

CARMEM CÉLIA FRANCISCO DO NASCIMENTO

**AVALIAÇÃO DE TÉCNICAS PARA MITIGAR A
CORROSÃO NA ZAC DE UNIÃO SOLDADA EM AÇO
INOXIDÁVEL FERRÍTICO P410D**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2013

CARMEM CÉLIA FRANCISCO DO NASCIMENTO

**AVALIAÇÃO DE TÉCNICAS PARA MITIGAR A
CORROSÃO NA ZAC DE UNIÃO SOLDADA EM AÇO
INOXIDÁVEL FERRÍTICO P410D**

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

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho

Co-orientador: Prof. Dr. Sílvio Rogério de
Freitas Batista

UBERLÂNDIA - MG

2013

- N244a Nascimento, Carmem Célia Francisco do, 1967-
2013 Avaliação de técnicas para mitigar a corrosão na ZAC de união solda em aço inoxidável ferrítico P410d / Carmem Célia Francisco do Nascimento. - 2013.
250 f. : il.
Orientador: Louriel Oliveira Vilarinho.
Coorientador: Sílvio Rogério de Freitas Batista.
Tese (doutorado) – Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Inclui bibliografia.
1. Engenharia mecânica - Teses. 2. Corrosão - Teses. 3. Aço inoxidável - Teses. 4. Soldagem - Teses. I. Vilarinho, Louriel Oliveira, 1975- II. Batista, Sílvio Rogério de Freitas. III. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título.

CARMEM CÉLIA FRANCISCO DO NASCIMENTO

**AVALIAÇÃO DE TÉCNICAS PARA MITIGAR A
CORROSÃO NA ZAC DE UNIÃO SOLDADA EM AÇO
INOXIDÁVEL FERRÍTICO P410D**

Tese **APROVADA** pelo Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Louriel Oliveira Vilarinho – UFU – Orientador

Prof. Dr. Sílvio Rogério de Freitas Batista – IFMA – Co-orientador

Prof. Dr.

Prof. Dr.

Prof. Dr.

Prof. Dr.

Uberlândia, Setembro de 2013

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus pela inspiração e sabedoria.

A toda minha família, em especial à minha mãe que sempre me ajudou nos momentos difíceis.

Aos Professores, Louriel Oliveira Vilarinho (Orientador), Silvio Rogério de Freitas Batista (Co-orientador), Valtair Ferraresi e Valdemar Silva Leal, pela contribuição com seus ensinamentos e críticas construtivas.

Ao Professor e coordenador do programa DINTER, Keyll, pelo incentivo e ajuda durante o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Professor Américo Scotti pela orientação durante o desenvolvimento deste trabalho.

Aos estudantes de engenharia, Vinícius Mainardi e Júlia pelo auxílio durante as atividades de laboratório.

Ao Ledan pela contribuição no desenvolvimento de um programa usado em um dos itens deste trabalho.

Ao Programa de Pós Graduação de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia pela ajuda de custo para compra de reagentes e apoio a participação em congressos.

Aos professores da Química pelo uso do Laboratório de Pesquisa Multiusuário.

À APERAM, pelo fornecimento do aço inoxidável ferrítico.

A todos os amigos que contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho, em especial ao colega Waldemir pelo incentivo e apoio em todos os momentos.

Ao Engenheiro Diandro do LAPROSOLDA/UFU pela ajuda na execução das tarefas.

À técnica de laboratório, Ângela, pelos seus ensinamentos.

Aos profissionais da Oficina Mecânica pela colaboração das atividades deste trabalho.

Ao IFMA pela liberação para desenvolvimento das atividades nesta conceituada Instituição.

À Fapema pelo apoio financeiro.

NASCIMENTO, C. C. F. **Avaliação de Técnicas para Mitigar a Corrosão na ZAC de União Soldada em Aço Inoxidável Ferrítico P410D**. 2013. 250 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

Resumo

Dentre as regiões que compõem uma solda, a zona afetada pelo calor (ZAC) é a mais susceptível à corrosão. Além das variações microestruturais, a susceptibilidade à corrosão desta região é aumentada pelas tensões que agem sobre ela (residuais, ligadas aos ciclos térmicos de soldagem somadas às tensões externas) e também fatores de concentração de tensão, ligados à geometria da borda do cordão de solda. Técnicas de adoçamento por usinagem são utilizadas para aumentar a concordância entre o metal de solda e o metal de base. No entanto, tal técnica não elimina problemas relacionados à presença de inclusões, poros e segregações prejudiciais ao material que elevaria o desgaste por corrosão. A técnica TIG Dressing tem sido utilizada para reduzir trincas por fadiga resultante das tensões geradas na região de concordância. Espera-se que o uso dessa técnica possa aumentar a concordância entre o metal de solda e o metal de base, reduzindo as tensões residuais trativas na superfície da peça que aumentam a susceptibilidade à corrosão na ZAC. Desta forma, neste trabalho foi verificado o efeito das tensões concentradas na concordância entre o metal de solda e o metal de base devido a tensões externas no desgaste por corrosão da borda do cordão de solda (especificamente na ZAC). Para tanto, o adoçamento por Usinagem e TIG Dressing foi utilizado para aumentar esta concordância, comparando o efeito das tensões, acabamento superficial e variações microestruturais que agem sobre o desgaste na ZAC após estas terem sido submetidas em meios contendo íons cloretos. Os desgastes nas ZACs do MIG/MAG e TIG Dressing foram avaliados por microscopia óptica com uso de máscaras que revelaram a área de corrosão por dimensão linear das amostras soldadas e flexionadas. Dos resultados obtidos, observou-se que as amostras adoçadas com TIG Dressing apresentaram desgaste menor na ZAC, sendo mais significativo para a condição utilizando o argônio puro como gás de proteção. Uma avaliação da susceptibilidade à corrosão por medidas eletroquímicas mostrou que na borda do cordão de solda do TIG Dressing, a ZAC é a mais susceptível à corrosão, sofrendo dissolução anódica para as condições em estudo.

Palavras-chave: Corrosão; Aço Inoxidável Ferrítico 410D; TIG Dressing.

NASCIMENTO, C. C. F. **Assessment of Techniques for Corrosion Mitigation in HAZ of Welded Joining in P410D Ferritic Stainless Steel**. 2013. 250 f. Doctoral Thesis, Federal University of Uberlândia, Uberlândia, MG.

Abstract

The heat affected zone (HAZ) is the most susceptible region for corrosion occurrence in a welded joining. Besides microstructural variations, the corrosion susceptibility of HAZ is increased by stresses that act on it (residual ones, related to welding thermal cycles, added to external stresses) and also by stress concentration factors connected to the geometry of the weld edge (toe). Machining (grinding) of the weld edge is used to increase the smoothness (concordance) between the weld bead and the base metal. However, such techniques do not eliminate problems associated to the presence of inclusions, porosity and segregation, which increase corrosion wear. TIG Dressing technique has been used for reducing fatigue crack occurrence from stresses generated in the weld edge. The use of this technique is expected to increase the concordance between weld bead and base metal and to reduce the tensile residual stresses in the surface (tensile stresses increase the HAZ corrosion susceptibility). Therefore, the effect of external stresses concentrated at the concordance between weld bead and base metal on corrosion wear at the weld edge of the HAZ was evaluated. Both machining and TIG Dressing techniques were used to smoothen the concordance. The effects of tensile stresses, superficial finishing and microstructural variations in the HAZ were quantified by the wearing after submitting the samples to chlorite-ion medium. Wear in MIG/MAG and TIG Dressing HAZ were assessed using optical microscopy by using a mask that reveals the corrosion area in terms of linear dimension of the welded and bended samples. From the obtained results, it was observed that the TIG-Dressing technique led to lower wear in the HAZ, especially when using pure argon as shielding gas. By using electrochemical measurements, it was observed the HAZ of the weld edge of the bead from TIG Dressing is the most susceptible region for corrosion wear and anodic dissolution occurs.

Keywords: Corrosion; Ferritic Stainless Steel410D; TIG Dressing.

LISTA DE SÍMBOLOS

A - Amplitude

CCC – Cúbica de Corpo Centrado

DEB – Distância Eletrodo Borda

DEP – Distância Eletrodo Peça

E - Módulo de elasticidade longitudinal do material

E_{corr} - Potencial de Corrosão em Regime de Circuito Aberto

EPR-DL - Double Loop Electrochemical Potentionkinetic Reactivation

f - Frequência de oscilação

I - Momento de inércia da seção transversal em relação ao eixo que passa pelo centro da seção

MB – Metal Base

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MS – Metal de Solda

MO – Microscopia Óptica

MIG/MAG – Metal Inert Gás/Metal Active Gas

$M(x)$ - Momento fletor na seção transversal distante x da extremidade da viga

OCP – Potencial de Circuito Aberto (Open Circuit Potential)

pH – Potencial de Hidrogênio

PRE – Pitting Resistance Equivalent

S – Área exposta da amostra (cm^2)

t – tempo de exposição (horas)

t_{pl} – tempo de parada lateral

t_{pc} – tempo de parada central

TIG –Tungsten Inert Gas

ZAC – Zona Afetada pelo Calor

ZACGG – Zona Afetada pelo Calor de Granulação Grosseira

ZACGF – Zona Afetada pelo Calor de Granulação Fina

ZF – Zona Fundida

K - Constante (mm/ano) – $8,76 \times 10^4$

Δm - Diferença de massa antes e após a exposição ao meio corrosivo (g)

ρ - massa específica do aço inoxidável ferrítico

δ^I - Tensões Residuais Macro

δ^{II} - Tensões Residuais Micro

δ''' - Tensões Residuais Submicro

θ - ângulo de oscilação

SUMÁRIO

CAPÍTULO I	1
1.0. INTRODUÇÃO	1
1.1. Motivação	1
1.2. Objetivo	3
1.3. Metodologia Geral.....	3
CAPÍTULO II	7
2.0. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	7
2.1. Aços inoxidáveis.....	7
2.2. Aços inoxidáveis ferríticos.....	10
2.3. Corrosão na ZAC de aços inoxidáveis	14
2.3.1. Tipos de corrosão que afetam a ZAC dos aços inoxidáveis	16
2.3.2. Ensaios e avaliação de corrosão aplicados à ZAC dos aços inoxidáveis	19
2.4. Fatores que afetam o comportamento de corrosão na região da borda do cordão de solda.....	22
2.4.1. Influência da microestrutura.....	22
2.4.2. Influência da geometria e descontinuidades	28
2.4.3. Influência das tensões	29
2.5. Decapagem e repassivação dos aços inoxidáveis.....	32
2.6. Técnicas de modificação da borda do cordão de solda	34
2.6.1. Por Usinagem	38
2.6.2. Por TIG Dressing	39
CAPÍTULO III	44
3.0. AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE DAS PLACAS DE TESTE PARA ENSAIO DE CORROSÃO	44
3.1. Introdução	44
3.2. Parte (I): Fabricação dos cordões sobre as chapas.....	47
3.2.1. Materiais	47
3.2.2. Equipamentos e acessórios para avaliação das placas soldadas	47
3.2.3. Soldagem das placas pelo processo MIG/MAG	48
3.3. Parte (II): Decapagem e repassivação das placas de teste.....	53
3.4. Parte (III): Caracterização microestrutural da região que envolve a borda do cordão de solda	54
3.4.1. Avaliação microscópica da zona fundida do processo de soldagem MIG/MAG	55

3.4.2. Avaliação microscópica da ZAC do processo de soldagem	
MIG/MAG.....	58
3.5. Parte (IV): Avaliação da susceptibilidade à corrosão na ZAC por ensaio de imersão....	62
3.5.1. Procedimento de preparação das soluções para ensaio de corrosão	62
3.5.2. Avaliação qualitativa por microscopia óptica do desgaste corrosivo na ZAC.....	63
3.5.3. Avaliação quantitativa por microscopia óptica do desgaste corrosivo da ZAC.....	65
3.5.4. Avaliação quantitativa por microscopia óptica do desgaste corrosivo da ZAC com o uso de máscara	85
3.6. Procedimento para determinar o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base	94
3.7. Conclusão parcial	101
CAPÍTULO IV	102
4.0. AVALIAÇÃO DO DESGASTE POR CORROSÃO NA ZAC COM ADOÇAMENTO DA BORDA DO CORDÃO POR USINAGEM	102
4.1. Introdução	102
4.2. Usinagem total dos cordões de solda MIG/MAG	103
4.2.1. Procedimento empregado para usinagem total dos cordões de solda MIG/MAG	104
4.2.2. Efeito da concordância entre o metal de solda e o metal de base sobre o desgaste na ZAC	105
4.3. Adoçamento da borda do cordão de solda MIG/MAG por usinagem	112
4.3.1. Procedimento empregado para adoçar a borda dos cordões de solda MIG/MAG	112
4.3.2. Efeito do adoçamento na concordância entre o metal de solda e o metal de base sobre o desgaste na ZAC	114
4.3.3. Efeito do acabamento superficial na borda do cordão de solda sobre o desgaste na ZAC	121
4.3.4. Comparação do desgaste corrosivo na ZAC de cordões MIG/MAG com e sem uso das técnicas de adoçamento por usinagem.....	123
4.4. Conclusão parcial	125
CAPÍTULO V	126
5.0. AVALIAÇÃO DO DESGASTE POR CORROSÃO NA ZAC COM ADOÇAMENTO DA BORDA DO CORDÃO DE SOLDADA POR TIG DRESSING	126
5.1. Introdução	126
5.2. Procedimento empregado para adoçamento dos cordões de solda MIG/MAG com TIG Dressing	128
5.3. Adoçamento da borda do cordão de solda por TIG Dressing sem tecimento	129

5.3.1. Procedimento empregado para adoçamento dos cordões de solda MIG/MAG com TIG Dressing sem tecimento	130
5.4. Adoçamento da borda do cordão de solda por TIG Dressing com tecimento	132
5.4.1. Procedimento empregado para adoçamento dos cordões de solda MIG/MAG com TIG Dressing comtecimento	132
5.4.2. Parte (I): Avaliação preliminar do adoçamento com tecimento usando a técnica TIG Dressing no desgaste corrosivo da borda do cordão de solda por microscopia óptica.....	133
5.4.3. Parte (II): Avaliação do adoçamento com tecimento usando a técnica TIG Dressing com diferentes misturas de gases no desgaste corrosivo da borda do cordão de solda por microscopia óptica	140
5.4.3.1. Avaliação microscópica da zona fundida pelo TIG Dressing	142
5.4.3.2. Avaliação microscópica da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) do TIG Dressing com tecimento	160
5.4.3.3. Influência da energia de soldagem com uso de gás de proteção argônio (Ar) e argônio mais nitrogênio (Ar+ N ₂) no percentual de ilhas de martensita na ZAC	161
5.4.3.4. Análise de dureza na borda do cordão TIG Dressing	166
5.4.3.5. Efeito da concordância entre o metal de solda e o metal de base sobre o desgaste na ZAC	169
5.5. Medidas eletroquímicas para avaliar a susceptibilidade à corrosão na borda do cordão de solda	175
5.5.1. Ensaio eletroquímicos	176
5.5.2. Avaliação da susceptibilidade a corrosão na região da borda do cordão de solda por ensaio de polarização potenciodinâmica.....	177
5.6. Conclusão parcial	182
CAPÍTULO VI.....	184
6.0. DISCUSSÃO GERAL: COMPARAÇÃO ENTRE AS TÉCNICAS DE ADOÇAMENTO NA BORDA DO CORDÃO DE SOLDAS SOBRE A CORROSÃO NA ZAC	184
6.1. Introdução	184
6.2. Comparação do desgaste por corrosão na ZAC avaliado por microscopia óptica usando técnicas de adoçamento por TIG Dressing e Usinagem	184
6.3. Comparação do desgaste por corrosão na ZAC por perda de massa usando as técnicas de adoçamento por TIG Dressing e Usinagem	188
6.4. Conclusão parcial	189
CAPÍTULO VII.....	190
7.0. CONCLUSÕES.....	190
CAPÍTULO VIII.....	192

