quantidade de fases secundárias, embora tenha uma fração ligeiramente maior em comparação com a junta sem reparo, como pode ser inferido pela fração volumétrica de ferrita. A mais provável é o nitreto de Cr. Outra fase presente é a austenita secundária.

Conforme mencionado a análise da presença de fases secundárias se deu pela combinação de duas técnicas: MEV e ASTM A923 – Prática A. Para evidenciar a presença de fases secundárias na junta soldada com reparo, foram comparadas microfotografias

obtidas por microscópio óptico (ASTM A923 – Prática A) e eletrônico de varredura (em escalas maiores). A Figura 5.30, Figura 5.31 e a Figura 5.32 mostram algumas destas comparações.

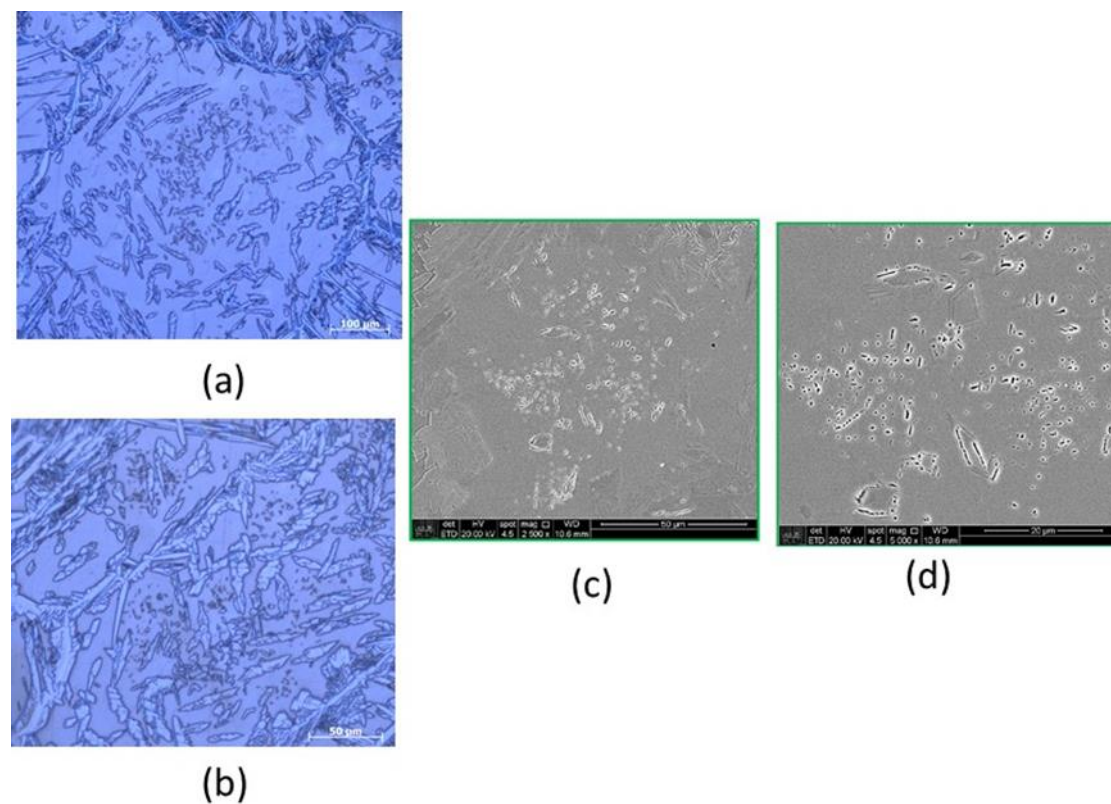


Figura 5.30 - Comparação entre o resultado do ensaio segundo a ASTM A923-Prática A (a e b) e as micrografias obtidas pelo MEV (c e d) na zona fundida da junta com reparo na solda.

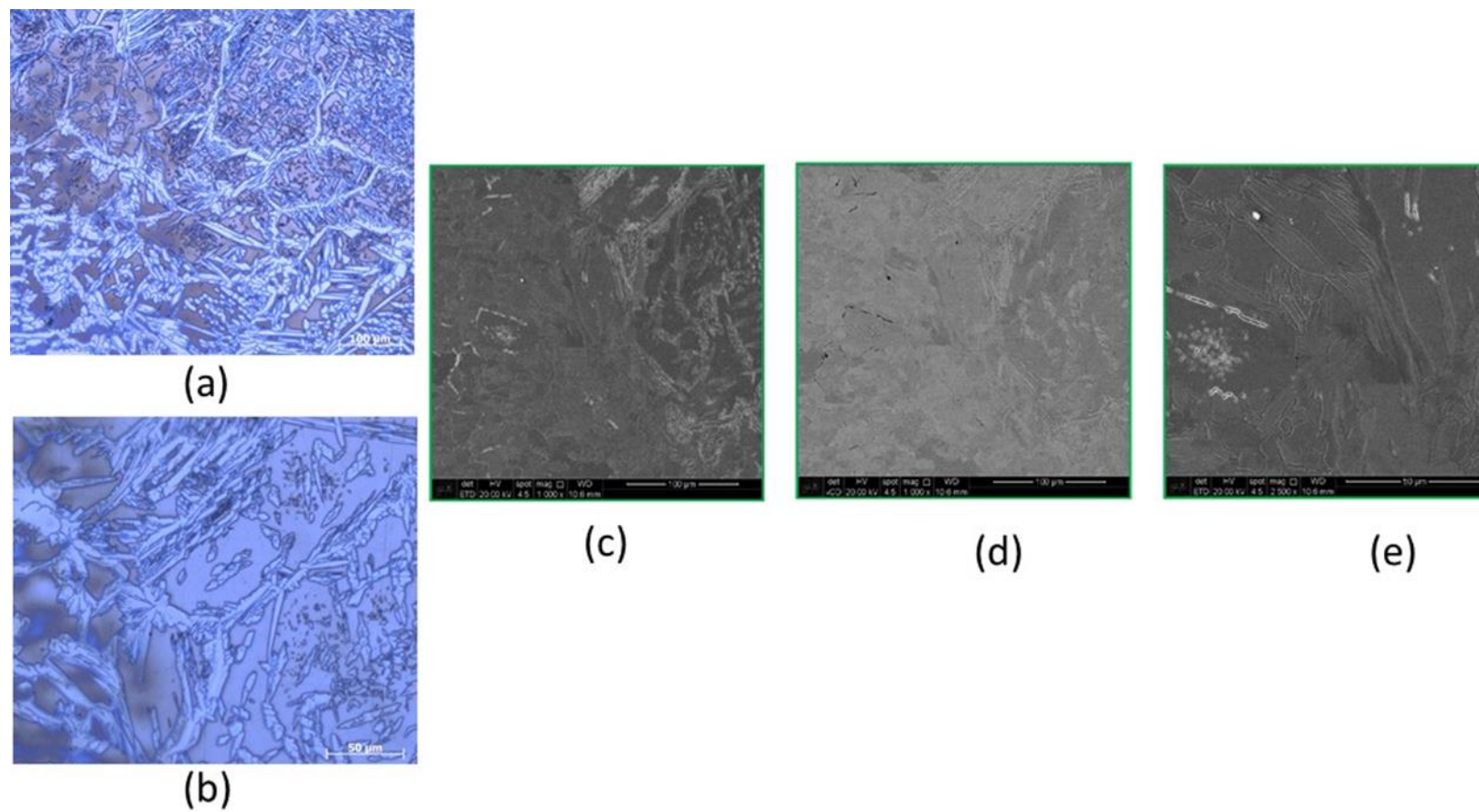


Figura 5.31 - Comparação entre o resultado do ensaio segundo a ASTM A923 - Prática A (a e b) e as micrografias obtidas pelo MEV (c, d e) em um mesmo campo, porém com técnicas diferentes e em e outra região da ZAC da junta com reparo na solda.