8.0. TRABALHOS FUTUROS	192
8.1. Pré-aquecimento das chapas do aço inoxidável ferrítico 410D antes do adoçamento com TIG Dressing	192
8.2. Efeito do acabamento sobre a susceptibilidade à corrosão na ZAC	192
8.3. Pesquisar a influência da variação da energia de soldagem sobre a susceptibilidade à corrosão na ZAC	192
8.4. Medir o tamanho médio dos grãos na ZAC.....	193
8.5. Estudar outros tipos de esforços aplicados aos cordões de solda sobre a susceptibilidade à corrosão.....	193
8.6. Avaliar a corrosão na ZAC por diferentes técnicas de análise.....	193
8.7. Avaliar a corrosão na ZAC quantitativamente usando outras técnicas de análise	193
8.8. Análise estatística dos dados de corrosão.....	193
8.9. Fazer uma avaliação da corrosão sob tensão na ZAC do aço inoxidável ferrítico P410D e comparar com outros aços inoxidáveis	193
8.10. Usar fluido de corte durante o adoçamento por usinagem	194
CAPÍTULO IX.....	195
9.0. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	195
ANEXO A	212
10.0. COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOMINAL DO METAL DE BASE E DO METAL DE SOLDA	212
APÊNDICE A.....	214
11.0. AVALIAÇÃO QUANTITATIVA POR MICROSCOPIA ÓPTICA DO DESGASTE CORROSIVO DA ZAC	214
APÊNDICE B.....	217
12.0. SIMULAÇÃO DAS TENSÕES VIA ELEMENTOS FINITOS ATRAVÉS DO PROGRAMA ANSYS®.....	217
12.1. Procedimento experimental para simulação das amostras soldadas.....	217
12.2. Malha de elementos finitos	218
APÊNDICE C.....	226
13.0. PROGRAMA EM MATLAB PARA CALCULAR RÁIO DE CURVATURA.....	226
APÊNDICE D.....	228
14.0. AVALIAÇÃO DO DESGASTE CORROSIVO NA ZAC COM ADOÇAMENTO DA BORDA DO CORDÃO POR USINAGEM	228
APÊNDICE E.....	231

15.0. AVALIAÇÃO DO DESGASTE POR CORROSÃO NA ZAC COM ADOÇAMENTO DA BORDA DO CORDÃO DE SOLDA POR TIG DRESSING	231
APÊNDICE F.....	234
16.0. DISCUSSÃO GERAL: COMPARAÇÃO ENTRE AS TÉCNICAS DE ADOÇAMENTO DA BORDA DO CORDÃO DE SOLDA SOBRE A CORROSÃO NA ZAC	234

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

1.1. Motivação

A corrosão, de forma geral, é definida como a deterioração do material devido à interação química ou eletroquímica do material com o meio, resultando em energia mais produto de corrosão. As consequências de corrosão acarretam perdas econômicas, ambiental e o mais grave perda de vida humana.

Pesquisas têm mostrado que 20% do aço produzido no mundo destinam-se à reposição de partes de equipamentos, peças ou instalações corroídas. Também é estimado que o custo anual devido à corrosão atinja 3,5% do produto nacional bruto nos países industrializados. No Brasil, o custo anual da corrosão é estimado em 8 bilhões de dólares (NUNES, 2007).

Neste segmento, o comportamento de corrosão em conjuntos soldados tem-se destacado no desenvolvimento de pesquisas que possam obter materiais em uniões soldadas mais resistentes a este tipo de desgaste. Assim, este estudo tem sido baseado no controle dos parâmetros do processo de soldagem e na escolha dos materiais que serão unidos, já que em juntas de materiais dissimilares, a formação de novas fases, a dissolução completa e ou parcial das fases pré-existent, além da falta de homogeneidade química, viabiliza um campo de pesquisa extenso na correlação do comportamento de corrosão com as propriedades mecânicas desta união, de forma que se possa manter uma boa relação entre as variações microestruturais com as propriedades, aliadas a uma maior resistência à corrosão.

Sendo assim, um fator preponderante para fins de corrosão é a escolha dos materiais para a união soldada tendo como critério a relação custo/benefício. Neste aspecto, segundo Pickering (1985), Branco, Fernandes e Tavares de Castro (1986) e Campbell (1992), os aços inoxidáveis ferríticos se destacam com a melhor relação custo-benefício, pelo baixo teor de níquel em sua composição química e alto teor de cromo, proporcionando uma elevada resistência à corrosão desses materiais. Por outro lado, além do fator econômico, reduzir o uso de níquel também contribui para proteção do meio ambiente, pois este

elemento soma uma porcentagem significativa de energia usada na fabricação de aços inoxidáveis (JOHNSON *et al.*, 2008). Outro problema associado ao uso de ligas contendo níquel é o potencial carcinogênico (IARC, 1999) em humanos e a causa de alergias em humanos e animais (TURNBULL *et al.*, 2002; KIMURA, 2007).

Além da escolha dos materiais, diferentes autores, entre eles, Padilha e Guedes (1995), Jasolda (2005), Callister (2007), Lima (2007) e Rajani, Torkamani, Sharbati e Raygan (2012) têm mostrado que dentre as regiões de uma união soldada, a ZAC (Zona Afetada pelo Calor) é a mais sensível à corrosão. Assim, estudos reportados por Branco, Fernandes e Tavares de Castro (1986), Zhu e Lei (2000), Magnabosco (2001), Williams e Barbaro (2005), Tawancy e Luai (2012) têm evidenciado que esta região é influenciada pelas variações microestruturais, pelas tensões que agem sobre ela (residuais, ligadas aos ciclos térmicos de soldagem, somadas às tensões externas) e pelos fatores concentradores de tensão (geometria do metal de solda-metal de base), que afetam a resistência à corrosão da região em estudo.

Além de favorecer a corrosão, esta descontinuidade entre o metal de solda e o metal de base que é considerada intrínseca ao processo, afeta diretamente outras propriedades da junta soldada. Dentre elas, a resistência a esforços dinâmicos, principalmente fadiga, tem sido amplamente apontada como uma das propriedades mais afetadas pelo efeito danoso desta descontinuidade. Com isto, técnicas de adoçamento por usinagem já são utilizadas na indústria para aumentar o raio de curvatura entre o metal de solda e o metal de base, minimizando o efeito das tensões decorrentes da convexidade dos cordões, evitando as falhas catastróficas destas regiões em funcionamento. No entanto para Gravalos *et al.* (2010), este procedimento ataca basicamente um ou no máximo dois dos fatores que tornam a região da borda do cordão mais susceptível à corrosão; o primeiro fator está relacionado à minimização de concentração de tensão e o segundo fator é a introdução de tensões compressivas sobre a região de tensões trativas. Porém, a usinagem dificilmente alteraria o tamanho de grão da ZAC e/ou mudaria os microconstituintes.

Por outro lado, técnicas de adoçamento térmico por soldagem como o TIG Dressing também são utilizadas com o mesmo objetivo, tendo vantagens econômicas para o ambiente de trabalho, com menos ruído e poeira e sem geração de cavacos (perda e descarte de material). De acordo com Haagensen e Maddox (2008), esta técnica tem superado as convencionais de adoçamento por usinagem, causando aumento na resistência à fadiga de conjuntos soldados, embora seu uso seja restrito por ser uma técnica de custo relativamente alto, sendo aplicada em estruturas que requerem bom acabamento superficial associado a boas propriedades de fadiga (as vantagens prevalecendo sobre os custos). No

entanto, esta técnica tem sido pouco explorada para avaliar o efeito das tensões na resistência à corrosão desta região (BOOTH e WYLDE, 1978; NUSSBAUMER, 2008).

Levando em consideração que a técnica TIG Dressing possa mudar o fator de forma de conjuntos soldados e até mesmo realizar alterações microestruturais favoráveis e propositais na região da borda do cordão de solda, pode-se esperar também propiciar um aumento na resistência à corrosão desta região, em substituição às técnicas convencionais de adoçamento por usinagem.

1.2. Objetivo

Como objetivo geral, este trabalho pretende estudar o efeito da aplicação da técnica TIG Dressing na borda do cordão sobre a susceptibilidade ao desgaste corrosivo na ZAC, comparando esta propriedade com técnica convencional de adoçamento por usinagem.

Como objetivos secundários, pode-se citar:

- a) Desenvolver uma metodologia para avaliar desgaste corrosivo nas superfícies de juntas soldadas submetido ao ataque por imersão em meio corrosivo (em avaliação preliminar ao desenvolvimento da tese foi verificado que medição de profundidade ou dimensões de pites não é sensível suficiente para estes casos);
- b) Avaliar a adequabilidade do uso da técnica Eletroquímica para avaliar a susceptibilidade à corrosão em ZACs pela metodologia a ser desenvolvida no item anterior;
- c) Avaliar o efeito do gás de proteção do TIG Dressing sobre a susceptibilidade das regiões da ZAC (a literatura não tem tratado da possibilidade de se variar o gás de proteção do TIG Dressing, pois a aplicação deste método tem sido para minimizar fadiga em aços estruturais);
- d) Avaliar o efeito dos microconstituintes formados na ZAC sobre a susceptibilidade à corrosão para fazer comparações entre técnicas de adoçamento (é de se prever que a ZAC formada pelo TIG Dressing seja diferenciada na concordância cordão-metal de base em relação à ZAC original).

1.3. Metodologia Geral

Pode-se prever que a região da borda do cordão de solda é a mais susceptível à corrosão de uma união soldada quando em contato com meios agressivos. A região da borda do cordão de solda mostrada na Fig. 1.1 é considerada um dos grandes desafios para pesquisadores que investem na descoberta e inovação de novos materiais que suportem ambientes agressivos resistentes ao desgaste.

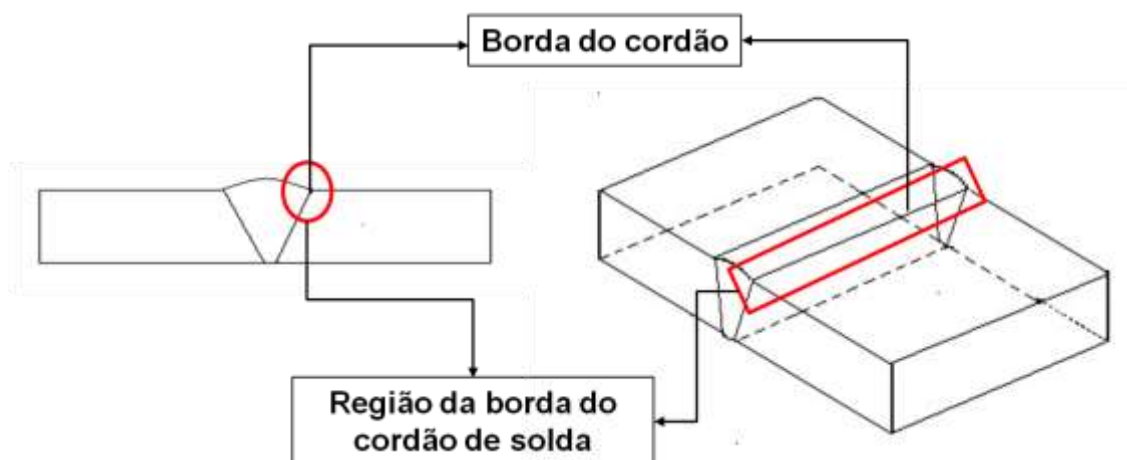


Figura 1.1 – Região da borda do cordão de solda

Dentre os fatores que desencadeiam a corrosão nesta região, podem-se citar as diferenças microestruturais entre a ZF (Zona Fundida) e as regiões da ZAC (Zona Afetada pelo Calor), características superficiais (rugosidade da superfície, micro-fissuras, formação de óxido) e o fator concentrador de tensões (devido à concordância entre o metal de solda e o metal de base). A metodologia proposta neste trabalho consiste em avaliar comparativamente a resistência à corrosão entre as diferentes regiões da ZAC, tentando isolar o efeito de cada fator apontado. Para tal se propõe as seguintes etapas:

- a) Revisão bibliográfica, focada no efeito das tensões, microestrutura e acabamento sobre a resistência à corrosão na região da borda do cordão de solda e métodos de ensaios;
- b) Preparação das placas de teste para ensaio de corrosão levando em consideração os problemas que apontam a região da borda do cordão de solda, especificamente a ZAC, como a mais susceptível à corrosão. Desta forma será selecionado um metal de base que não possua uma resistência à corrosão tão baixa quanto a dos aços ao carbono e/ou de baixa liga, o que diminuiria a sensibilidade de qualquer ensaio para avaliar as diferenças entre o metal de base e a ZAC. Por outro lado, o metal de solda será escolhido com um indicativo de corrosão superior ao metal de base para não mascarar os resultados oriundos dos efeitos das tensões, acabamento e microconstituintes que comportam a borda do cordão de solda;
- c) Seleção de um ensaio de corrosão e métodos para quantificar esta propriedade de forma comparativa entre as diferentes regiões;
- d) Desenvolvimento de procedimentos para medir a concordância entre o metal de solda e o metal de base;

- e) Seleção de parâmetros que permitam a soldagem de placas de teste que introduzam efeito concentrador de tensão na região da borda do cordão de solda e com uma ZAC com dimensões apropriadas;
- f) Desenvolvimento de métodos para introduzir forças trativas na região da borda do cordão de solda, comparando este efeito com as tensões da própria geometria do cordão, uma vez que diferentes ângulos de concordância entre o metal de solda e o metal de base levariam a uma concentração maior de tensões na região de interesse;
- g) Seleção de parâmetros que permitam a soldagem de placas de teste que introduzam efeito concentrador de tensão na região da borda do cordão de solda e com uma ZAC com dimensões apropriadas;
- h) Caracterização da microestrutura da ZAC e MB (Metal de Base) através de MO (Microscopia Óptica), com ênfase na dimensão das diferentes regiões da ZAC, analisando as variações da granulometria no desgaste das referidas regiões;
- i) Avaliação da susceptibilidade à corrosão de diferentes regiões da ZAC (de forma independente por região, procurando um método e ensaio adequado);
- j) Estudo do efeito concentrador de tensão na corrosão da ZAC para verificar seu efeito de forma isolada, de forma comparativa entre a condição com e sem aplicação de uma tensão externa;
- k) Avaliação do efeito do adoçamento mecânico por usinagem da borda do cordão de solda, associando os efeitos proporcionados por esta técnica (mudança do fator de forma, acabamento superficial, eliminação de parte das tensões trativas pela introdução de tensões compressivas originadas a partir da força exercida pela ponteira durante o adoçamento) na susceptibilidade à corrosão na ZAC;
- l) Estudo do efeito do adoçamento por TIG Dressing na borda do cordão de solda, associando os efeitos proporcionados por esta técnica (mudança do fator de forma, acabamento superficial, substituição de parte das tensões trativas por tensões compressivas durante a refusão, mudança microestrutural) na susceptibilidade à corrosão na ZAC;
- m) Estudo do efeito do N₂ adicionado ao Ar no gás de proteção do TIG Dressing quanto à formação microestrutural da ZF e extensão da ZAC na susceptibilidade à corrosão destas regiões comparando este efeito com o desgaste da ZAC do TIG Dressing sem adição do N₂ e com influência do processo de soldagem MIG/MAG;
- n) Comparação entre as técnicas de adoçamento da região da borda do cordão de solda como métodos de mitigação da corrosão em juntas soldadas;

- o) Avaliação da susceptibilidade à corrosão por medidas eletroquímicas da região da borda do cordão de solda como meio de justificar a sensibilidade de medição dos ensaios por imersão da região em estudo.

A partir das etapas mencionadas, a Fig. 1.2 descreve a metodologia adotada para medir a susceptibilidade à corrosão na região da borda do cordão de solda com uso das técnicas de adoçamento por Usinagem e TIG Dressing.

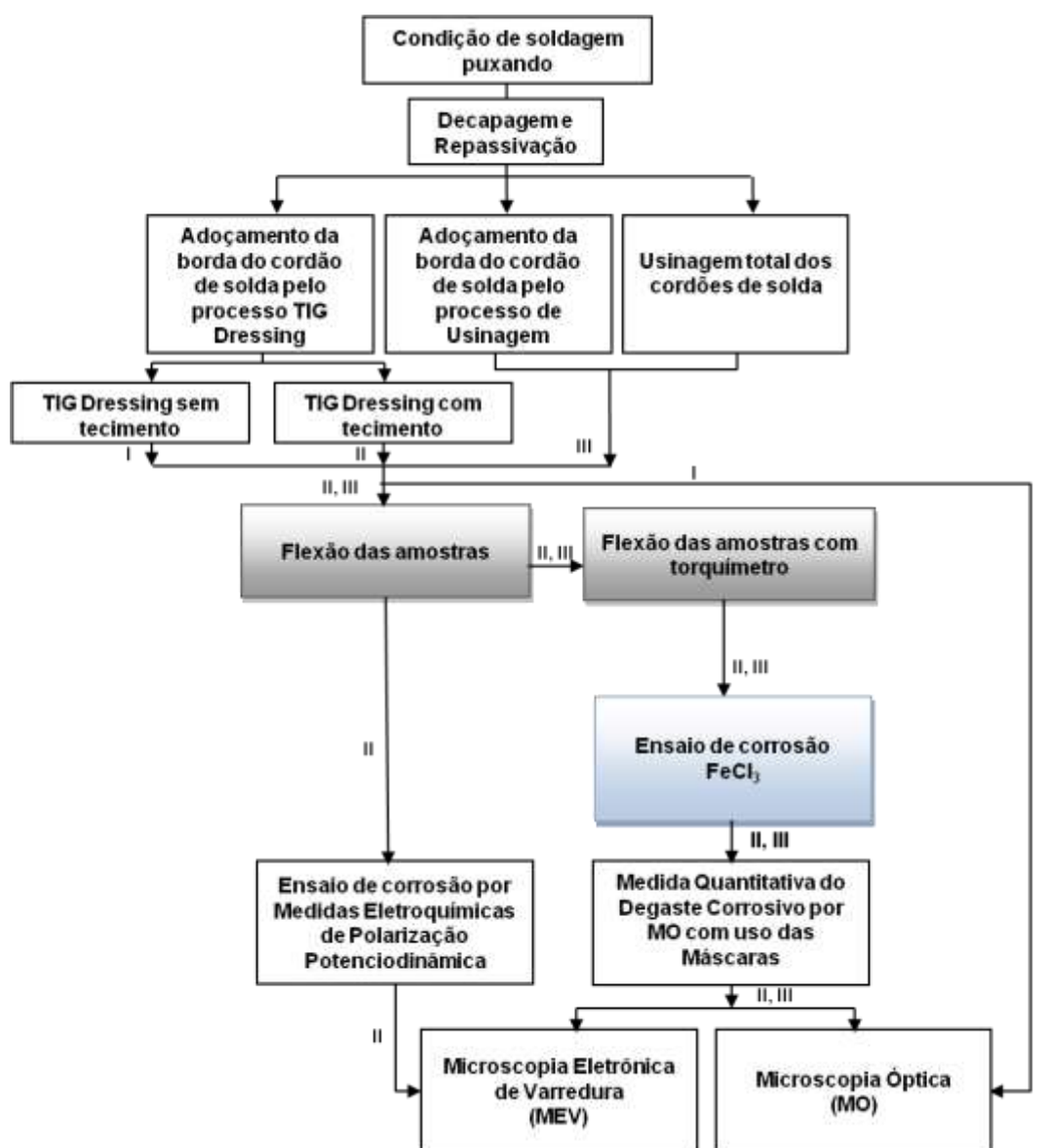


Figura 1.2 – Metodologia adotada para medir a susceptibilidade à corrosão na região da borda do cordão de solda com uso das técnicas de adoçamento por Usinagem e TIG Dressing

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será abordada uma fundamentação teórica focada no efeito das tensões, microestrutura e acabamento sobre a resistência à corrosão na região da borda do cordão de solda e métodos de ensaios para avaliar o efeito das técnicas de usinagem e TIG Dressing utilizadas para mitigar corrosão na região da borda do cordão de solda.

2.1. Aços inoxidáveis

Diferentes autores têm reportado corrosão como uma das formas mais danosas de degradação do material, ocorrendo com frequência, em setores da indústria, atingindo também outras atividades ligadas aos setores econômicos, ambientais e segurança. De acordo com Gentil (2005), as perdas econômicas com corrosão atingem os mais diversos setores de forma direta e/ou indireta. Desta forma, substituição de peças ou equipamentos que sofrem processo corrosivo, gera maior tempo de manutenção e elevados custos de processos de proteção como pinturas e recobrimentos, levando a custos adicionais para os diferentes meios produtivos.

Segundo Javaherdashti (2000), a corrosão é uma interação físico-química, de natureza química ou eletroquímica, entre um metal e o meio, resultando em alterações das propriedades do metal, sendo gerada pela ação direta do agente agressivo sobre o metal.

De acordo com Gentil (2005), as reações de corrosão nos metais podem ocorrer em diferentes meios, sendo o meio aquoso, o mais freqüente de sua ocorrência e de natureza eletroquímica, podendo ocorrer em três etapas distintas: processo anódico (passagem dos íons para solução), deslocamento de elétrons e íons (transferência dos elétrons das regiões anódicas para as catódicas pelo circuito metálico e uma difusão de ânions e cátions na solução) e processo catódico (recepção dos elétrons pelos íons ou moléculas da solução).

Dentre os materiais de Engenharia, os aços inoxidáveis se destacam por suas excelentes propriedades mecânicas aliadas à boa resistência à corrosão em vários meios. Além dos fatores metalúrgicos, este desempenho é dado pela composição química destas ligas, sendo formada por Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni, podendo conter também elementos como C, N,

Mo, Nb, Ti conhecidos como materiais resistentes à corrosão. Teores de cromo acima de 11% formam uma película superficial aderente, não porosa e auto-regenerativa, chamada película passiva, formada por óxidos hidratados de Cr e Fe que protege o material contra a ação de agentes agressores, dando a estes materiais uma ampla faixa de atuação no segmento industrial, sendo sua degradação mais difícil de ocorrer (MAGNABOSCO, 2001).

Segundo Padilha (1995), esta película apresenta-se de forma contínua, insolúvel e não porosa, formando uma barreira entre o metal e o meio, evitando a corrosão. Se, por alguma razão, a camada protetora for interrompida, esta se restabelece rapidamente. Esta repassivação só ocorre em meio oxidante (aerado) e depende do meio e do potencial, podendo, eventualmente, ocorrer na presença de espécies agressivas como cloretos. Além destas condições, a repassivação depende de outros fatores, tais como: composição química do aço, superfície isenta de contaminação e natureza do meio. Porém, caso a camada passiva seja destruída e as condições do meio não permitam a repassivação, as taxas de corrosão podem ser elevadas e se tornarem superiores as do aço carbono.

De acordo com Magnabosco (2001), os aços inoxidáveis são classificados em: austeníticos, ferríticos e martensíticos. Existem outras variantes deste grupo, dentre eles, os aços inoxidáveis duplex (que possuem 50% de ferrita e 50% de austenita) e os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação.

As ligas dos aços inoxidáveis austeníticos possuem teores de 16 e 26% de Cromo, 6 a 22% de Níquel e 0,03 a 0,025% de Carbono no máximo. Não são magnéticos e apresentam, à temperatura ambiente, um baixo limite de escoamento, um limite de resistência elevado e grande ductilidade. São, entre os aços inoxidáveis, os de melhor soldabilidade e resistência geral à corrosão, porém é muito comum a ocorrência de corrosão intergranular devido à precipitação do carboneto de cromo nestas regiões. A presença do níquel também deixa seu custo mais elevado que o de aços ferríticos convencionais. É aplicado na indústria química, alimentícia e refino de petróleo (FORONI, 2006). São classificados na série AISI 200, ligas estabilizadas ao manganês e/ou nitrogênio, ou AISI 300, ligas estabilizadas ao níquel.

Os aços inoxidáveis martensíticos são ligas Fe-Cr-C que contêm entre 12 e 18% de cromo e entre 0,1 e 0,5% de carbono e que podem ser austenitizados se forem aquecidos a uma temperatura adequada. São magnéticos e endurecíveis por tratamento térmico, sendo usadas em geral, no estado temperado e revenido. O tipo 420 não apresenta boa resistência à corrosão atmosférica à temperatura de 760 °C, pois é formado carboneto de cromo, e nesta condição o material não resiste à corrosão e não pode ser considerado como aço inoxidável, já que não tem um mínimo de 11% de cromo em solução sólida, desta forma, este aço só é colocado em serviço após tratamento térmico de têmpera. A alta dureza e conseqüente resistência ao desgaste levam às aplicações em cutelaria, discos de freio,

equipamentos cirúrgicos, odontológicos e turbinas. Os do tipo 410 e 420 são bastante utilizados (GOUVEIA, 2008).

Conforme Rossitti (2005), os aços inoxidáveis duplex são ligas Fe-Cr-Ni-Mo-N, podendo conter, ainda, adições de Cu e outros elementos. Apresentam uma estrutura austeno-ferrítica com aproximadamente 50% de cada fase. São caracterizados por uma elevada resistência mecânica e excelente resistência à corrosão, particularmente em ambientes contendo cloretos, nos quais os aços austeníticos têm um pior desempenho. Possuem propriedades mecânicas elevadas, além de boa usinabilidade e boa soldabilidade. Têm vantagens sobre aços austeníticos: possuem maior resistência à corrosão sob tensão e maior resistência à corrosão intercrystalina, além de propriedades mecânicas mais elevadas. São usados em componentes de equipamentos expostos a água do mar, trocadores de calor, bombas e tubos nas indústrias químicas, petroquímicas, de papel e celulose.

Os aços inoxidáveis por precipitação são ligas cromo-níquel que podem ser endurecidas por tratamento de envelhecimento. Podem ser austeníticos, semi-austeníticos ou martensíticos, sendo que a classificação é feita de acordo com a sua microestrutura na condição recozida. Para viabilizar a reação de envelhecimento, muitas vezes se utiliza o trabalho a frio, e a adição de elementos de liga como alumínio, titânio, nióbio e cobre (PADILHA, 1995). São capazes de desenvolver altos níveis de resistência mecânica pela formação de finos precipitados, com ductilidade e tenacidade superiores a outros aços com boa resistência à corrosão e oxidação. São aplicados na indústria aeronáutica e aeroespacial.

De acordo com Peckner e Bernstein (1977), dentre esses aços, os aços inoxidáveis ferríticos se destacam pelo custo relativamente baixo quando comparado aos citados anteriormente, o que se deve ao alto teor de cromo, em média de 12 a 30%, associado ao baixo teor de carbono, o que melhora a resistência à corrosão e à oxidação inclusive em altas temperaturas, mas em parte sacrifica outras propriedades, como a resistência ao impacto. Têm menor ductilidade e tenacidade quando comparado aos aços inoxidáveis austeníticos, além de apresentar transição de fratura dúctil-frágil.

Dentre os aços citados, neste trabalho será estudado o aço inoxidável ferrítico Ace P410D com teor de cromo de 11%, fazendo uma abordagem dos efeitos das tensões na região da concordância entre o metal de solda e o metal de base e dos efeitos metalúrgicos da soldagem na corrosão na ZAC.

2.2. Aços inoxidáveis ferríticos

Segundo Lakshminarayanan *et al.* (2009), os aços inoxidáveis ferríticos se destacam por sua excelente resistência à corrosão sob tensão e boa resistência à corrosão por pite e fresta em meios contendo íons cloretos. No entanto, sob condições soldadas, estes aços são caracterizados por ductilidade e tenacidade baixas, além de sensibilidade à corrosão intergranular, devido à formação de uma estrutura de granulação grosseira, à precipitação de carbonetos e nitretos de cromo e a formação de martensita ao longo dos contornos dos grãos de ferrita. Por esta razão, a aplicação deste grupo de ligas é limitada quanto à aplicação. Por outro lado, o crescimento de grão e formação de microconstituintes indesejáveis pode ser controlado com adição de elementos de liga e baixa energia de soldagem.

Para Peckner (1977), os aços inoxidáveis ferríticos, possuem um alto teor de cromo, o que lhes confere boa resistência à corrosão, onde o elemento Cromo tem grande efeito na estabilidade da ferrita. Sua microestrutura é constituída de ferrita, solução sólida de carbono em ferro α , com estrutura cristalina (CCC) à temperatura ambiente. Estas ligas são ferromagnéticas e se destacam pelo alto limite de escoamento e baixa ductilidade.

De acordo com Abo (1977) e Deardo (1996), o aço inoxidável ferrítico mais utilizado é o 430, contendo de 16 a 18% de cromo e um máximo de 0,12% de carbono. Os tipos 409, 430 Ti e 430 Nb são muito utilizados por serem estabilizados, e os teores de Nb e Ti adicionados à composição química superiores a 0,03%, possibilitam a formação de austenita a temperaturas elevadas, aumentando a resistência à corrosão destes aços.

No entanto, estudos feitos por Serna-Giraldo (2006) mostraram que a adição destes elementos aos aços inoxidáveis ferríticos diminuem a ductilidade e tenacidade destes aços pela formação de precipitados duros que podem fragilizar a matriz ferrítica. Embora a principal vantagem desses aços seja a resistência à corrosão sob tensão em meios contendo cloretos ou sulfetos, à corrosão atmosférica e à oxidação a um custo baixo.

Segundo Anselmo (2006) e Zheng *et al.* (2010), os aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo abaixo de 12% tem boa resistência à corrosão, embora apresentem custos iniciais mais altos quando comparados aos aços carbono. Como não são austenitizados, estes aços não podem ser endurecidos por têmpera e sua granulometria só pode ser refinada por combinação de trabalho mecânico e recozimento. Apresentam baixa resistência à corrosão generalizada e à oxidação, destacando-se sua ótima resistência à corrosão sob tensão.

Conforme a Aperam (2012), o aço inoxidável ACE P410D com teor de cromo de 11% pertencente a categoria de aços estabilizados são comumente utilizados para fins de resistência à corrosão, com bom desempenho dessa propriedade abaixo dos aços ligados e

acima de materiais usados em construção (aço carbono). Desta forma, podem atuar na fabricação de projetos que exijam uma maior resistência à corrosão, sem considerar as maiores espessuras que são empregadas para fabricação usando aço carbono. No entanto, não é um aço indicado para atuar em soluções ácidas ou salinas.

Estes aços possuem resistência à corrosão em ambientes úmidos isentos de íons cloretos, tendo uma boa eficiência em usina de beneficiamento de cana de açúcar, recheio em colunas de destilação na indústria do petróleo, tratamento de águas urbanas, dentre outras.

Luo *et al.* (2007) compararam a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis (410, 316L, 304L e 304) quando em contato com água de reatores nucleares a uma temperatura de 400 °C a 25 MPa por 500 h, observando que dentre esses aços, o 410 foi o que obteve a resistência à corrosão mais baixa, sendo relacionada ao baixo teor de cromo eníquel e também a formação de uma fina película de óxido de ferro (Fe_3O_4) na superfície.

Williams e Barbaro (2005) apontaram que os aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo abaixo de 12% não estabilizados podem desenvolver corrosão por pite e intergranular na ZAC em serviço o que foi atribuído, no primeiro caso, as condições do meio ambiente e no segundo caso, a presença de microconstituintes frágeis e sua exposição ao ambiente de trabalho susceptível à corrosão. Outro fator que os autores consideraram ter influenciado na corrosão foi a escolha do arame para soldar e procedimentos de soldagem que contribuíram para agravar o problema nesta região.

De acordo com a Aperam (2012), o aço inoxidável Ace P410D no estado recozido, possui boas características para construção soldada, onde a ZAC, formada essencialmente por martensita, com baixo teor de carbono ($<0,01\%$) e granulometria fina, possui um alto valor de resiliência a baixas temperaturas. A Figura 2.1 mostra o diagrama ternário Ferro-Cromo-Carbono para aços inoxidáveis com concentração de carbono menor que 0,01%. Nesse diagrama mostrado por Bungardt *et al.* (1958), o aço inoxidável ferrítico 410D com 11% de cromo poderá na fase sólida formar ferrita delta ($\text{Fe}-\delta$) mais ferrita alfa ($\text{Fe}-\alpha$).