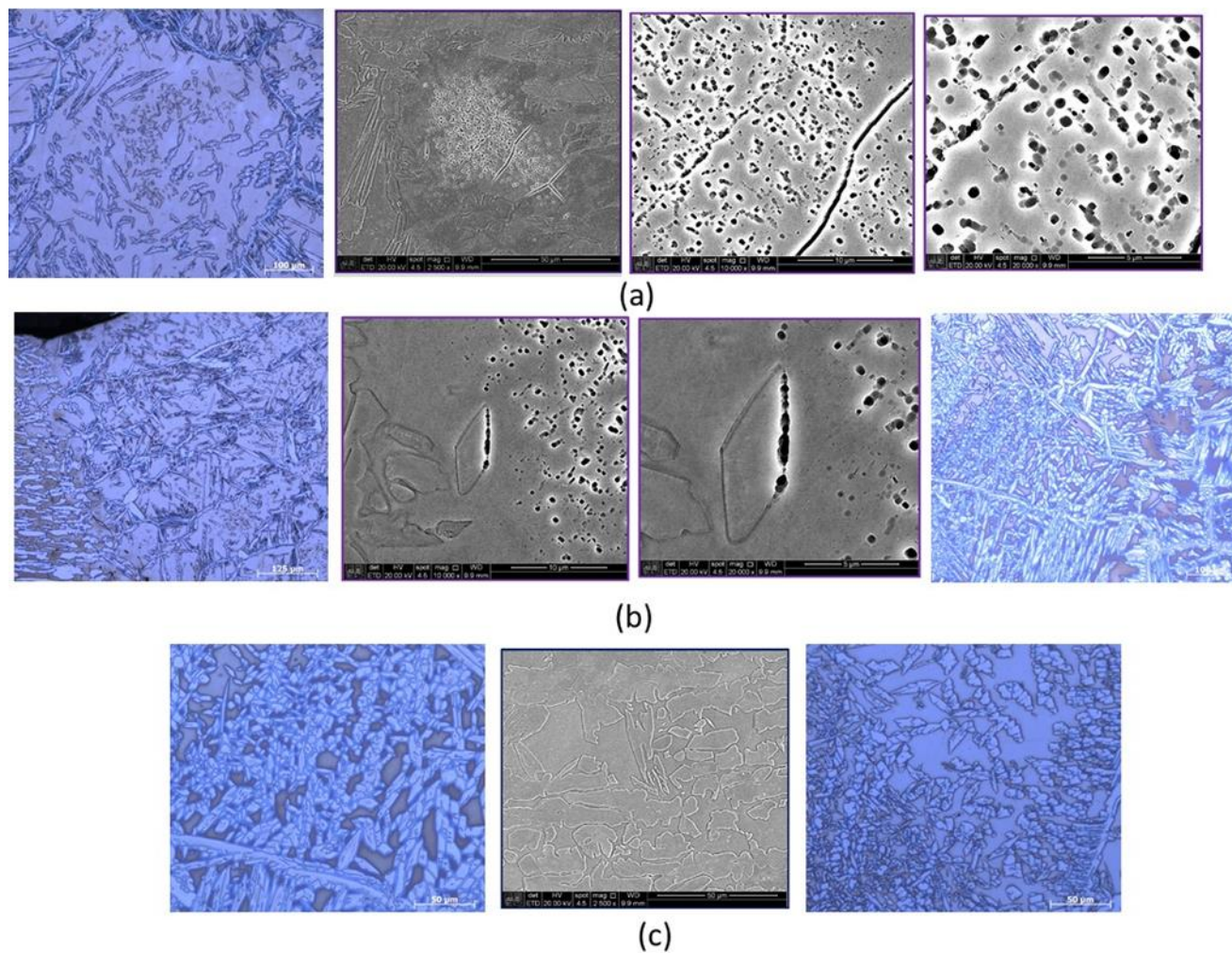


Figura 5.32 - Comparação entre o resultado do ensaio segundo a ASTM A923 - Prática A (fotos coloridas) e as micrografias obtidas pelo MEV (fotos cinza), tanto no MS (a e c) como na ZAC (b) da junta com reparo na solda.

Analisando-se a Figura 5.32 (a) nota-se a intensa precipitação de nitretos de cromo no interior do grão ferrítico, que não é revelado pelo método segundo a ASTM 923 -Prática A.

Na Figura 5.32 (b) observa-se a precipitação de um intermetálico na interface entre a ferrita e a austenita. Geralmente nesse local ocorre a precipitação de fase sigma.

Na Figura 5.32 (c) percebe-se a microestrutura ferrítica-austenítica sem a precipitação de intermetálicos.

Sendo assim, em uma primeira avaliação, com base na Prática A, não existiam indícios de precipitação de fases intermetálicas nas regiões analisadas, embora tenham sido observados nitretos de cromo nas zonas afetadas pelo calor, conforme observado por outra técnica de análise.

5.5 Ensaios de corrosão da junta soldada

Como já anteriormente exposto, a precipitação de nitretos, fases intermetálicas e austenita secundária podem contribuir para a perda da resistência por *pites*.

5.5.1 Ensaios de corrosão por *pites*

Os resultados do ensaio de corrosão por *pites* tanto na soldagem sem reparo como na soldagem como reparo pela norma ASTM G48 – Método A estão apresentados na Tabela 5.10.

Tabela 5.10 - Resultados do ensaio de corrosão por *pites* segundo a ASTM G48.

Amostra	Dimensões do CP			Área Total {m ² }	Peso {g}		Perda de Massa { g/m ² }	Resultado/Visual
	{mm}				Inicial	Final		
	Comprimento	Largura	Altura					
Sem reparo	50,1	24,8	5,7	0,00334	51,3422	51,3407	0,44926	Amostra não apresentou pites por corrosão. (Aprovado)
Com reparo	50,00	25,25	5,65	0,00338	51,9159	51,8949	6,2216	Amostra apresentou pites por corrosão. (Reprovado)

Ensaio realizado com ampliação de 20 vezes conforme norma ASTM G 48 - Método A ED.2015, por um período de 24h em temperatura controlada de 25°C.

As fotografias dos corpos-de-prova após o ensaio estão apresentadas na Figura 5.33 e a Figura 5.34.

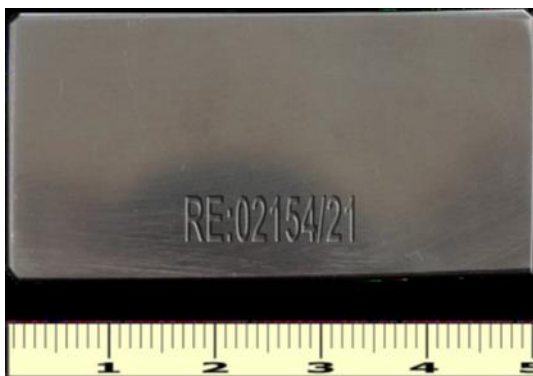


Figura 5.33 - Resultado do ensaio de corrosão por *pites* segundo a G48 mostrando que não ocorreram *pites* nas superfícies do corpo de prova da junta sem reparo.



Figura 5.34 - Resultado do ensaio de corrosão por *pites* segundo a G48 mostrando que ocorreram *pites* nas superfícies do corpo de prova da junta com reparo.

A análise das microestruturas pela norma ASTM A923 – Prática A, permite, também, avaliar regiões que corroeram durante o ataque químico para revelar a microestrutura.

A Figura 5.28 e Figura 5.29 mostram ataque preferencial tanto na zona fundida como na zona afetada pelo calor. Essas regiões são mais catódicas e, portanto, corroem preferencialmente. A análise das microestruturas no MEV da Figura 5.30 e Figura 5.32 complementam a avaliação de regiões que corroeram durante o ataque químico para revelar a microestrutura, indicando regiões com ataque preferencial.

5.6 Mapeamento de dureza do material como soldado

O mapeamento de dureza é uma interessante ferramenta para a avaliação do comportamento da microdureza nas condições de soldagem consideradas, pois os resultados são exibidos em forma de figura, em 2 dimensões. A técnica permite uma

avaliação da microdureza da junta soldada em toda as suas regiões e extensão, de forma integrada.

A Figura 5.35 e a Figura 5.36 mostram o mapeamento de microdureza dos trechos com e sem reparo.

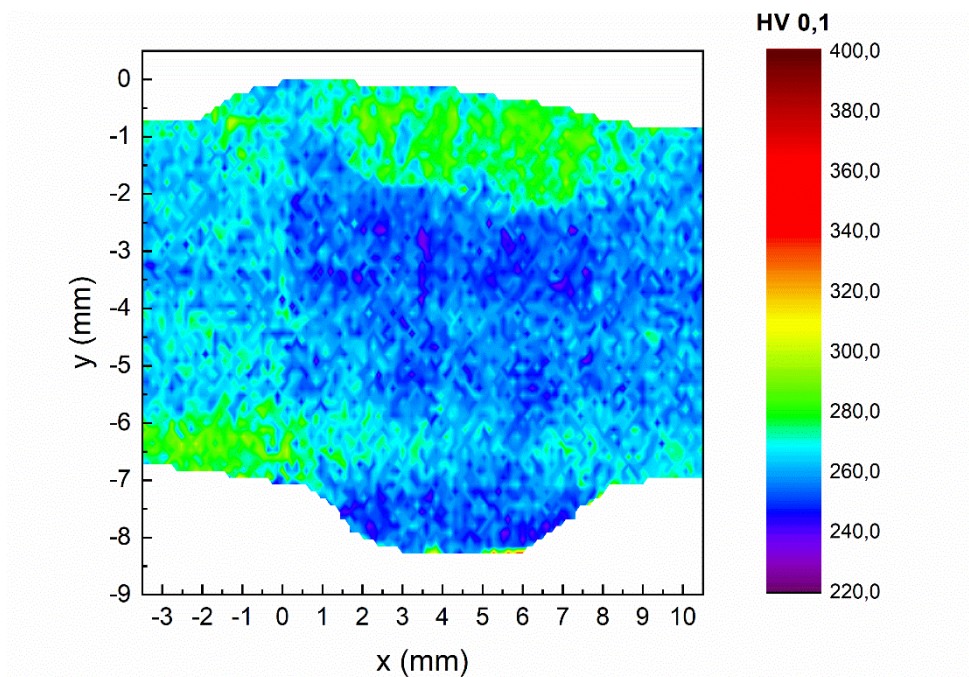


Figura 5.35 - Mapeamento de microdureza do trecho sem reparo da solda.

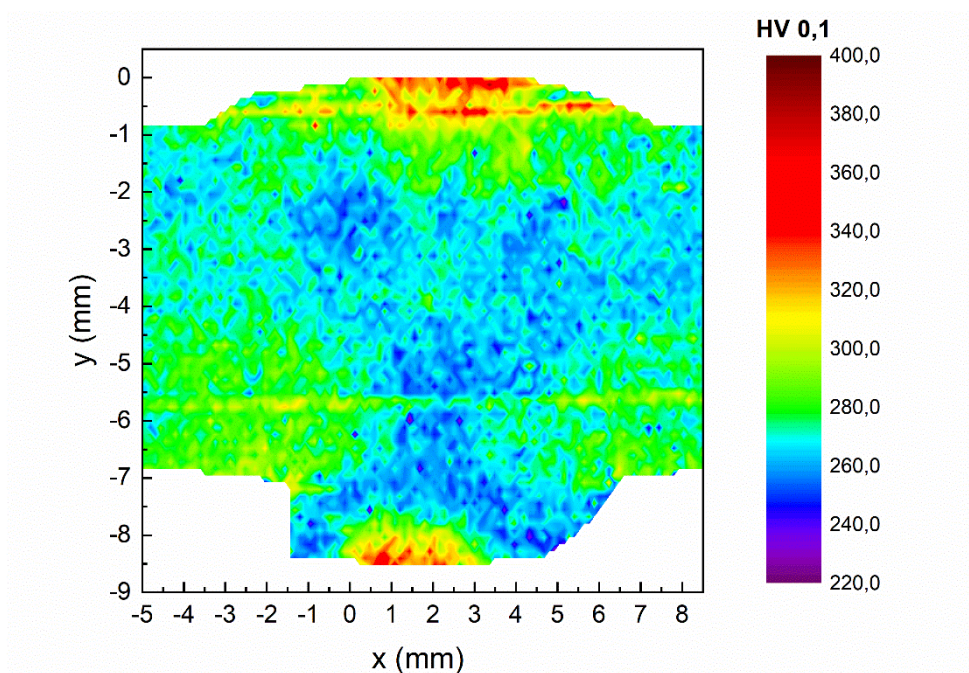


Figura 5.36 - Mapeamento de microdureza do trecho com reparo da solda.

Observemos que a austenita é mais dura na condição do material como recebido, a posição é invertida quando se faz um tratamento térmico a 475° C [5]. Essa condição indica que diante do efeito de soldagens, principalmente das soldagens multipasse a ferrita seja mais dura.

Se observarmos o mapeamento de microdureza da junta sem reparo, percebemos o aumento da dureza nos passes de acabamento. Indicando uma maior fração volumétrica de ferrita, como podemos verificar no resumo da Figura 5.25.