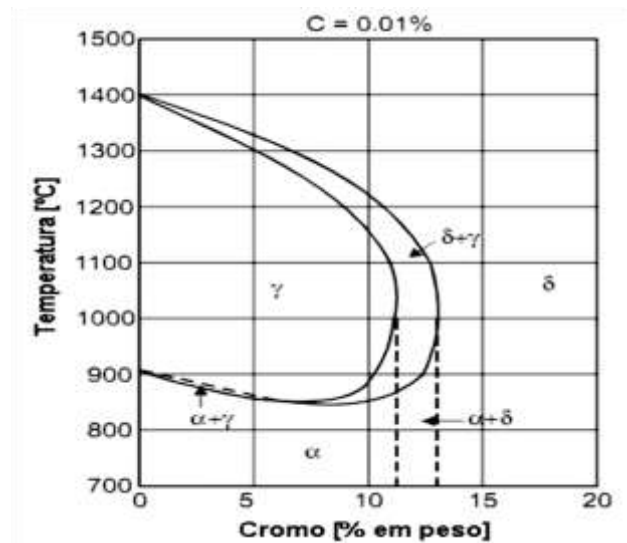


Figura 2.1 – Diagrama ternário Fe-Cr-C para teor de carbono igual a 0,01% (BUNGARDT et al., 1958)

De acordo com Kondo *et al.* (1999), aços inoxidáveis com teores de carbono abaixo de 0,01% reduzem a possibilidade de formação da martensita após processo de soldagem. A Figura 2.2 mostra o comportamento do campo austenítico em função do teor de cromo e carbono. Observa-se que para aços com baixo teor deste elemento austenizante e 11% de cromo como o 410D, o campo austenítico se reduz com pouca probabilidade de formação de martensita. No entanto, alguns autores que fizeram estudo com este tipo de aço observaram a presença de martensita na ZAC.

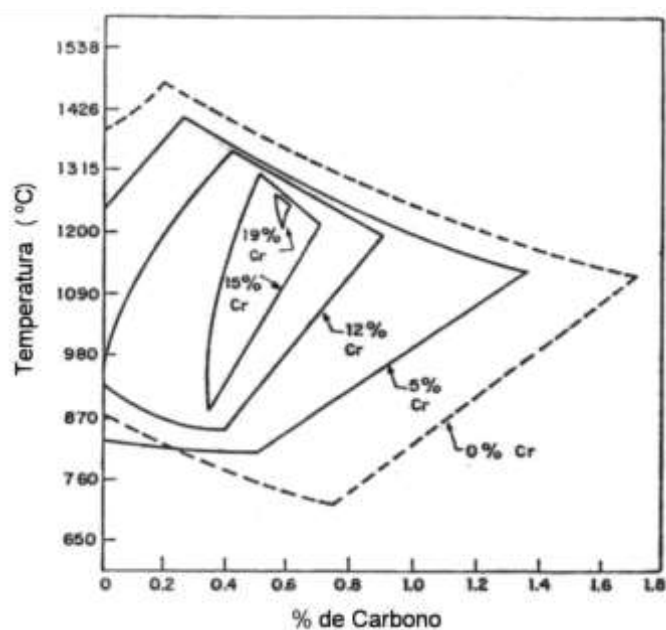


Figura 2.2 - Efeito da quantidade de Cr e C na estabilidade da austenita a elevada temperatura (KONDO et al., 1999)

Durante o processo de soldagem, a região da ZAC atinge temperaturas na ordem de 1200 °C, podendo gerar uma estrutura de grãos grosseiros e outros microconstituintes como a martensita durante o resfriamento. O diagrama pseudo-binário Fe-C para um aço inoxidável ferrítico com 13% Cr da Fig. 2.3 mostra que é possível formar martensita para um aço com 0,1% C.

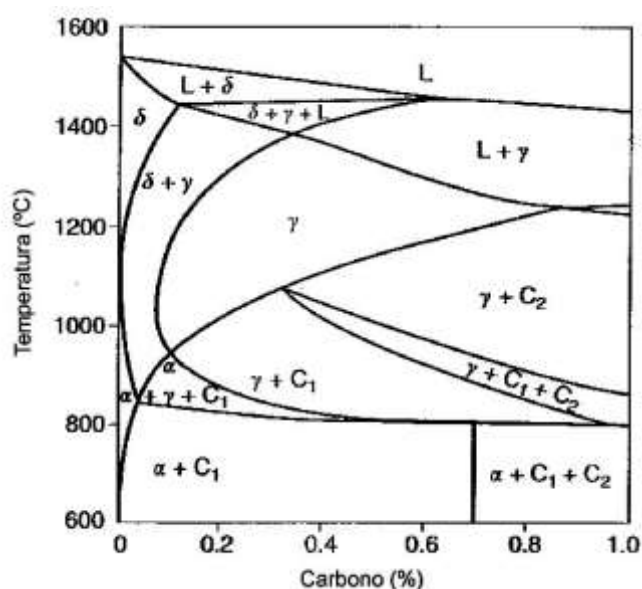


Figura 2.3 – Diagrama pseudo-binário de Fe-C para aço inoxidável ferrítico com 13% Cr (LIPPOLD e KOTECKI, 2005)

Ainda segundo Lippold e Kotecki (2005), a martensita se forma primeiro nos contornos, seguida de crescimento para o interior dos grãos ferríticos da ZAC. Luz (2005) caracterizando as fases presentes na ZAC por Difração de Raios-X do aço inoxidável ferrítico com teor de cromo de 11%, observou que esta região é formada por ferrita delta e martensita. Sendo que a martensita possui um baixo teor de carbono devido ao baixo teor de carbono da liga, apresentando-se com reticulado (CCC) similar à ferrita com uma dureza da ordem de 340 HB_(0,5). Segundo este autor, na ZAC de granulação fina predominam ferrita, ferrita delta e martensita, sendo que a ferrita delta se destaca em pequenas quantidades e em alto relevo.

O valor do “PRE” (*Pitting Resistance Equivalent*) para o aço inoxidável Ace P410D dado pela equação: $PRE = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N = 11,28\%$, mostra que este aço possui baixa resistência à corrosão localizada em ambientes contendo íons cloretos, quando comparado aos aços estabilizados (PARK, 2002).

Para Peckner (1977) e Pickring (1985), um dos maiores problemas deste aço é a perda de ductilidade nas regiões soldadas, que normalmente são frágeis e de menor resistência à corrosão. O elevado crescimento de grão e a formação parcial de martensita

são as principais causas geradoras deste problema sendo um dos atrativos para o uso deste material no desenvolvimento deste trabalho, já que a região da borda do cordão de solda é susceptível à corrosão decorrente desses fatores.

Alguns autores têm estudado formas de minimizar estes inconvenientes, adicionando titânio e/ou nióbio como estabilizadores do carbono (OIYE, 2003). No entanto, este procedimento alteraria apenas fatores de ordem metalúrgica, mas não mudaria o perfil de distribuição de tensões trativas que são geradas pela concordância entre o metal de solda e o metal de base durante o procedimento de soldagem levando a uma diminuição na resistência a corrosão desta região.

2.3. Corrosão na ZAC de aços inoxidáveis

O estudo de corrosão em juntas soldadas de aços inoxidáveis é de relevante importância nas unidades industriais, levando em consideração que as operações de soldagem envolvem ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento localizados, passando por processos de expansão e contração, que induzirão mudanças microestruturais e uma distribuição de tensões residuais que afetarão as propriedades da junta soldada. A composição química do Metal de Base (MB) e do Metal de Solda (MS) e a geometria da junta podem permitir situações nas quais um dos metais esteja sujeito a um ataque corrosivo acelerado e localizado. Estudos feitos por Sheir *et al.* (2000) mostraram que em uma junta soldada, a soldagem tenha máxima penetração, com os contornos, formas e borda do cordão apropriados para minimizar os efeitos catastróficos da corrosão.

A corrosão é afetada pelas propriedades do material e do meio. De acordo com Gentil (2007), os principais meios corrosivos que afetam os aços inoxidáveis são: atmosfera, solo, águas naturais, produtos químicos e água do mar. As variáveis dos meios corrosivos, os quais incluem velocidade do fluído, temperatura e composição (concentração e pH), podem ter uma influência decisiva na corrosão dos aços inoxidáveis. No geral, aumentando-se a temperatura e a concentração do meio em contato com o metal, maior será a taxa de corrosão.

De acordo com Tretheway (1993) e Shifler (2004), no processo de corrosão em meio aquoso, a velocidade de corrosão depende das condições do meio, quantidade de oxigênio, sais dissolvidos e pH. Segundo Benard *et al.* (1991), a concentração de oxigênio dissolvido aumenta a velocidade de corrosão do aço até uma concentração crítica de ~12 mg/L de O₂, acima da qual, a velocidade de corrosão decresce. Por outro lado, a velocidade de corrosão aumenta com o aumento da concentração de sais dissolvidos. De acordo com o mesmo

autor, o pH da solução tem influência na cinética das reações e na solubilidade do produto de corrosão.

Estudos feitos por Gemelli (2001) e Gentil (2007) mostraram que o pH da solução exerce um fator importante na cinética das reações e na solubilidade dos produtos corrosivos. Em pH ácidos (<4) a velocidade de corrosão aumenta, entre 4 e 10, a velocidade de corrosão independe do pH, sendo limitada pelo transporte de oxigênio e para $\text{pH} > 10$, a taxa de corrosão diminui devido a diminuição da solubilidade. A temperatura também tem um efeito na velocidade de corrosão, o que faz aumentar a solubilidade iônica e a difusividade, quando do seu aumento. No entanto, pode ter o efeito contrário, retardando a corrosão porque diminui a solubilidade do oxigênio.

De acordo com Gentil (2007), os ácidos inoxidáveis são sensíveis à corrosão em meios contendo íons halogênios (Cl^- , Br^- , I^- , F^-), $\text{OH}^- + \text{H}_2\text{O}$, H_2O a alta temperatura e ácidos politiônicos ($\text{H}_2\text{S}_n\text{O}_4$). No entanto, a resistência à corrosão desses materiais é fortemente dependente da composição química.

Segundo Vetter (1967) e Callister (2007), a presença de meios corrosivos dificulta a passivação dos aços inoxidáveis, sendo resultado da formação de um filme de óxido ou hidróxido aderente e muito fino na superfície metálica da ordem de 2 a 3 nm que separa o metal do meio corrosivo (eletrólito), evitando a corrosão.

Sedriks (1986) também afirma que um exemplo de causa da quebra da película passiva dos aços inoxidáveis é a presença de íons cloreto, que substituem as moléculas da água nas regiões não recobertas (pontes $\text{H}_2\text{O}-\text{M}-\text{OH}_2$) criando complexos cloreto/metál. Estes complexos são solúveis e facilmente removidos da película, expondo mais uma vez o metal de base ao meio corrosivo, liberando íons cloreto.

Hack (1987) mostrou que as diferenças morfológicas da corrosão podem diferenciar a corrosão localizada da corrosão uniforme (perda de espessura em todo material) pela diferença entre as regiões catódicas e anódicas. Na corrosão uniforme, é possível ser analisada macroscopicamente pela heterogeneidade do material (geometria, diferentes fases metálicas, defeitos cristalinos, diferença de tamanho de grãos, inclusões e microsegregação), por sua estrutura (junção de materiais distintos) ou pelo meio corrosivo (aeração, pH, convecção, temperatura).

De acordo com Gneco *et al.* (2006), o mecanismo de formação dos pites nos aços inoxidáveis, em particular, nas regiões atingidas pela energia de soldagem, onde são mais susceptíveis a formação deste tipo de corrosão, é formado por um processo autocatalítico após o rompimento da película protetora. Os aços inoxidáveis quando em contato com Cloreto de Ferro III (FeCl_3) hexahidratado aquecido, o Cl^- migra para dentro do pite para

manter a compensação de cargas, aumentando a concentração de FeCl_3 que reage com cromo da superfície do aço inoxidável.

Com a amostra em contato com a solução aquecida, o pH diminui, acelerando o processo corrosivo, ocorrendo o ataque pelos íon cloreto responsável pela corrosão dos aços inoxidáveis.

2.3.1. Tipos de corrosão que afetam a ZAC dos aços inoxidáveis

Dentre os vários tipos de corrosão existentes, os mais comumente encontrados em juntas soldadas por afetar a borda do cordão de solda são: por pite, intergranular, sob tensão, uniforme e corrosão galvânica.

De acordo com Solomon e Devine (1982), a corrosão por pite é uma das formas de corrosão maistemidas nos aços inoxidáveis, pois nem sempre sua identificação pode ser efetuada por inspeção visual. Inicia-se pelo rompimento da película passiva em regiões onde esta apresenta defeitos como inclusões, discordâncias, contornos de grão ou interfaces.

Fontana (1976) e ASM Metals Handbook (2003) definiram a corrosão por pite como uma forma de corrosão localizada que consiste na formação de cavidades na superfície de pequena extensão e razoável profundidade. Este tipo de corrosão é característica de materiais que formam a camada passiva e resulta da atuação da pilha ativo-passiva nos pontos nos quais esta camada passiva é rompida. É freqüentemente difícil de detectar devido ao pequeno tamanho das cavidades e por estarem normalmente cobertos com produtos de corrosão.

Estudos feitos por Anselmo (2006) e Chaves e Melchers (2011) mostraram que a corrosão por pite na ZAC de um aço inoxidável foi formada devido a heterogeneidades diversas, dentre elas, a composição química e textura do material, tensões internas, variações microestruturais e inclusões, que levaram ao rompimento da camada passiva com formação e crescimento dos pites.

Segundo Gentil (2007), uma das maiores preocupações deste tipo de corrosão está no fato de que uma vez iniciado, ela tem uma forte tendência a continuar seu crescimento uma vez que o pH no interior do pite se altera substancialmente no sentido ácido, dificultando a restituição da passivação inicial.

De acordo com Bilmes *et al.* (2009), o mecanismo de formação dos pites nos aços inoxidáveis, em particular, nas regiões atingidas pela energia de soldagem, onde são mais susceptíveis a formação deste tipo de corrosão, é formado por um processo autocatalítico após o rompimento da película protetora.

Conforme Hack (1987) e ASM Metals Handbook (2003), a corrosão uniforme ou generalizada no aço inoxidável ocorre em toda extensão do material e geralmente é observada macroscopicamente pela heterogeneidade do material, junção de materiais distintos ou pelo meio corrosivo. Esse tipo de corrosão nos aços inoxidáveis ocorre quando o valor do pH da solução agressiva for inferior a 1,0.

Luo *et al.* (2007), comparando a corrosão uniforme em meio contendo água de reatores por 500 horas de um aço inoxidável ferrítico com 11,8% Cr e três tipos de aços inoxidáveis austeníticos, observaram que o mecanismo de desgaste por corrosão ocorre inicialmente com o crescimento da película de óxido, sendo controlado pela reação de oxidação do metal, desde que Fe e Cr possam ser facilmente oxidados pela reação com oxigênio para formar uma camada de barreira de óxidos de Fe e Cr mistos sobre a superfície da amostra. Ainda, de acordo com os mesmos autores, dentre os aços estudados, o que apresentou maior desgaste foi o aço inoxidável ferrítico por apresentar um teor de cromo baixo e isenção de níquel.

De acordo com Bottrel (1992) e ASM Metals Handbook (2003), a corrosão intergranular ocorre com a dissolução seletiva dos contornos de grão ou regiões adjacentes sem que o grão como um todo sofra dissolução apreciável, onde a diferença de potencial eletroquímico entre as diferentes regiões constituídas por precipitados, impurezas e/ou partículas de segunda fase é a responsável por este fenômeno. Sendo assim, as áreas soldadas são as mais susceptíveis a esse tipo de corrosão.