Se compararmos o mapeamento de microdureza das duas condições estudadas, podemos entender que nos passes de acabamento do trecho com reparo as durezas são mais altas, ainda que tenha uma menor quantidade de ferrita, devido a precipitação de fases secundárias, neste caso, em especial, a austenita secundária.

Também é possível verificar que as durezas da condição com reparo são maiores por terem maior teor de ferrita que a condição sem reparo, bem como da precipitação de fases secundárias como observado na Figura 5.32, a e b.

6 CONCLUSÕES

O estudo da microestrutura e da soldabilidade de um reparo de fabricação em uma junta soldada de aço inoxidável duplex (UNS S31803) permitiu as seguintes conclusões:

Balanco de fases

- O reparo de fabricação na solda tende a ocasionar um maior percentual da fração volumétrica de ferrita no metal de solda.
- Ambas as juntas apresentaram a presença de fases secundárias após o emprego da norma ASTM 923 – Prática A, porém só foram efetivamente detectadas com o emprego do MEV.
- O reparo de fabricação na solda tende a ocasionar uma quantidade ligeiramente maior de fases secundárias tanto no MS quanto na ZAC.

Soldabilidade

- A energia de soldagem acima da faixa recomendada pela N133 (1,2 kJ/mm) não proporcionou diferenças significativas no percentual de ferrita no metal de solda. O valor médio da energia de soldagem foi de 1,45 kJ/mm em ambas as condições estudadas.
- A junta com reparo apresentou uma perda de massa pelo ensaio segundo a norma ASTM G48 – Método A, indicando que o reparo ocasionou uma diminuição da resistência a corrosão por *pites*.
- O emprego da norma ASTM 923 – Prática A com o MEV permite uma identificação efetiva de regiões com ataque preferencial.
- O reparo de fabricação na solda tende a aumentar a dureza da junta soldada.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Sugere-se como estudos complementares os seguintes pontos:

- Reparo em fabricação de chapas de maiores espessuras;
- Estudo da quantificação da precipitação de nitretos e carbonetos em soldas com reparo de fabricação;
- Estudo da quantificação da precipitação de fases intermetálicas em soldas com reparo de fabricação.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] KORKHAUS, J.K.L.; WAGNER, G.H. "Service Experience with Duplex Stainless Steels in the Chemical Industry." pp. 191–198.
- [2] COSTA E SILVA, A.L. V.; MEI, P.R. "Aços e ligas especiais," 3 ed., São Paulo: Edgard Blücher, 2014, pp. 407–443.
- [3] KARLSSON, L. "Welding duplex and super duplex stainless steels." *Anti-Corrosion Methods Mater.* vol. 42, no. 6. pp. 30–35. 1995.
- [4] BRANDI, S.D. "Metalurgia da soldagem: conceitos," in *Soldagem*, Coleção Te., S. Ziedas and I. Tatini, Eds. São Paulo: SENAI, SP, 1997, p. 553.
- [5] BRANDI, S.D. "Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W. Nr. 1.4462 (UNS S31803)," Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1992.
- [6] PADILHA, A.F.; PLAUT, R.L. "Phase transformation and microstructure," in *Duplex Stainless Steels*, 1st ed., I. ALVAREZ-ARMAS and S. DEGALLAIX-MOREUIL, Eds. Londres: ISTE Ltd, 2009.
- [7] LIPPOLD, J.C.; KOTECKI, D.J. "Duplex stainless steels," in *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*, Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc., 2005, pp. 230–263.
- [8] MESSER, B.; WRIGHT, A.; et al. "Duplex stainless steel welding . Best practices." no. Part 1. pp. 0–3.
- [9] BONOLLO, F.; TIZIANI, A.; et al. "Welding processes, microstructural evolution and final properties of duplex and superduplex stainless steels," in *Duplex Stainless Steels*, 1st ed., I. ALVAREZ-ARMAS and S. DEGALLAIX-MOREUIL, Eds. Londres: ISTE Ltd, 2009.
- [10] HILKES, J.; BEKKERS, K. "Duplex stainless steel welding and applications." pp. 87–95. 1987.
- [11] SATHIYA, P.; ARAVINDAN, S.; et al. "Effect of shielding gases on mechanical and metallurgical properties of duplex stainless-steel welds." *J. Mater. Sci.* vol. 44, no. 1. pp. 114–121. 2009.
- [12] LILJAS, M.; SJÖHOLM, F. "Applications," in *Duplex Stainless Steels*, 1st ed., I. ALVAREZ-ARMAS and S. DEGALLAIX-MOREUIL, Eds. Londres: ISTE Ltd, 2009.
- [13] PAULI, E. "Estudo da soldabilidade do aço inoxidável lean duplex UNS S82441 utilizando o processo MIG/ MAG com diferentes energias de soldagem,"

- Universidade de São Paulo, São Paulo, 2017.
- [14] CHARLES, J. "Corrosion resistance properties," in *Duplex Stainless Steels*, 1^a., I. ALVAREZ-ARMAS and S. DEGALLAIX-MOREUIL, Eds. Londres: ISTE Ltd, 2009.
- [15] ASM "Basic understanding of weld corrosion," in *Corrosion of Weldments*, J. R. Davis, Ed. Ohio: Davis & Associates, 2006, pp. 1–12.
- [16] ALVES, F.P. "Estudo da evolução microestrutural de juntas de aço inoxidável superdúplex em soldagem TIG orbital com múltiplos passes," Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2011.
- [17] JURAGA, I.; STOJANAVIC, I.; et al. "Experimental research of the duplex stainless steel welds in shipbuilding." *Brodogradnja*. vol. 65, no. 2. pp. 73–85. 2014.
- [18] PETTERSSON, C.; SVEN-ÅKE, F. "Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304 , SAF 2205 and SAF 2507." *Sandvik Steel*. vol. S-881, no. 81. pp. 1–14. 1994.
- [19] PETROBRAS "N-133 Soldagem." 2017.
- [20] NOBEL, D.N.; ALASKA, A. *Selection of wrought duplex stainless steels*, vol. 6, no. Ref 9. 1993.
- [21] BRANDI, S.D.; LIPPOLD, J.C. "Considerações sobre a metalurgia da soldagem de aços inoxidáveis duplex e superduplex." *Metal. Mater*. pp. 141–146. 1997.
- [22] MATSUNAGA, H.; SATO, Y.S.; et al. "Effect of nitrogen on corrosion of duplex stainless steel weld metal." *Sci. Technol. Weld. Join*. vol. 3, no. 5. pp. 225–232. 1998.
- [23] VARGAS-GARCIA, E.R. "Efeito da corrente de soldagem do processo TIG pulsado autógeno na microestrutura da zona fundida dos aços inoxidáveis duplex UNS S32304 e UNS S32101," Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.
- [24] NUNES, E.B. "Propriedades mecânicas e caracterização microestrutural na soldagem do aço inoxidável duplex UNS S31803 (SAF 2205)," Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.
- [25] HELZER, S.C. "Welding Metallurgy , Part 1: Understanding Mechanical Properties," *Inspection Trends*, pp. 10–13, 2007.
- [26] PEREIRA, P.A. de S. "Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex," Universidade Estadual do Norte