Wolynec (2003) mostra que os aços inoxidáveis sofrem corrosão intergranular devido à formação de uma zona empobrecida em cromo ao longo dos contornos de grão, decorrente da precipitação de carbonitretos, nitreto de cromo (Cr_2N) e carbonetos de cromo (principalmente Cr_{23}C_6). Os átomos de cromo desta região, que se encontrava em solução sólida no aço, difundem-se para os contornos de grão, formando carbonetos e nitretos, diminuindo a resistência à corrosão. A formação desta zona empobrecida em cromo é chamada de região de sensitização, porque torna o material sensível à corrosão intergranular.

Para Bottrel (1992), os aços não estabilizados com 12% de cromo, além dos carbonetos de cromo, podem precipitar nitretos ou carbonitretos de cromo nas regiões envolvidas pelo ciclo térmico de soldagem. No entanto, o mesmo autor menciona que não é tão comum esse fato acontecer para aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo abaixo de 12%, onde o mais comum é ocorrer precipitação para aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo acima de 17%.

Segundo Williams e Barbaro (2005), a corrosão intergranular nos aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo abaixo de 12% ocorre quando este aço encontra-se

sensitizado. Esta condição é formada quando este aço passa por ciclos térmicos de aquecimento e resfriamento, como no caso da soldagem, onde os carbonetos de cromo do tipo (Cr_{23}C_6 e Cr_7C_3) se precipitam no contorno de grão. Essa sensitização ocorre nesses aços numa faixa de temperatura entre 400 e 700 °C. Como a difusão do carbono é muito rápida, a sensitização pode ocorrer em um curto intervalo de tempo durante o ciclo de soldagem. Por outro lado, Fritz (2005) observou que o nitrogênio possui baixa solubilidade nos aços inoxidáveis ferríticos podendo precipitar nitretos de cromo (Cr_2N).

Ainda segundo o mesmo autor, os aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo abaixo de 11% quando expostos a ambientes agressivos, o nível de cromo na fronteira dos grãos cai abaixo do nível de autopassivação (abaixo de 11% Cr) ocorrendo dissolução anódica, começando pela corrosão localizada, mas na presença de um sistema operacional severo associado às tensões residuais, podem levar a formação de corrosão sob tensão intergranular.

De acordo com Gentil (2007), na corrosão sob tensão (CST), ocorre a deterioração do material devido a ação combinada de tensões residuais de tração ou aplicadas em meios corrosivos. O tempo necessário para ocorrer CST fraturante de um determinado material depende das tensões internas ou impostas, da concentração ou natureza do meio corrosivo, da temperatura, da estrutura e composição química do material.

A corrosão galvânica pode ocorrer quando dois metais diferentes, em contato, são expostos a uma solução condutora. Durante a união galvânica, a corrosão do metal menos resistente à corrosão aumenta e a superfície se torna anódica, enquanto que a corrosão do metal mais resistente à corrosão diminui e a superfície se torna catódica. A relação entre a área catódica e anódica possui grande influência na corrosão galvânica. Deve-se obter uma relação menor possível para ter uma baixa densidade de corrente na parte do metal, anodo, que está sendo corroída e, consequentemente, um desgaste menor e mais uniforme (GENTIL, 2007).

De acordo com Fedele (2010), em juntas dissimilares, a diferença de composição química entre as partes soldadas pode promover a macro corrosão galvânica. Assim, o material menos nobre empregado na junta tende a perder elétrons e dissolver-se no eletrólito, enquanto que o material mais nobre comporta-se de maneira a absorver estes elétrons, contribuindo para o aumento da taxa de corrosão do material menos nobre.

Ainda de acordo com o mesmo autor, a taxa de corrosão do metal de solda ou do metal de base pode aumentar drasticamente se o metal de adição possuir um potencial de redução muito diferente do metal de base. O ideal é ter potenciais próximos para evitar um desgaste excessivo. Por outro lado, a presença de íons cloretos inibe a passivação da

região afetada pela corrosão, tendo este local alta taxa de dissolução anódica através de reação anódica.

2.3.2. Ensaios e avaliação de corrosão aplicada a ZAC dos aços inoxidáveis

Segundo Sheir (2000) e Gentil (2007), os testes de corrosão são classificados em teste de laboratório, teste de campo e teste em condições reais de serviço. Os testes de laboratório podem ser subdivididos em quatro categorias: testes de imersão, testes a alta temperatura e alta pressão, teste em sistemas fechados e testes eletroquímicos, representando diferentes conjuntos de condições de processos acelerados de corrosão.

De acordo com Roberge (1999), os testes de imersão consistem na introdução do material em estudo em meio corrosivo preparado dependendo da aplicação, onde a aceleração da corrosão é alcançada dependendo do tempo de exposição da amostra a condições críticas com o objetivo de aumentar a taxa de corrosão. Variáveis como composição da solução, temperatura, aeração, volume, velocidade, superfície da amostra, agitação da solução, método de fixação dos corpos de prova e condições do ensaio, devem ser consideradas para uma boa interpretação dos resultados.

Embora existam ensaios de corrosão para avaliar a susceptibilidade dos materiais inoxidáveis aos meios agressivos, a aplicação e a avaliação destes aos conjuntos soldados são de difícil aplicação por se tratar de regiões restritas em extensão. Dentre essas regiões, a ZAC é a mais propensa à corrosão por um conjunto de fatores que será visto ao longo deste capítulo.

Sendo assim, Silva et al. (2004) e Machado et al. (2004), mostraram que a avaliação superficial da resistência à corrosão da ZAC pode ser feita empregando as técnicas de Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Energia Dispersiva de Raios-X (EDX). A análise de microestrutura, tamanho de grão e teor de inclusões das amostras para complementar as análises de corrosão a nível macroscópico poderão ser feitos por (MO) e (MEV). Para a determinação do tamanho médio dos grãos é utilizada a norma ASTM E 112-10.

Ainda segundo Silva *et al.* (2004), é possível comparar os resultados da corrosão superficial através da taxa de corrosão segundo a Norma ASTM G 31-72, dada pela Eq. 2.1.

$$\text{Taxa de Corrosão} = \frac{K \times \Delta M}{S \times t \times \rho} \text{ (mm/ano)} \quad (2.1)$$

Onde:

K - Constante (mm/ano) – $8,76 \times 10^4$ (aço inoxidável)

ΔM - Diferença de Massa antes e após a exposição ao meio corrosivo (mg)

S – Área exposta da amostra (cm²)

t – tempo de exposição (horas)

ρ - massa específica do aço (g/cm³)

Estas técnicas de avaliação superficial de corrosão podem ser utilizadas para aceitação do material, mas sua rejeição deve ser decidida em conjunto com métodos mais precisos. Dentre estas técnicas, as eletroquímicas fornecem uma avaliação mais precisa dos potenciais de corrosão na região da ZAC, porém a restrição dessa região relacionada a sua extensão, dificulta a análise através de medidas eletroquímicas. As vantagens destes métodos em relação ao de imersão são principalmente o menor tempo de execução, serem mais econômicos e mais precisos (SEDRIKS, 1996).

De acordo com Roberge (1999) e ASM Metals Handbook (2003), existem muitas técnicas eletroquímicas que são utilizadas para avaliar quantitativamente a cinética de corrosão de conjuntos soldados, dentre elas, a corrosão por pite, corrosão sob tensão, galvânica e fragilização por hidrogênio.

De acordo com Wolynech (2003), o conhecimento do comportamento eletroquímico de um metal em um potencial de eletrodo diferente do potencial de equilíbrio (potencial de corrosão) apresenta interesse tanto prático quanto teórico.

Para avaliar o comportamento de corrosão da região soldada utilizando-se de técnicas eletroquímicas, é necessário fazer uma separação das regiões da solda (metal de base (MB), Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e Zona Fundida (ZF)), pois as diferenças entre elas no que diz respeito à composição e a microestrutura podem criar um potencial eletroquímico entre elas e causar corrosão galvânica – grande parte da dissolução anódica está na zona termicamente afetada. Deve-se ressaltar que não existem muitos trabalhos na literatura que relatam a metodologia para separação da ZAC para uma avaliação eletroquímica da corrosão em conjuntos soldados.

As curvas de polarização são determinadas utilizando-se equipamentos eletrônicos (potenciostatos/galvanostatos), que consistem basicamente de uma fonte de tensão ou de corrente estabilizada, onde são acoplados um amperímetro e um voltímetro de alta

impedância. Uma montagem típica, chamada de célula de três eletrodos, consiste de um eletrodo de trabalho (material a ser testado), um eletrodo de referência e um eletrodo auxiliar. Este tipo de ligação é amplamente usado em medições de potencial em laboratório e em campo. O eletrodo auxiliar deve ser feito de material inerte ao eletrólito, mesmo sob forte polarização anódica. Em geral usa-se platina, entretanto, devido seu alto custo, uma opção é o uso de grafite.

No ensaio usa-se uma ponte salina entre o eletrodo de referência e os demais, com a finalidade de diminuir a difusão entre os eletrólitos, evitando assim, que o meio, em que está sendo realizado o ensaio, seja contaminado. As medições devem ser feitas o mais próximo da superfície do eletrodo de trabalho, com o objetivo de eliminar a contribuição ôhmica da solução. As normas ASTM G5 e G59 apresentam a metodologia para as medições eletroquímicas e obtenção das curvas de polarização.

O método Potenciocinético ou Potenciodinâmico é caracterizado pelo fato de ter como variável de controle o potencial e não a intensidade da corrente. Tem-se uma variação contínua do potencial do eletrodo, em função do tempo, (t), e registra-se a variação de corrente (Δi), que também varia de uma forma contínua. Apresenta como variante o método potencioestático no qual se tem a variação descontínua do potencial do eletrodo, E , em cada potencial, determina-se o valor da variação de corrente Δi (GENTIL, 2003; WOLYNEC, 2003).

Antes de começar o ensaio de polarização potenciodinâmica, deve-se fazer o teste E_{corr} (Potencial de Corrosão em Regime de Circuito Aberto) vs tempo e determinar o tempo necessário para que o material entre em equilíbrio com o meio eletrolítico. O potencioestado age como um voltímetro, monitorando a flutuação do potencial (Volts) ao longo do tempo. O potencial obtido após estabilização do sistema chama-se potencial de circuito aberto (E_{corr}) (BERNADELLI, 2007).

O ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica é conduzido a potenciais de eletrodo controlado, corrente medida em função do potencial a uma velocidade de varredura padronizada. Representa-se graficamente a relação $I = f(E)$, obtendo-se a curva de polarização potenciodinâmica (GENTIL, 2003). O levantamento de curvas de polarização anódica é um método eletroquímico que tem sido utilizado para distinguir materiais sensibilizados de não sensibilizados.

2.4. Fatores que afetam o comportamento de corrosão na região da borda do cordão de solda

De acordo com ASM (2006), a resistência à corrosão na borda do cordão de solda depende de muitos fatores que estão ligados diretamente à metalurgia de soldagem, propriedades dos metais envolvidos na formação da junta, e, dentre outras, das características geométricas e superficiais que formam a borda do cordão. Desta forma, o critério para escolha dos materiais para formação da junta é um fator importante para um bom desempenho de componentes e estruturas soldadas em serviço, quando as condições de corrosão prevalecem.

Estudos feitos por Reddy *et al.* (2008) mostraram que a resistência à corrosão da junta soldada é quem determina a adequação de um componente fabricado para um determinado serviço em meio corrosivo.

Neste trabalho, alguns destes fatores serão considerados para analisar o comportamento da borda do cordão de solda na resistência à corrosão. Os fatores estão relacionados a seguir.

2.4.1. Influência da microestrutura

De acordo com Okomura (1982), a região da junta soldada é composta basicamente por três regiões distintas: a Zona Fundida (ZF), a Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e o Metal de Base (MB). Estudos reportados por Rogne *et al.* (2002) mostraram que, dentre essas regiões, a ZAC é a mais crítica da junta soldada, sendo submetida às variações de ciclo térmico que comprometem propriedades como resistência mecânica e tenacidade do material decorrentes de um elevado crescimento de grão. Além desses, a formação de microconstituintes como martensita e de precipitados devem ser evitadas, pois contribuem para fragilização desta região.

Ainda segundo Rogne *et al.* (2002), Smith (2002) e Meadows (2005), os ciclos térmicos dos processos de soldagem influenciam a resistência à corrosão da junta soldada e apesar do baixo teor de carbono dos aços inoxidáveis com teor de cromo abaixo de 12%, o ataque preferencial ocorre nos contornos de grão da ZAC, devido à presença de microconstituintes anódicos diferentes da matriz de origem.

Williams e Barbaro (2005) observaram que a variação da energia de soldagem para o aço ferrítico com teor de cromo abaixo de 12% não estabilizado tem um efeito significativo na sensibilização da ZAC. Em seus estudos verificou-se que variando a energia de soldagem

de 0,1 a 0,8 kJ/mm apresentou martensita na ZAC para taxas de resfriamento acima de 2 °C/min contribuindo para sensibilização desta região.

Hoffmeister e Lothongkum (1994) mostraram que taxas de resfriamento mais lentas diminuiu a quantidade de Cr₂N (nitreto de cromo) pela formação da austenita, aumentando a resistência à corrosão por pite da solda.

Os vários níveis de energia de soldagem interferem na resistência à corrosão da ZAC. Estudos realizados por Silva *et al.* (2004) mostraram que a taxa de corrosão usando energia de soldagem de (6, 9 e 12) kJ/mm do aço inoxidável AISI 316 L soldado com metal de adição AWS E 309 Mol-16 aumenta com o aumento da energia de soldagem, sendo maior quando as amostras sofreram tratamento térmico a 200 °C, o que foi associado à formação de carbonetos e/ou carbonitreto.

Estudos realizados por Silva *et al.* (2004) com aço inoxidável ferrítico AISI 444 concluíram que o aumento na energia de soldagem intensifica os processos corrosivos quando submetido a temperaturas na ordem de 300 a 400°C em meio contendo petróleo pesado, sendo associado à formação dos microconstituintes indesejáveis.

Zheng *et al.* (2010), fazendo um estudo da ZAC de aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo abaixo de 12%, observaram que um dos maiores problemas encontrados para esses tipos de aços é a fragilização nessa região decorrente do elevado tamanho de grão.

Taban, Dhooge, Kaluc (2009) e Wang *et al.* (2009) observaram que o calor imposto contribuiu para uma variação granulométrica da ZAC em altas temperaturas, alterando a resistência à corrosão intergranular de aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo abaixo de 12%. No entanto, a austenita aparecendo em temperaturas elevadas restringe o crescimento dos grãos da ZAC melhorando as propriedades de tenacidade desta região.

Zheng *et al.* (2010), verificando o efeito da energia de soldagem de 0.3, 0.5, 0.7, 1.0 e 1.5 kJ/mm em um aço inoxidável ferrítico com teor de cromo abaixo de 12%, observaram que esta propriedade teve pouca influência no percentual e distribuição de martensita na ZAC, porém foi observado um elevado crescimento de grão com o aumento do calor. Dentre as formas mais variadas, foi observada a formação de ilhas de martensita nos contornos de grãos ferríticos na ZAC de um aço inoxidável ferrítico estabilizado com titânio (Ti), embora o manganês (Mn) possa agir restringindo o campo austenítico gerando a mesma morfologia.

Segundo Williams e Barbaro (2005), nos aços inoxidáveis ferríticos não estabilizados contendo 12% de cromo, a formação de martensita na ZAC ocorre em qualquer ciclo térmico de soldagem, na qual se encontra precipitada por ação de um curto tempo de têmpera. Sua influência na corrosão na ZAC depende do seu percentual, morfologia e distribuição nesta região. Por outro lado, além do efeito dos microconstituintes, o tamanho de grão influencia na corrosão desta região. Estudos realizados por Lakshminarayanan *et al.* (2005) mostraram

que a dureza na ZAC de um aço inoxidável ferrítico com teor de cromo abaixo de 12% soldado com TIG autógeno aumentou com a diminuição da energia de soldagem o que foi atribuído ao refino de grão desta região.

Bayoumi e Ghan em (2005) observaram que processos de soldagem com energia de (4, 6 e 8) kJ/mm usado para soldar o aço austenítico AWS E 309MoL-16 gerou uma perda da passividade empregando a técnica EPR-DL (Double Loop Electrochemical Potentionkinetic Reactivation) em solução saturada de KCl como ponte salina. Ficou comprovado que quanto maior for a energia de soldagem, maior será sua influência na perda da passividade, deixando o material susceptível à corrosão por pite.

As diferenças microestruturais da junta criam zonas catódicas e anódicas na microestrutura, aumentando a quantidade de regiões susceptíveis à corrosão. Este fenômeno ocorre mais seletivamente nas regiões do contorno de grão, devido às heterogeneidades causadas pelos desarranjos atômicos. Segundo Batista e Kuri (2004), as regiões adjacentes à formação de precipitados (carbonetos e/ou nitretos) e/ou fases secundárias diferentes da solução sólida inicial na microestrutura apresentam potencial eletroquímico (anódico) diferente do restante da microestrutura (catódica). E como consequência, o ataque corrosivo ocorre preferencialmente em torno dos precipitados mais nobres.

Tomashov *et al.* (1989) mediram o efeito do tamanho de grão na suscetibilidade de um aço inoxidável ferrítico na resistência à corrosão por pites. O potencial de corrosão variou para potenciais mais positivos quando o tamanho de grão aumentou de 0,005 para 0,07 mm. Os autores assumem que esta composição para aços com contornos de grãos mais finos deveriam ser mais suscetíveis a pites, desde que eles contenham mais contornos de grão com inclusões heterogêneas.

Estudos feitos por Fritz (2005) mostraram que os aços inoxidáveis ferríticos precipitaram fases intermetálicas sigma e chi na zona termicamente afetada, reduzindo a tenacidade e a resistência à corrosão.

Ainda segundo o mesmo autor, fases intermetálicas de elementos de liga como cromo e molibdênio podem ser formadas durante a soldagem dos aços inoxidáveis. As fases mais comuns possíveis de ocorrer são as fases sigma ($\sigma_{(FeCr)}$), podendo ser formada entre 650 e 1000°C e chi ($\chi_{(rica\ em\ molibdênio)}$), podendo ser formada entre 400 e 950 °C e alfa linha ($\alpha'_{(rica\ em\ cromo)}$) podendo ser formada entre 350 e 750 °C, dentre outras, como é mostrado na Fig. 2.3 os intervalos de temperatura de formação dessas fases.

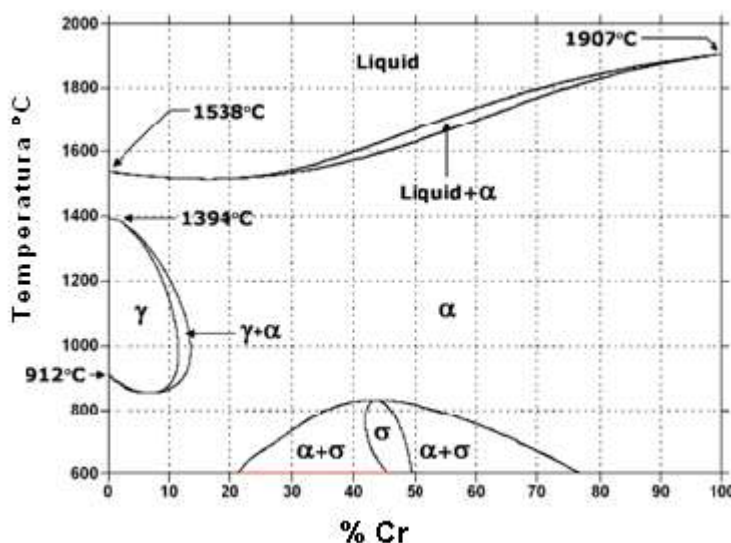


Figura 2.3 - Diagrama de Equilíbrio Fe-Cr calculado pelo programa ThermoCalc, com a base de dados PBIN (COMPUTATIONAL THERMODYNAMICS, 2010)

De acordo com Garcia *et al.* (2008), a ferrita delta (Fe-δ) é o principal microconstituente responsável pela formação dos pites, corrosão intergranular e corrosão sob tensão dos aços inoxidáveis austeníticos, levando ao comprometimento da resistência à corrosão dos conjuntos soldados em meios contendo íons cloretos. Ainda segundo estes autores, uma das formas de controlar este microconstituente é fazendo um pré-aquecimento em temperaturas variando de 500-800 °C.

Abdalla (2005) verificou que a adição de nitrogênio ao gás de proteção visa o controle da microestrutura e do modo de solidificação. Como o nitrogênio é um elemento gamagênico, teores elevados desse elemento na solda podem alterar o modo de solidificação, tornando-o austenítico. Isso pode ser indesejável, pois pode haver redução no teor de ferrita delta (Fe-δ) e a solda apresentar susceptibilidade a trincas de solidificação.

Karlsson (1998) e Lothongkum *et al.* (2001) demonstraram que o percentual aceitável de ferrita delta (Fe-δ) no metal de solda para aplicações práticas de resistência à corrosão e aumento da tenacidade dos aços inoxidáveis está na faixa de 3 a 12%. Em geral, o percentual de ferrita é uma função da composição química e taxa de resfriamento da solda. Ligas com mais estabilizador da austenita como Ni e N₂ podem inibir a formação de ferrita durante o resfriamento brusco.

De acordo com Gooch *et al.* (1999), o Factor de Kaltenhauser Ferrite (KFF) é uma relação empírica dada por: $KFF = (Cr+6Si+8Ti+4Mo+2Al+4Nb) - (2Mn + 4Ni+40(C+N))$ utilizada para prever a tendência para formar ferrita na ZAC. Os valores de KFF > 9.5 são susceptíveis a gerar níveis excessivos de ferrita. Valores de KFF < 8 garantiria virtualmente

nenhuma ferrita. Para os aços com teor de cromo abaixo de 12% com valores elevados KFF, frações de elevado volume de ferrita (>cerca de 85%) podem ser produzidas na ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina), mesmo sob condições de alta velocidade de resfriamento, afetando a corrosão na ZAC.

Ainda segundo o mesmo autor, a morfologia e quantidade de ferrita delta dependem da composição química, ou seja, através da relação Cr/Ni e da velocidade de resfriamento, sendo possível estimar a quantidade de ferrita delta (Fe- δ) presente na região fundida. Quanto maior esta velocidade e menor a relação Cr/Ni, menor deve ser a extensão desta transformação.

Deepashri (2006), usando processo de soldagem TIG, verificou em seus estudos que este processo usando nitrogênio no gás de proteção, aumentou a resistência à corrosão por pite do aço inoxidável austenítico. O mesmo comportamento foi verificado por Rajashekhar (1998), quando em suas experiências introduziu o nitrogênio no gás de proteção com teores variando de 0,1 a 0,3%. Segundo o autor, além de melhorar a resistência à corrosão por pite, influenciou no modo de solidificação e, portanto, na microestrutura da solda em temperatura ambiente.

O mesmo comportamento foi observado por Girão (2008), que mostrou que a adição de nitrogênio na faixa de 0,1-0,3% no gás de proteção, aumentou a resistência à corrosão por pites nas regiões soldadas. Em quantidades inferiores favorece a atuação do carbono na resistência à corrosão.

Segundo Zhu e Lei (2000) e Magnabosco (2001), a presença do nitrogênio associado ao molibdênio aumenta a resistência à corrosão por pite dos aços inoxidáveis em meios contendo cloreto e reduz o índice de precipitação de carbonetos de cromo, diminuindo assim a susceptibilidade à sensitização.

Murata e Sakamoto (1997) verificaram que para os aços inoxidáveis ferríticos, a presença do cromo em baixo teor, leva a precipitação de nitretos de cromo, o qual reduz a resistência à corrosão desses aços. Entretanto para os aços inoxidáveis austeníticos, o nitrogênio aumenta a resistência à corrosão por pites.

O nitrogênio aumenta a susceptibilidade do aço inoxidável austenítico a CST (corrosão sob tensão), mesmo em níveis mais baixos que 0,3% em massa, sendo que a CST ocorre acima do potencial crítico de -0,15 V.

Embora alguns autores tenham estudado o efeito de baixos teores de nitrogênio adicionado ao gás de proteção para fins de resistência à corrosão, Lothongkum *et al.* (2001) mostraram que houve uma diminuição da ferrita delta (Fe- δ) nos aços inoxidáveis austeníticos para teores mais elevados de N₂ (1 a 4%) adicionado ao Ar no gás de proteção na soldagem TIG.

Khan *et al.* (1993) observaram também que o nitrogênio adicionado ao gás de proteção TIG nos teores de 5 e 10% aumentou a resistência à corrosão por pite do aço inoxidável sendo associado à transformação parcial da ferrita delta (Fe- δ) em austenita e minimização da extensão de microsegregação que afetaria a resistência à corrosão desses aços.

Alvarez *et al.* (2008) e Westin (2008) observaram que o nitrogênio presente nos aços inoxidáveis austeníticos no percentual de 1%, diminui a taxa de corrosão em concentração contendo 3,5% de NaCl. Ainda segundo os mesmos autores, uma região passiva mais estável foi observada nas curvas de polarização potenciodinâmica para este teor de nitrogênio, o que foi atribuído a uma boa dissolução deste elemento na austenita, formando uma película passiva mais estável, elevando o valor do PRE da solda através de potenciais mais nobres.

Alguns autores, entre eles, Khan *et al.* (1993) e Westin (2008) verificaram que adicionando 5% de nitrogênio ao argônio na soldagem TIG de um aço inoxidável duplex alterou a microestrutura da zona fundida pela evaporação do cromo, sendo determinada pela composição química e volume da poça de fusão. Eles perceberam que o teor de cromo caiu de 21 para 17,9% nesta região quando comparado ao argônio puro, diminuindo a resistência à corrosão desta região.

De acordo com Westin (2008), outro fator que afeta a resistência à corrosão nas regiões soldadas é a formação de uma espessa camada de óxido da ordem de 2-4 μm formada nas superfícies dos aços inoxidáveis após processo de soldagem, impedindo a formação do filme passivo que protege estes materiais dos meios agressivos. Os aços inoxidáveis de baixa liga são os mais susceptíveis a este tipo de ataque.

Ainda de acordo com Westin, Johansson e Petterson (2013), o efeito do calor do arco sobre a resistência à corrosão tem sido correlacionado com a composição da camada de óxido, espessura, homogeneidade e distribuição de cromo nesta camada. Estes fatores são controlados pela composição química e temperatura de fusão do metal de base e pelo teor de oxigênio presente no gás de proteção.

Serrander e Westin (2012) verificaram que a camada oxidada formada após a soldagem dos aços inoxidáveis é de óxido de ferro decorrente da difusão insuficiente do cromo em baixas temperaturas. Em temperaturas elevadas, inferiores a 900 °C é formado uma camada de óxido de cromo devido ao aumento da velocidade de difusão deste elemento, gerando a perda por evaporação deste óxido, diminuindo a resistência à corrosão desta região. No entanto, uma limpeza química ou mecânica pode restaurar a resistência à corrosão da região afetada por estes óxidos.

2.4.2. Influência da geometria e descontinuidades

De acordo com Branco (1986), as juntas soldadas de topo e ângulo são consideradas as mais eficientes de união de duas peças metálicas. No entanto, os maiores problemas desse tipo de junta estão relacionados ao efeito de concentração de tensões que surgem durante o processo de resfriamento da solda, afetando propriedades como a resistência à corrosão da junta soldada, que dentre outros fatores, depende da geometria da junta.

Baptista, Infante e Branco (2008) verificaram que o fator concentrador de tensão dado pela relação entre a tensão longitudinal e a tensão nominal da solda de dois aços inoxidáveis é dependente do raio de curvatura entre o metal de solda e o metal de base. Assim, quanto maior este raio, menor será o fator concentrador de tensão. A Figura 2.4 mostra esta relação.

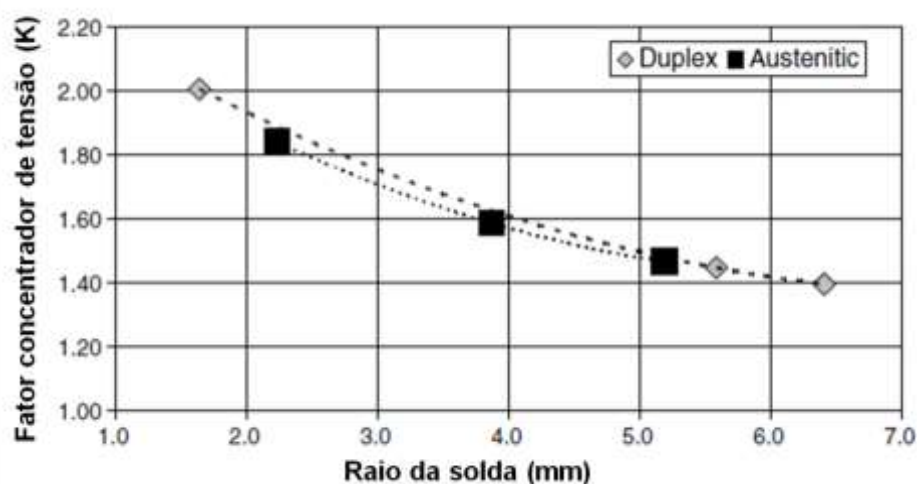


Figura 2.4 – Fator concentrador de tensão para o aço inoxidável Duplex e Austenítico (BAPTISTA, INFANTE e BRANCO, 2008)

Segundo Nguyen (1995), as descontinuidades geométricas de uma junta constituem defeitos que têm forma ou dimensões que não podem ser toleradas em uma junta soldada específica. A avaliação desses defeitos depende de vários fatores, entre os quais se destacam a sua posição e orientação tanto na solda como na ZAC, geometria da junta, tensões residuais e nível das tensões aplicadas.

Ainda segundo Branco, Fernandes e Tavares de Castro (1986), os defeitos de forma, caracterizados pelas mordeduras, excessos de metal e desalinhamentos têm um efeito negativo na resistência à corrosão dos conjuntos soldados dos aços inoxidáveis, podendo romper o filme passivo dos componentes e peças em contato com meios agressivos. Esta

descontinuidade gera uma concentração maior de tensões que afetará diretamente a resistência à corrosão.

Segundo Westin (2008), a resistência à corrosão de uma solda após a limpeza adequada geralmente é menor do que o material de origem. As reações metalúrgicas e as condições da superfície são importantes para um bom desempenho de resistência à corrosão do aço inoxidável. Rugosidade da superfície, escória, micro-fissuras e formação de óxido de solda podem ter uma influência decisiva na resistência à corrosão.

O excesso de metal ou convexidade observada tanto no topo como na raiz da solda não aparenta ser uma descontinuidade, entretanto, quando excessiva, há uma intensificação da concentração de tensões na junta soldada. Segundo Branco (1986), a convexidade medida pelo ângulo de tangência (θ), é o parâmetro geométrico mais importante da Mecânica da Fratura na avaliação da resistência à fadiga.

Becker e Rieger (1953) também constataram a importância da forma do reforço das soldas. Eles verificaram que a transferência metálica goticular produzia juntas soldadas com melhores concordâncias do que as juntas soldadas produzidas por transferência globular, que apresentavam junções mais rudes. Uma inspeção visual em uma junta de topo revelou que o ângulo do reforço variou ao longo do comprimento da solda, principalmente para as que foram obtidas pelo processo de soldagem manual e que as trincas usualmente se iniciavam em locais de menor ângulo.

Takahashi e Ito (1971) mostraram que o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base também tinha uma influência considerável quanto à geração de tensões, tendendo a diminuir com o aumento desta variável. Portanto, para esses tipos de juntas, uma transição mais suave entre o metal de solda e o metal de base, formando um ângulo de 180° conduz a valores mais baixos de concentração de tensões.

Sanders (1977), Lawrence *et al.* (1978) e Alam (2005) verificaram que a remoção do reforço da solda diminui as tensões na junta soldada contribuindo para uma maior resistência à corrosão em meios contendo íons cloretos, com o cuidado para evitar uma superfície com defeitos após a remoção do reforço.