- Fluminense Darcy Ribeiro, Campos dos Goytacazes, 2009.
- [27] VASCONCELLOS, P.I.G. “Soldagem em campo de tubos de aço inoxidável duplex e superduplex,” Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro, 2008.
- [28] GRONG, Ø. *Metallurgical modelling of welding*, 2ed. London: The Institute of Materials, 1997.
- [29] BOSWORTH, M. “Effective Heat Input in Pulsed Current Gas Metal Arc Welding with Solid Wire Electrodes.” *Weld. Res. Suppl.* no. May. 1991.
- [30] NASCIMENTO, A.S.; BATISTA, M. de A.; et al. “Avaliação dos métodos de cálculo de potência elétrica em soldagem a arco e as conseqüências sobre as previsões geométricas , térmicas e metalúrgicas da junta.” *Soldag. Inspeção.* vol. 12, no. 2. pp. 97–106. 2007.
- [31] FEDELE, R.A. “Influência da energia de soldagem no desempenho da zona fundida de soldas multipasse de aços inoxidáveis duplex,” Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.
- [32] RAMÍREZ-LODOÑO, A.J. “Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex,” Universidade de São Paulo, 1997.
- [33] GRANJON, H. *Fundamentals of welding metallurgy*. Cambridge: Abington Publishing, 1991.
- [34] MODENESI, P.J.; MARQUES, P. V.; et al. “Introdução à metalurgia da soldagem.” UFMG, Belo Horizonte, p. 209, 2012.
- [35] ATAMERT, S.; KING, J.E. “Super duplex stainless steels Part 1 Heat affected zone microstructures.” *Mater. Sci. Technol.* vol. 8, no. 10. pp. 896–912. 1992.
- [36] BRANDI, S.D. “Stainless and heat-resistant steels,” in *AWS Welding Handbook*, 9 ed., A. O’ BRIEN and C. GUZMAN, Eds. American Welding Society, 2011, pp. 255–368.
- [37] RAMIREZ, A.J. “Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex,” Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.
- [38] ASM “Corrosion of duplex stainless steel weldments,” in *Corrosion of Weldments*, J. R. Davis, Ed. Davis & Associates, 2006, pp. 99–114.
- [39] ATAMERT, S.; KING, J.E.; et al. “Reheated regions in duplex stainless weldments,” in *International Trends in Welding Science and Technology*, 1992,

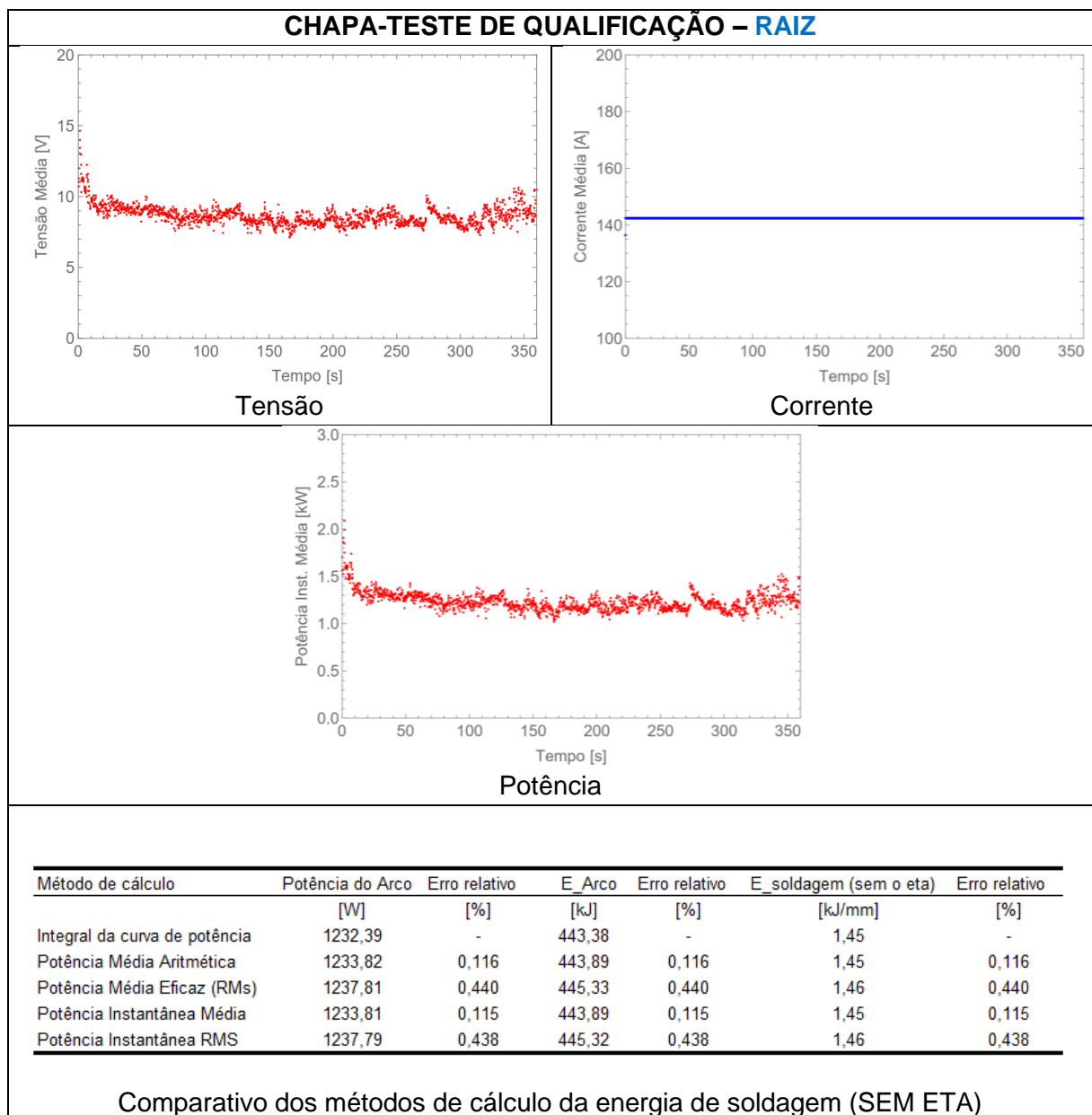
- pp. 241–245.
- [40] GIRALDO, C.P.S. “Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB) na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex,” Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.
- [41] VAN NASSAU, L.; MEELKER, H.; et al. “Welding duplex and super-duplex stainless steels.” *Weld. World*. vol. 31, no. 8. pp. 322–343. 1993.
- [42] GUNN, R.N. “Weldment properties,” in *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*, Cambridge: Abington Publishing, 2003, pp. 146–165.
- [43] GENTIL, V. *Corrosão*, 3ª. Rio de Janeiro: LTC, 1996.
- [44] MODENESI, P.J. “Soldabilidade de algumas ligas metálicas.” UFMG, Minas Gerais, p. 25, 2011.
- [45] WEN, S. “Metallurgical Evaluation of Cast Duplex Stainless Steels and their Weldments, in Materials Science and Engineering,” 2001.
- [46] SÉFÉRIAN, D.; ZAVALA, V.S. de tr. *Metalurgia de la soldadura*. Madrid: Tecnos, 1962.
- [47] CARDOZO, F.I.. “Avaliação de tensão residual em juntas soldadas de aço AISI 317L utilizadas em ‘lining’ de torre de destilação por processos de soldagem SMAW e FCAW,” Universidade Federal da Paraíba, 2008.
- [48] OUTOKUMPO “How to Weld Type 2205 Code Plus Two® Duplex Stainless Steel Material,” Schaumburg, IL.
- [49] WOLF, E.L. “Orbital Welding in Critical Systems.” pp. 1–6. 2000.
- [50] YOUSEFIEH, M.; SHAMANIAN, M.; et al. “Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method.” *J. Alloys Compd.* vol. 509, no. 3. pp. 782–788. 2011.
- [51] WEINER, E.; BRANDI, S.D.; et al. “Processo TIG,” in *Soldagem - processos e metalurgia*, 4ª reimpre., São Paulo: Edgard Blücher, 1992, pp. 60–87.
- [52] NISSET, M.; DAEMEN, R.; et al. “Technical Report Welding Duplex Stainless Steels.” *Mater. Des.* vol. 5, no. 6. pp. 291–293. 1985.
- [53] CARVALHO, M.J. “Orientações práticas de soldagem em aços inox,” ACESITA, Ed. 1999.
- [54] GUNN, R.N. “Welding metallurgy,” in *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*, 2003, pp. 110–132.

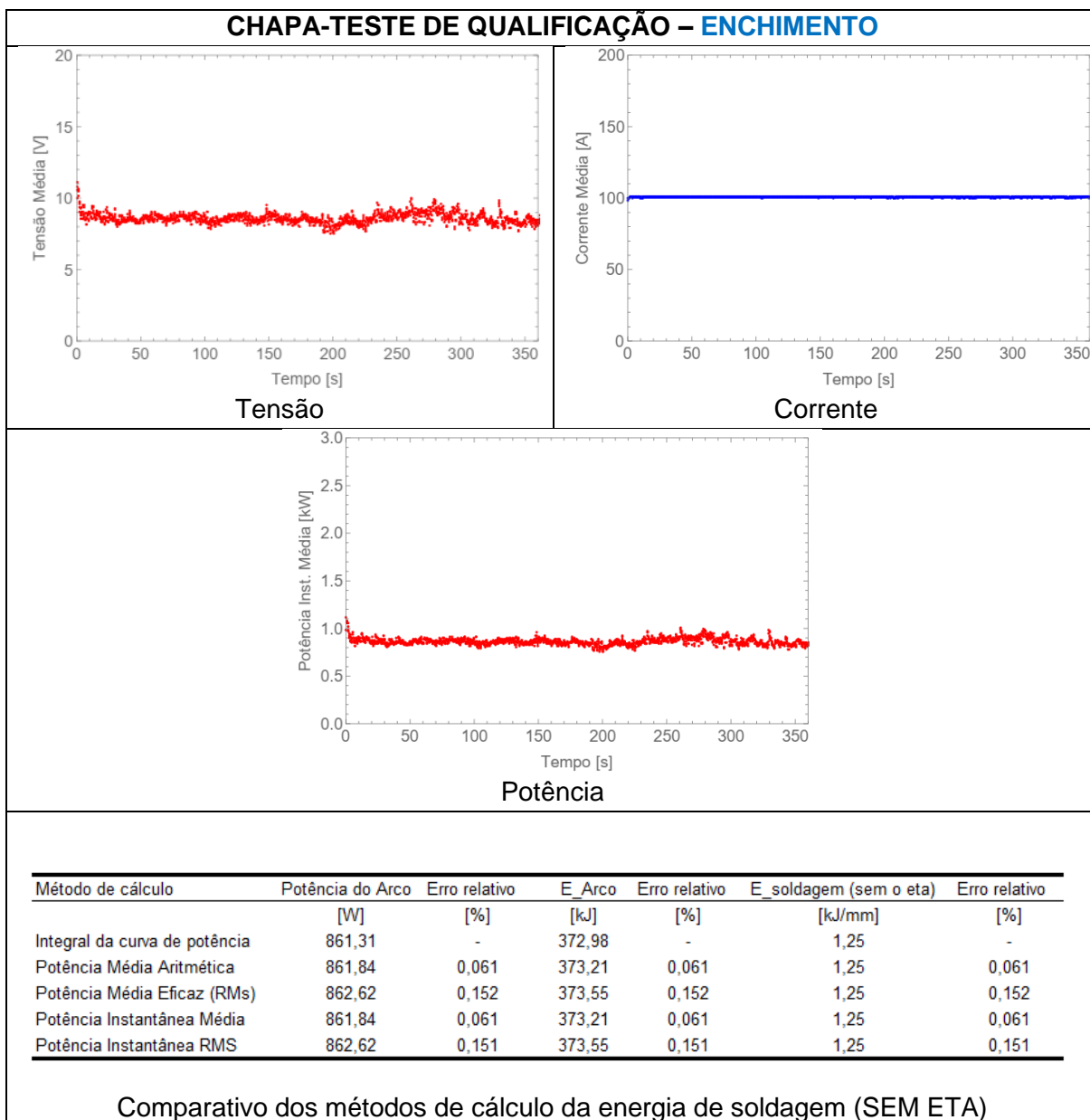
- [55] GUNN, R.N. "Service experience," in *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*, 2003, pp. 185–193.
- [56] VIERTLER, W. *Aços resistentes à corrosão e ao calor*. São Paulo: Aços Villares S.A., 1968.
- [57] DILLON, C.P. "Corrosion of stainless steels," in *Corrosion Resistance of Stainless Steels*, New York: Marcel Dekker, Inc., 1995, pp. 25–57.
- [58] GUNN, R.N. "Applications," in *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*, 2003, pp. 175–186.
- [59] ARISTOTILE, R.; BARTERI, M.; et al. "Weldability of duplex stainless steel using tungsten inert gas (TIG) and submerged-arc welding." *Weld. Int.* vol. 7, no. 5. pp. 351–357. 1993.
- [60] SAITO, H.; HISANAGA, N.; et al. "Thorium-232 exposure during tungsten inert gas arc welding and electrode sharpening." *Ind. Health.* vol. 41, no. 3. pp. 273–278. 2003.
- [61] AWS "Thoriated Tungsten Electrodes." *Am. Weld. Soc.* no. 27. pp. 1–2. 2003.
- [62] NILSSON, J.O. "Super duplex stainless steels." *Mater. Sci. Technol. (United Kingdom)*. vol. 8, no. 8. pp. 685–700. 1992.
- [63] NILSSON, J. O. KARLSSON, L. ANDERSSON, J.-O. "Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal." *Mater. Sci. Technol.* vol. 11. 1995.
- [64] NOWACKI, J.; ŁUKOJC, A. "Microstructural transformations of heat affected zones in duplex steel welded joints." *Mater. Charact.* vol. 56, no. 4-5 SPEC. ISS. pp. 436–441. 2006.
- [65] WANG, S.H.; CHIU, P.K.; et al. "Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel." *Mater. Sci. Eng. A.* vol. 420, no. 1–2. pp. 26–33. Mar. 2006.
- [66] OTERO, E.; UTRILLA, M. V "Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding." vol. 182. pp. 624–631. 2007.