Sanders e Gannon (1974) apontaram que defeitos existentes na solda de topo tais como porosidade, trincas, falta de fusão e inclusões ficaram evidentes em reforços removidos, diminuindo a vida útil do conjunto soldado.

2.4.3. Influência das tensões

Alguns autores, Kou (2002) e Francis *et al.* (2007) verificaram que a soldagem de materiais dissimilares contribuem para aumentar o nível de tensões residuais geradas pela

diferença entre os coeficientes de dilatação e contração térmica durante o processo de soldagem. Estas tensões atingem as regiões mais próximas às soldas, sendo a ZAC a mais afetada. Assim, várias pesquisas relacionadas ao comportamento de fadiga têm sido largamente estudadas para estas juntas com o objetivo de se evitar falhas catastróficas em serviço. Por outro lado, as propriedades de corrosão que são levadas em consideração quando o material está exposto a um meio agressivo, torna-se de difícil interpretação em uma região tão restrita em dimensão quanto a ZAC.

De acordo com ASM (1992) e Venkatesh (2002), as tensões residuais são criadas na maior parte dos processos de fabricação como fundição, usinagem, soldagem e todos os processos em que a força e/ou calor estão em operação. As tensões residuais locais são uma combinação dos seguintes três tipos de tensões: (a) Tensões Residuais Macro (σ^I) que são primárias, homogêneas e estão distribuídas em uma área maior do que o tamanho do grão; (b) Tensões Residuais Micro (σ^{II}) que surgem pela diferença microestrutural do material, sendo seu valor pequeno, resultado de interações elásticas e ou plásticas dos grãos, atuando em uma área equivalente ao tamanho dos grãos; (c) Tensões Residuais Submicro (σ^{III}) que surgem por defeitos da estrutura cristalina com área de influência na ordem de dimensão atômica.

Conforme Feng (2005), o primeiro tipo de tensão é gerado em usinagem, soldagem, fundição, conformação, tratamento térmico e revestimento, enquanto que o segundo é gerado em materiais cerâmicos e compósitos e o terceiro tipo surge tanto no primeiro quanto no segundo caso.

Melo *et al.* (2013), estudando tensões residuais em revestimento de aço inoxidável 308 L, observaram que não existe uma relação linear entre os níveis de tensões residuais e os valores de energia de soldagem, o que foi atribuído à fração volumétrica de microconstituintes (ferrita delta) e ao volume da poça de fusão.

Ainda segundo Kou (2002) e Santos (2007), no processo de soldagem em juntas dissimilares, as tensões residuais ou tensões internas permanecem ao final da soldagem, cuja magnitude é a do próprio limite de escoamento do material na temperatura ambiente.

Segundo Fedele (2010), as heterogeneidades microestruturais e a distribuição não uniforme das tensões residuais explicam a elevada susceptibilidade à corrosão da ZAC. A diversidade microestrutural aumenta a probabilidade da existência de sítios ativos para a corrosão. A diferença de composição química entre as fases primárias e secundárias, presentes na microestrutura do material, pode ativar a microcorrosão galvânica.

Por outro lado, a concentração de tensões residuais contribui para o comportamento anódico das juntas soldadas em relação ao restante do material. Isto porque as regiões tensionadas da microestrutura são basicamente constituídas por acúmulos não estáveis de

defeitos cristalinos. Consequentemente, estes locais apresentam elevada energia interna, sendo mais reativos em comparação aqueles isentos de tensões residuais.

Segundo Silva (2010) e Santos (2007), a distribuição de tensões residuais que ocorrem durante o processo de soldagem está especificada na Figura 2.5. No processo de soldagem em uma junta, são produzidas tensões de tração de baixa magnitude na direção da solda (σ_x) e de contração térmica na direção transversal (σ_y) é contida pelo metal de base mais frio e mais distante das forças de tração da solda.

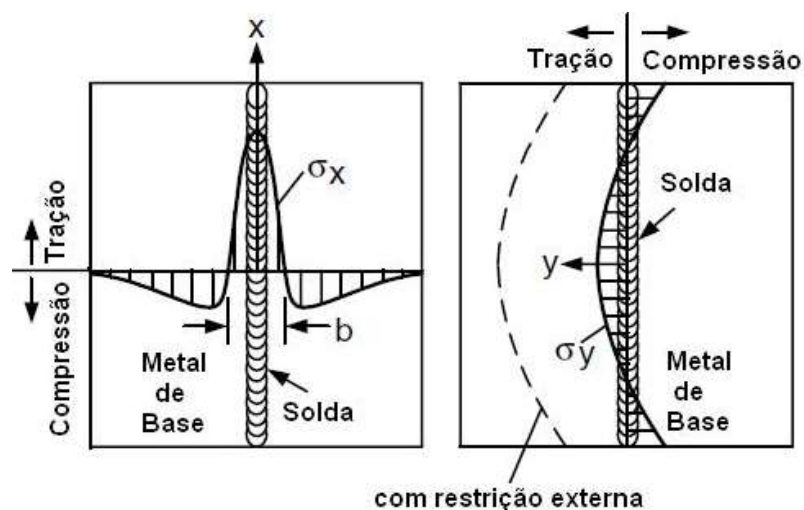


Figura 2.5 - Distribuição típica da tensão residual longitudinal (σ_x) e da tensão residual transversal (σ_y) (KOU, 2002)

Ferrica e Branco (1990) verificaram que a intensidade das tensões produzidas em uma junta soldada é dependente da espessura da placa e do raio de curvatura ou convexidade entre o metal de solda e o metal de base.

As restrições externas impostas nas chapas para auxiliar a montagem dos sistemas que serão soldados contribuem para restringir as tensões geradas durante a soldagem levando a fabricação de conjuntos soldados livres de distorções. No entanto, esta restrição de laboratório pode caracterizar o efeito das tensões geradas em unidades industriais na prática.

Tawancy e Luai (2012) verificaram que a corrosão por pite e sob tensão que apareceram na ZAC de um aço inoxidável austenítico, foi associado à combinação de tensões residuais e as características de baixa energia de empilhamento do material nesta região.

A geração de tensão nas soldas, principalmente em regiões susceptíveis como a borda do cordão de solda, onde a convexidade do cordão contribui para uma concentração maior de tensões na ZAC, pode levar à corrosão mais rápido do que o metal de base.

Segundo Lu *et al.* (2005) e Garcia *et al.* (2008), a sensitização da microestrutura e as tensões residuais podem causar o colapso dos filmes finos de óxidos aderentes e passivos que protegem os aços inoxidáveis da corrosão por pite. Estes parâmetros estão relacionados uns aos outros porque a existência de tensões de tração gera um rompimento do filme passivo de materiais sensitizados.

Bilmes (2009), fazendo uma comparação de corrosão de uma liga de aço inoxidável entre o metal de base, metal de solda e ZAC, verificou que esse desgaste foi mais crítico na ZAC, sendo associada às tensões térmicas e variações microestruturais nesta região.

Williams e Barbaro (2005) verificaram que a corrosão na ZAC de aços inoxidáveis com teor de cromo abaixo de 12% progride de forma relativamente lenta em baixas tensões de serviço. Isto pode ser devido ao fato de que o ataque preferencial ao longo do contorno do grão, na ausência de tensões de tração é restringida pela presença de produtos de corrosão.

Várias técnicas são utilizadas para medir as tensões residuais em juntas soldadas, entre elas, a técnica de difração por Raios-X. Esta técnica vem sendo muito utilizada pela sua portabilidade e natureza não-destrutível, oferecendo rapidez e alta resolução nas medidas de tensões. Estas qualidades tornaram-na uma importante ferramenta na detecção, análise e prevenção de falhas, particularmente porque pode ser conduzida antes e depois do processo de soldagem (ZEEMANN, 1998; BAPTISTA, 2002).

2.5. Decapagem e repassivação dos aços inoxidáveis

De acordo com a norma ASTM G1-03 (2011), os aços inoxidáveis possuem uma película protetora aderente à superfície do metal que se forma naturalmente na presença de oxigênio, formada por óxido de cromo que protege estes materiais contra a corrosão. Estes aços se auto-passivarão sempre que a superfície estiver limpa e exposta a um ambiente que possa fornecer oxigênio suficiente para formar a camada de óxido. Para que isto aconteça, os aços inoxidáveis devem ter um mínimo de cromo (superior a 10%) e um máximo de carbono (1,2%).

Kato e Ootoguro (1978) mostraram que em regiões soldadas, fatores tais como o acabamento da superfície, tensões térmicas e com variações na estrutura do grão entre o metal de solda, ZAC e o metal de base podem levar a quebra do filme passivo dos aços inoxidáveis onde a superfície se torna ativa, levando à corrosão. Estas condições podem ocorrer em áreas onde o oxigênio não reage com o metal onde há descontinuidades como acontece em juntas soldadas.

Ainda segundo Bilmes et al. (2009), as regiões que envolvem a ZAC das juntas soldadas, há uma maior susceptibilidade à formação de corrosão decorrente da camada de óxido formada após o processo de soldagem. Dentre os tipos de corrosão mais comumente encontrados, a corrosão por pite que é um dos tipos mais agressivos encontrada nos aços inoxidáveis quando em contato com meios contendo íons cloretos, rompem a película protetora desses aços.

A representação esquemática da formação de um pite nos aços inoxidáveis é mostrada na Fig. 2.6.

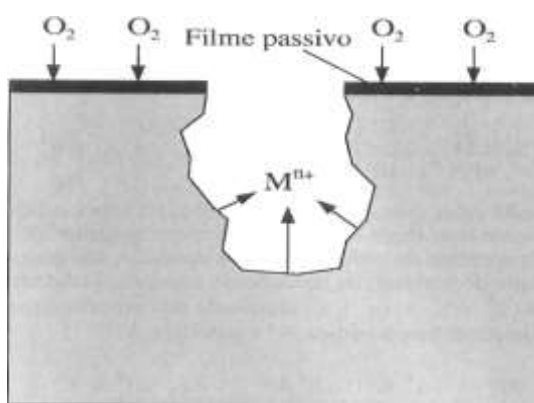


Figura 2.6 – Pite formado pelo rompimento da película dos aços inoxidáveis (CUBAKOVIC et al., 1998)

Panossian (1993) e Chaves e Melchers (2011) mostraram que a oxidação proveniente dos processos de soldagem danifica a camada passiva dos aços inoxidáveis resultando em um empobrecimento de cromo do metal, levando a uma diminuição na resistência à corrosão. Para evitar que estruturas soldadas tenham esse desgaste, é comum a prática de remoção dessa camada de óxido, escórias e outros contaminantes fazendo decapagem com substâncias ácidas seguida de repassivação com ácidos específicos para tal nas áreas afetadas pelo calor para restaurar as propriedades de resistência à corrosão nestas áreas.

As normas ASTM A380-06 e ASTM A967-05 reestabelecem a película passiva destes aços, pela decapagem e repassivação, respectivamente. A Figura 2.7 mostra os tipos de defeitos gerados na borda do cordão de solda que podem romper a película protetora dos aços inoxidáveis.

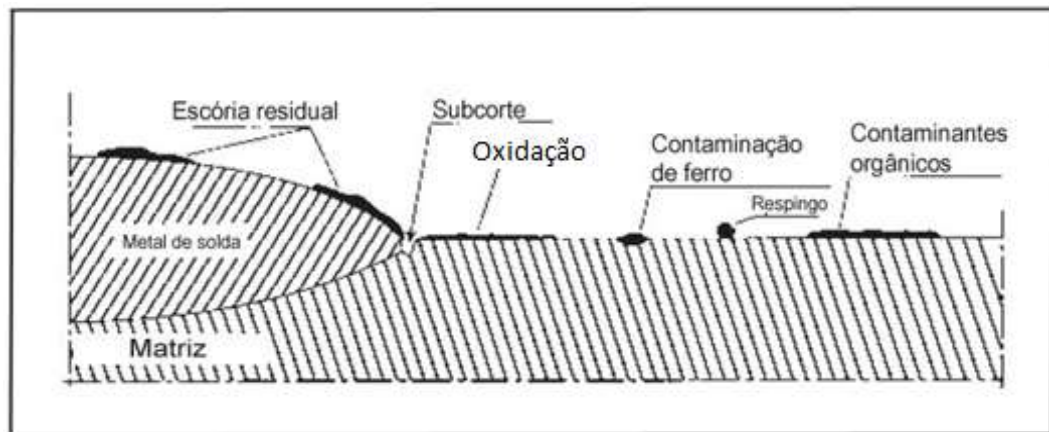


Figura 2.7 – Tipos de defeitos provenientes do processo de soldagem que afetam a resistência à corrosão (HUMMA, 2006)

2.6. Técnicas de modificação da borda do cordão de solda

Conforme Baptista, Infante e Branco (2008), as técnicas de modificação de juntas soldadas começaram a ser estudadas na década de 1960 e começo de 1970 para melhoria da vida de fadiga. Desta forma, pesquisas foram realizadas mostrando os benefícios destas técnicas com o aumento da resistência à fadiga de juntas soldadas. Apesar disto, Haagensen e Maddox (2013) constataram que alguns desses métodos nem sempre são classificados de forma consistente. Uma explicação para tal fato está na falta de padronização do método ótimo de aplicação, o tipo de material, os detalhes da solda e a habilidade do soldador, são requisitos que geram relutância em recomendar estas técnicas em projetos. Porém, recentemente, técnicas de retificação na borda do cordão de solda foram autorizadas no projeto de estruturas “offshore” e vasos de pressão. No entanto, Haagensen e Slind (1987) constataram que o TIG Dressing e Plasma Dressing podem ser ainda mais eficazes que a retificação com lixas e discos abrasivos, mas existe um trabalho limitado para apoiar esta técnica.

Trabalhos publicados por Millington (1971), Haagensen e Maddox (2013) mostraram o efeito de técnicas de modificação da região da borda do cordão de solda na resistência à fadiga, no entanto, poucos são os que relatam seu desempenho na resistência à corrosão da ZAC. Desta forma, neste trabalho será abordado o efeito de técnicas de adoçamento superficial (usinagem e TIG Dressing) usadas na borda do cordão de solda, avaliando seu efeito na resistência à corrosão da ZAC.

Ainda de acordo com estes autores, as técnicas usadas para melhoria das propriedades de fadiga são dotadas de restrições pois os métodos utilizados para alcançar resultados de maior resistência à fadiga não são classificados de forma consistente, o que

os autores atribuem a uma falta de padronização do método ótimo de aplicação, ao tipo de carregamento e ao tipo de solda que podem influenciar os resultados, além de variáveis como a habilidade do soldador, a fim de melhorar a reprodutibilidade destes métodos na prática.

De acordo com Jutla (1996), Ramalho, Ferreira e Branco (2011), Haagensen e Maddox (2013), o princípio destas técnicas se baseia no aumento do raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base, formando um raio de curvatura, minimizando as tensões geradas nesta região formadas durante o processo de soldagem. Roy *et al.* (2003), Weich (2009), Haagensen e Maddox (2013) dividiram estas técnicas em dois grandes grupos, as que modificam o perfil das soldas e as que causam modificação da distribuição das tensões residuais, muito embora possam reduzir simultaneamente a concentração de tensões, presença de defeitos e modificar a distribuição das tensões residuais. Para ter tal desempenho, o uso destas técnicas favorece o desenvolvimento de três mecanismos fundamentais:

- Redução do fator de concentração de tensões;
- Redução do número de defeitos, que possam levar ao aparecimento de trincas;
- Introdução de tensões residuais de compressão.

Segundo Baptista (2002), Kudryavtsev *et al.* (2007) e Weich (2009), o primeiro mecanismo atua quando a técnica de melhoria altera a geometria local da estrutura, em especial junto ao cordão de solda como é mostrado na Fig. 2.8, tornando os raios de concordância maiores. O segundo atua quando a técnica permite eliminar alguns dos defeitos preexistentes ou resultantes do processo de soldagem, de forma que reduza a probabilidade de aparecimento de trincas. O terceiro mecanismo, atua quando a técnica introduz um estado de tensões de compressão como é mostrado na Fig. 2.9, de forma que se evite a propagação das trincas que poderão afetar a resistência à corrosão das juntas soldadas.