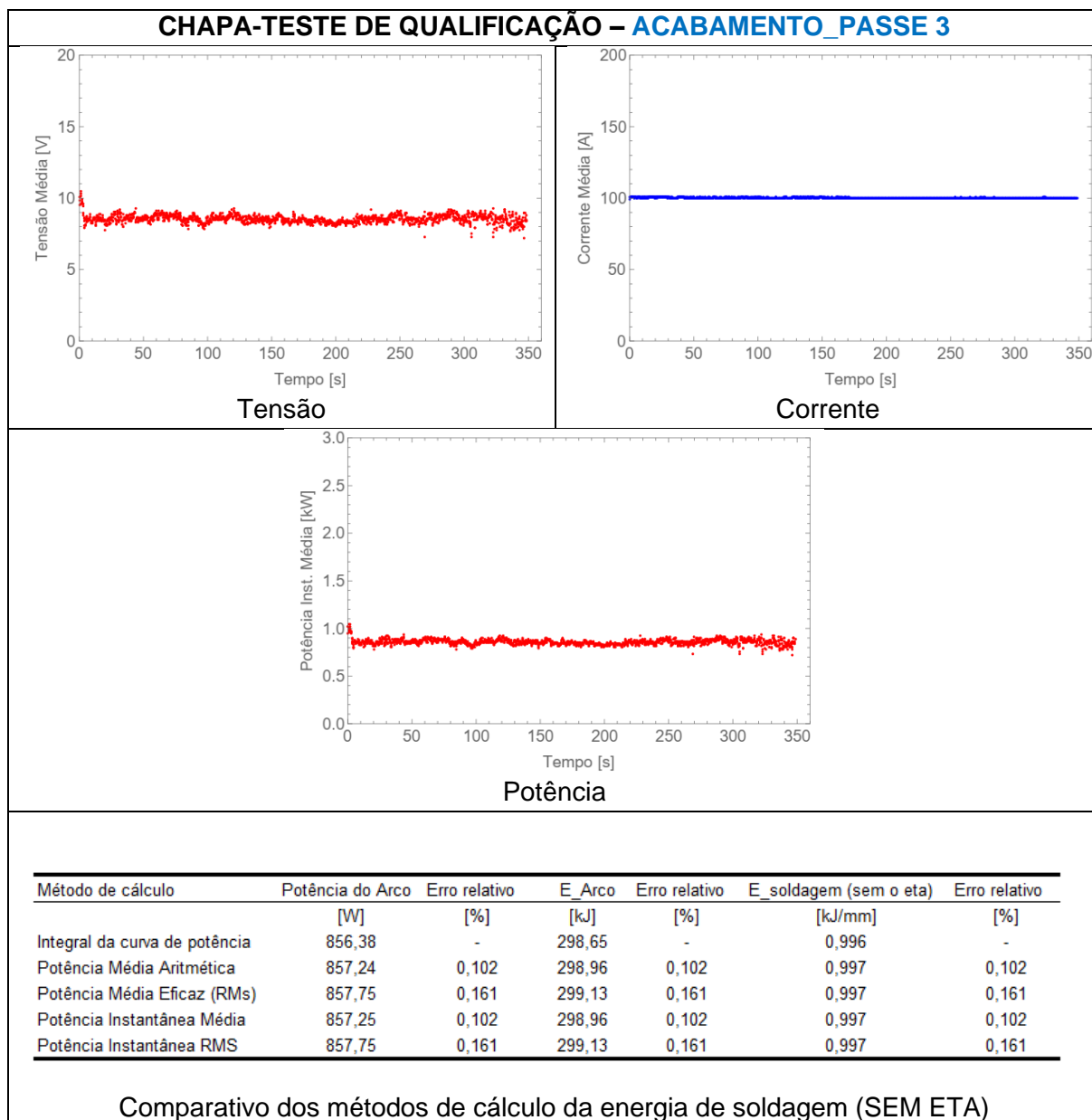
8 APÊNDICE

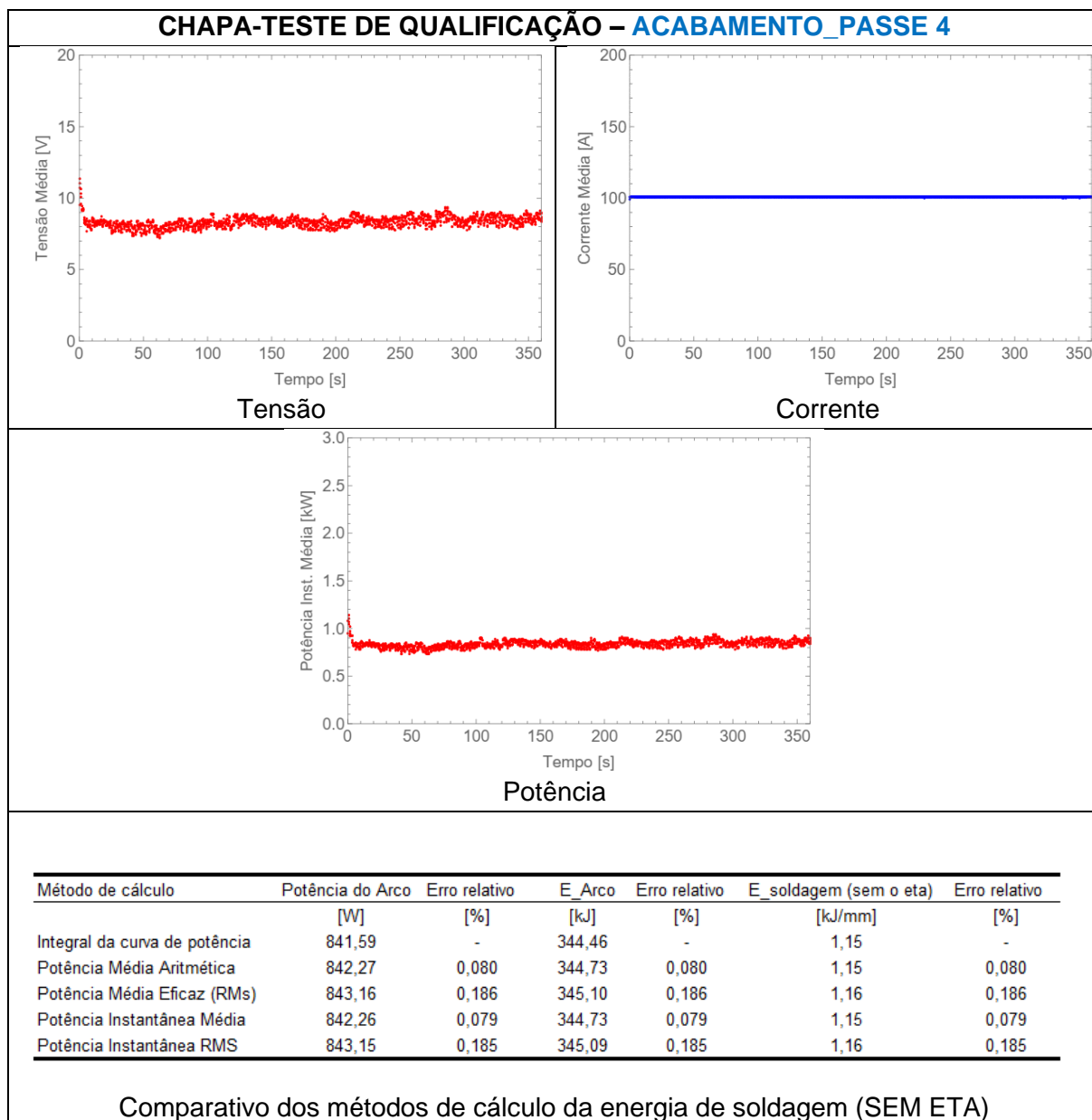
8.1 Parâmetros de soldagem instantâneos

Parâmetros de soldagem instantâneos aquisitados para o estabelecimento dos parâmetros de soldagem a serem utilizados na chapa-teste das condições de soldagem com e sem reparo.









9 ANEXOS

Anexo 1



RELATÓRIO DE ENSAIO
Nº: **1875.00909-19A-AQ**

Pg.:1/2

VIA ORIGINAL

CLIENTE : **Fundação para Desenvolvimento Tecnológico da Engenharia**
ENDEREÇO : **Av. Afrânio Peixoto, 412 - Butantã - CEP: 05507-000 - São Paulo - SP**

Informações Fornecidas Pelo Cliente Sobre a(s) Amostra(s) Analisada(s):

IDENTIFICAÇÃO DA AMOSTRA : **Cristiana Freire - Aluna Pós Graduação**
Corrida: 2205

MATERIAL INFORMADO : **Duplex UNS S31803**

DOCUMENTO : **Solicitação de serviços - 20/02/2019**

OBJETIVO: 1. ANÁLISE QUÍMICA.



Foto 1. Amostra recebida para ensaios.



RELATÓRIO DE ENSAIO
Nº: 1875.00909-19A-AQ

VIA ORIGINAL
RESULTADOS OBTIDOS

1 Análise Química via espectrometria óptica:

Elementos	C Carbono	Si Silício	Mn Manganês	P Fósforo	S Enxofre	Cr Cromo	Mo Molibdênio	Ni Níquel	Al Alumínio	Co Cobalto
Concentração média obtida (%)	0,017	0,44	1,46	0,023	<0,001	21,8	3,1	6,0	<0,003	0,10
Especificação	0,030 Máximo	1,00 Máximo	2,00 Máximo	0,030 Máximo	0,020 Máximo	21,0-23,0	2,5-3,5	4,5-6,5	---	---
Incerteza expandida, U*	± 0,017	± 0,043	± 0,031	± 0,003	---	± 0,34	± 0,092	± 0,038	---	± 0,006
Elementos	Cu Cobre	Nb Níbio	Ti Titânio	V Vanádio	W Tungstênio	Pb Chumbo	Sn Estanho	B Boro	N Nitrogênio	Fe Ferro
Concentração média obtida (%)	0,25	ND	0,005	0,069	0,060	0,004	0,006	ND	0,197	66,4
Especificação	---	---	---	---	---	---	---	---	0,08-0,20	---
Incerteza expandida, U*	± 0,006	---	± 0,0006	± 0,0011	± 0,004	---	± 0,001	---	---	± 0,15

ND - Não Detectado NA - Não Analisado Rest. - Restante --- - Não Aplicável

A composição química obtida **atende** à especificação da norma **ASTM A240/A240M-16 - UNS S31803**.

Realização do ensaio: Conforme a norma ASTM A751:2014

Instrumentos Utilizados: LT-138 - Espectrômetro de emissão óptica ESPECTROMAXX - Certificado de Calibração Nº 01032018
LT-047 - Termohigrometro Nº 1079 - Certificado de Calibração Nº 57921-108.

Condições Ambientais: Temperatura: 25 °C - Umidade: 45%

* A incerteza expandida declarada é baseada em uma incerteza padronizada combinada, multiplicada por um fator de abrangência k, fornecendo um nível de confiança de aproximadamente 95,45%.

Data recebimento da amostra: 19/02/2019

Data final do ensaio: 21/02/2019

Ensaio	Revisão
Renan	Renan

Data de Emissão, 21 de fevereiro de 2019

Eng. Msc. J. Edenil dos Santos
Diretor Técnico e Gerente da Qualidade
Mestrado em Eng. Mecânica (Mat. e Processos) - UNICAMP
Especialização: Eng. Soldagem - USP
CREA: 506260/2264
Signatário Autorizado

- Este relatório é válido exclusivamente para a amostra analisada nas condições do recebimento, não sendo estendido a quaisquer outras amostras, mesmo que similares.
- A reprodução deste documento somente poderá ser feita integralmente, sem quaisquer alterações.

Anexo 2


CERTIFICADO DA QUALIDADE Nº 531/2018
 WORKS CERTIFICATE

Pedido nº -

Corrida

C918008

Empresa: **USP- UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO**Material: **GMW WIRE 2209** Diâmetro: 1,00 X 0000 mmAWS A5.9/ASME SFA-5.9 : ER2209
EN ISO 14343-A : G 22 9 3N L

Fatura nº: 000.000

Quantidade: 4,600 kg

ANÁLISE QUÍMICA % (conforme EN 10204: 3.1)

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo
0,0140	1,4500	0,4900	0,0008	0,0130	8,5900	23,3700	3,4500
Cu	Nb	Ti	N	Co	Al	B	V
0,1400	0,0120	0,0100	0,1400	0,0900	0,0050	0,0022	0,0670

ENSAIOS MECÂNICOS (conforme EN 10204: 2.2)

Limite de Escoamento MPa	Resistência à Tração MPa	Alongamento %
-	-	-
Resistência ao Impacto J a -196°C	H2 (ml/100g)	Ferrita Wrc-1992 (FN)
-	-	-

São Paulo, 07 de março de 2019.

Fabricado em 09/2018. / Certificado conforme Schedule F.

DQ-01 Rev.05/2019

Documento válido sem assinaturas.

GMW Indústria e Comércio de Soldas Ltda.
 CNPJ: 23.512.647/0001-05 – Inscrição Estadual: 140.162.651.119
 Rua Coronel Gintre nº 110 – CEP 03105-020 – Mooca - São Paulo – SP
 ☎ (11) 2211-4441 - www.gmw.com.br

Adilson Manjon Moreno
 Garantia da Qualidade