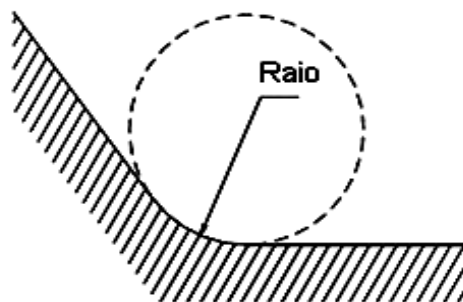


Figura 2.8 – Raio de concordância na solda

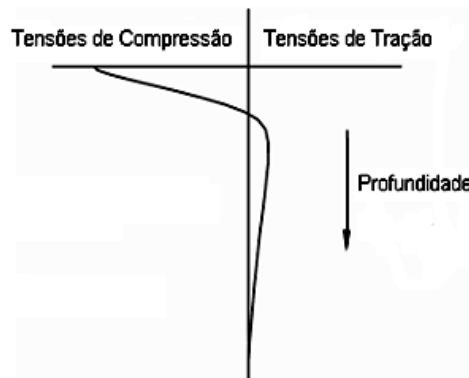


Figura 2.9 - Perfil de tensões de compressão resultante de um processo de melhoria

Os métodos usados para modificação superficial de uma junta soldada estão mostrados no fluxograma da Fig. 2.10.

As técnicas de alívio de tensões são utilizadas para melhorar o desempenho de propriedades como fadiga dos componentes estruturais. No entanto, estas técnicas têm sido usadas também para melhorar a resistência à corrosão de revestimentos executados por deposição com processos de soldagem.

De acordo com Costa (1993), os tratamentos térmicos de alívio de tensão, consistem numa prática comum das normas de construção de estruturas de aços, tais como vasos de pressão, tubulações para exploração e transporte de petróleo e plataformas marítimas, para reduzir as tensões residuais produzidas durante o ciclo térmico de soldagem e aumentar a tenacidade da junta soldada, evitando o risco de falhas catastróficas durante o uso desses tipos de estruturas.

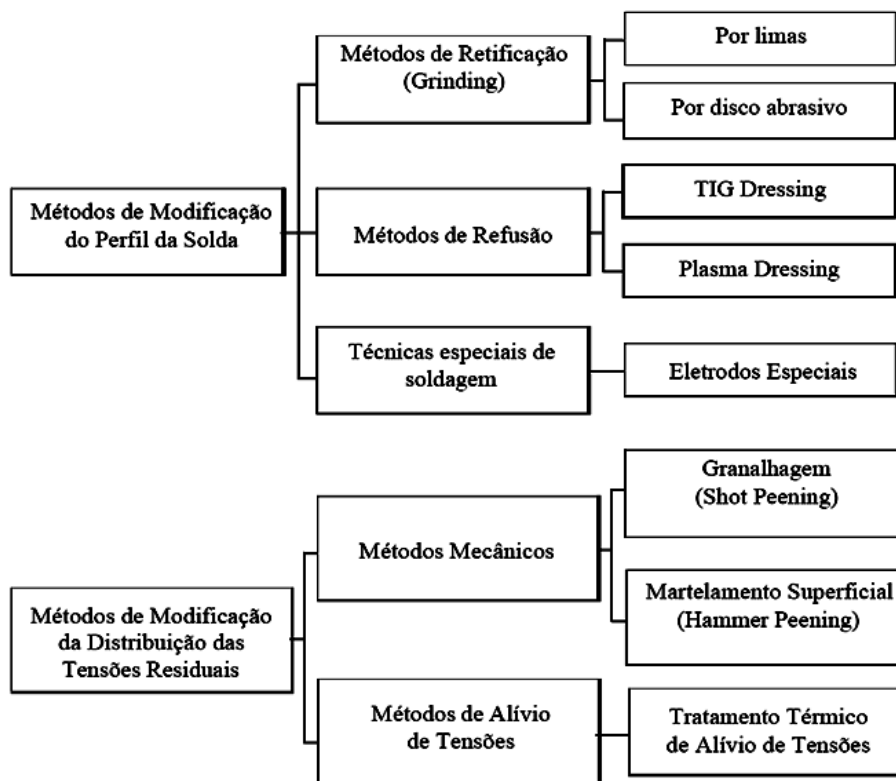


Figura 2.10 – Classificação dos métodos de modificação superficial (KIRKHOPE *et al.*,1999)

A literatura reportada por Nussbaumer (2008) mostra que as técnicas de refusão são eficientes, embora o autor reporte como a mais cara quando comparada à retificação e martelamento. No entanto, os benefícios gerados para resistência à corrosão compensam seu uso.

Estudos feitos por Booth e Wylde (1978) mostraram o efeito deletério da corrosão localizada em soldas de estruturas utilizadas em condições ambientais marítimas, os quais mostraram que o efeito dos tratamentos de retificação foram completamente perdidos, confirmando que seria necessário proteger os topos das soldas pelo passe de refusão TIG.

Branco (1986) e Nussbaumer (2008) verificaram que as operações de retificação, destinadas a remover o reforço da solda, podem trazer à superfície defeitos interiores como porosidade, falta de fusão e trincas, criando, eventualmente, maior concentração de tensões do que se o reforço não fosse removido. Por estas razões, é preferível utilizar a técnica do passe de refusão para obter soldas com perfil mais suave do que correr o risco de obter soldas com mordeduras ou cavidades superficiais ou pior ainda, fazer emergir defeitos mais graves através de uma operação de remoção de reforço.

Pedersen *et al.* (2009), comparando várias técnicas de modificação do fator concentrador de tensão na região da borda do cordão de solda, observaram que o TIG Dressing gerou uma transição mais suave entre o metal de solda e o metal de base. No

entanto, eles observaram que uma das limitações desta técnica está na pequena variação do ângulo da tocha e velocidade de soldagem, sendo variáveis importantes para refundir uma solda.

Baptista, Infante e Branco (2008) verificaram que o fator concentrador de tensão nas soldas diminui com aumento do raio de concordância, gerado com o uso das técnicas de modificação superficial.

Nussbaumer (2008) mostraram que a técnica do Martelamento Superficial, que faz uso de um martelo para aliviar as tensões residuais, permite maiores profundidades de deformação e, portanto, tensões residuais de compressão elevadas que podem levar a uma queda da resistência à corrosão do conjunto soldado.

Estudos reportados por Kobayashi (1977) mostraram que os eletrodos especiais são usados como revestimentos para reduzir os fatores de concentração de tensão de aços de alta resistência, desenvolvendo uma boa ductilidade a junta soldada. São amplamente utilizados na construção de pontes de aço no Japão, tendo uma melhoria de 50-85%. A principal restrição sobre o uso dos eletrodos especiais está na sua utilização na soldagem posicional, onde o fluxo fácil do material de enchimento pode ser uma desvantagem.

De acordo com Grimme (1984) no processo “shot peening”, a superfície é tratada com jateamento usando pequenas esferas de ferro fundido em um fluxo de ar em alta velocidade, produzindo tensões residuais de compressão que chegam de 70-80% do limite de elasticidade. Uma grande vantagem do shot peening é que ele cobre grandes áreas a baixo custo.

2.6.1. Por Usinagem

As técnicas pertencentes a este grupo removem os defeitos superficiais e proporcionam uma transição suave entre o metal de base e o metal de solda. Com isto restabelecem o período de iniciação de trincas, que poderá contribuir para um aumento da resistência à corrosão do conjunto soldado.

Gravalos *et al.* (2010) verificaram que a resistência à corrosão por pite tem sido correlacionada com as condições morfológicas da superfície, onde um acabamento superficial liso contribui para diminuir o potencial de iniciação de pites. Desta forma, após um processo de soldagem, seu potencial de passividade dependerá também dos diferentes padrões de rugosidade no qual uma superfície com o acabamento o mais liso possível reduz o potencial para a formação de pites. De acordo com estudos realizados por Diniz *et al.* (2003), parâmetros do processo de usinagem usados corretamente em acabamento de

revestimentos soldados têm aumentado a resistência à corrosão por pite em meios contendo íons cloreto.

Procopiak *et al.* (2008), usando processo de esmerilhamento em duas ligas, Hidroloy 914 e Stellite 21, observaram que este processo de usinagem não afetou a microestrutura da camada superficial, com excessão de uma camada de deformação plástica presente, introduzindo tensões compressivas.

2.6.2. Por TIG Dressing

Segundo Kirkhope *et al.* (1999), a técnica TIG Dressing vem se destacando na literatura como uma técnica de custo intermediário, sendo utilizada para aumentar a resistência à fadiga, justificando seu emprego em estruturas de grande porte, como pontes, vigas e vasos de pressão. No entanto, essa técnica tem sido pouco difundida para aplicação em conjuntos soldados visando redução do desgaste por corrosão, quando comparada ao uso de técnicas convencionais de usinagem para o mesmo fim.

Dahle (1998) e Pedersen *et al.* (2009) mostraram que os benefícios alcançados por esta técnica estão relacionados à redução do fator concentrador de tensão na soldagem, uma vez que através da refusão, dado sem o emprego de metal de adição, são removidas as descontinuidades superficiais, além de promover uma transição suave entre o metal de solda e o metal de base. Estudos reportados por Haagensen e Maddox (2010) mostraram que esta técnica promove um raio suave na junta soldada de no mínimo 3,0 mm, podendo se estender para maior.

Segundo Will (2008), como desvantagens desta técnica, para soldagem manual pode-se citar a necessidade de treinamento especial do operador e a dificuldade em reestabelecer um critério de inspeção para garantir que o processo tenha sido conduzido satisfatoriamente.

De acordo com Haagensen e Maddox (2010), esta técnica consiste em reaquecer e refundir o último passe com um arco TIG apontado para o pé do cordão, obtendo-se uma concordância bastante satisfatória entre o metal de solda e o metal de base, sendo aplicável em junções com espessura de no mínimo 6,0 mm para aço e 4,0 mm para alumínio. A refusão proporcionada pela técnica elimina irregularidades que devem ser evitadas para uma boa resistência à fadiga e espera-se que resultado semelhante se tenha quanto a resistência à corrosão de conjuntos soldados.

Ainda, de acordo com os mesmos autores, esta técnica é sensível aos contaminantes que podem surgir na superfície da solda, tais como, ferrugem, óleo, pintura. Assim, antes da

aplicação da técnica, a superfície da solda deve ser limpa com escova ou passar por uma limpeza química para remoção desses contaminantes.

Alguns autores, dentre eles, Rudolph *et al.* (2002) têm usado um procedimento de acabamento superficial na borda do cordão de solda (fazendo um adocamento com TIG Dressing) para eliminar ou reduzir os defeitos superficiais inerentes ao processo de soldagem, obtendo bons resultados na resistência à fadiga.

Volvo (2007), usando o TIG Dressing com objetivo de aumentar a resistência à fadiga pela transição suave entre o metal de solda e o metal de base de juntas soldadas em T, observou que esta técnica quando robotizada proporciona uma boa habilidade de lidar com desvios ao longo da solda, onde seu emprego está ligado à qualidade da borda do cordão e não à produtividade. Desta forma, espera-se que com uma transição suave entre o metal de solda e o metal de base, aumentando o raio de concordância, possa ter uma redução no nível de tensões nessa região, contribuindo para um aumento na resistência à corrosão.

Estudos feitos por Isoura (1989) mostraram que a profundidade de penetração do arco na técnica TIG Dressing geralmente alcançada é de cerca de 3 mm, porém em alguns casos realizados em pontes de aço no Japão confirmaram que os melhores resultados foram obtidos, utilizando-se aporte de calor na faixa compreendida entre 1,7 e 2,0 kJ/mm. Num estudo mais recente, o efeito da energia do arco foi investigado, utilizando-se um valor máximo de 1,9 kJ/mm e um valor mínimo de 0,4 kJ/mm.

De acordo com Kado *et al.* (1975) no uso da técnica, o eletrodo TIG deve estar orientado para o metal de base a uma distância que varia de 0,5 a 1,5 mm do pé do cordão (distância a partir da linha da borda do cordão de solda) de acordo com a Fig. 2.11. Já para distâncias inferiores a 0,5 mm, haverá formação de novos entalhes, o que afetará a resistência à fadiga. Já nos cordões com perfil mais plano, o eletrodo deve estar mais próximo da concordância. Desta forma, em ambos os perfis, conseguir-se-á remover as falhas superficiais, bem como produzir uma transição suave entre o metal de solda e o metal. Dessa forma espera-se que também essa técnica possa proporcionar um bom resultado na resistência à corrosão de regiões tão restritas quanto a ZAC.

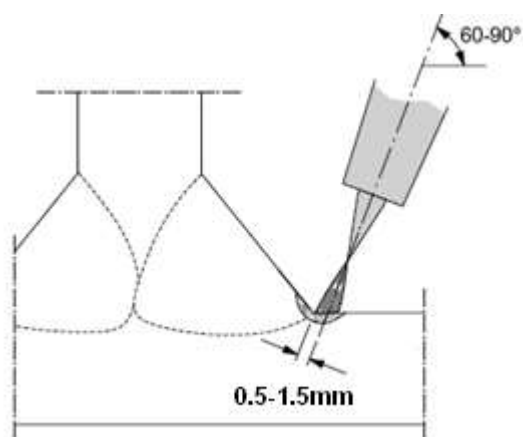


Figura 2.11 - Atuação da técnica TIG Dressing mostrando a distância requerida do centro do arco ao pé do cordão para efetuar a refusão (NUSSBAUMER, 2008)

Haagensen (1978) e Haagensen e Maddox (2008) observaram que níveis excessivos de dureza na ZAC foram obtidos com a utilização desta técnica em aços C-Mn, com alto teor de carbono. Em alguns casos observou-se dureza superior a 400 HV, o que constitui um problema para construções marítimas, onde a dureza não deve ultrapassar 300 HV. A solução encontrada foi um segundo passe de refusão, realizado a 3 ou 4 mm de distância do primeiro, com o arco inclinado entre 30 e 45° do metal de base, o qual reveniu a martensita formada com a primeira deposição.

Zhao (2002) verificou que a composição química do metal de base, temperatura de fusão e suas características de expansão e contração tem grande significância na seleção do processo de refusão. Os aços de forma geral são apropriados para refusão. Os aços inoxidáveis e a maioria das ligas a base de Ni são facilmente refundidas superficialmente por todos os processos de refusão com excelentes resultados.

Zhang (2002), usando aço inoxidável SAF 2205 (0.03%Cr; 1.0%Si; 2.0% Mn; 0.03% P; 0.02% S; 22% Cr; 5.5% Ni; 3.2% Mo; 0.18% N), avaliou o efeito da soldagem com tocha dupla usando plasma pulsado com refusão de TIG na microestrutura e corrosão por pite, onde os efeitos foram avaliados com variação da corrente e distância entre as tochas. Houve um controle maior na microestrutura, havendo um aumento na resistência à corrosão por pite. A velocidade de corrosão ficou evidenciada com o aumento da distância entre as tochas e com a diminuição da corrente de soldagem TIG, embora o autor admita a necessidade de um refinamento melhor nos parâmetros de soldagem.

Estudos feitos por Procopiak *et al.* (2008), com refusão de TIG para recuperar turbinas hidráulicas com aço inox austenítico AWS E309, mostraram que houve um bom acabamento do cordão e um refinamento da microestrutura, escondendo a extensão de falhas de

empilhamento reduzindo a quantidade de transformação de fase, aumentando a resistência à erosão por cavitação.

O tamanho dos grãos obtidos durante a operação de soldagem tem fundamental importância nas propriedades mecânicas que a camada de solda depositada irá apresentar. Estudos feitos por Nishiyama (1978) mostraram que técnicas de refino superficial como o TIG Dressing tem sido utilizada visando controlar o tamanho dos grãos, melhorando propriedades de resistência à corrosão. Embora Will (2008), fazendo refusão com TIG em ligas de aço inoxidáveis, Cavitec, Durcavit e Cavitalloy, tenha observado que o uso desta técnica não tenha gerado um refinamento da microestrutura, gerando um aumento do tamanho médio dos grãos das três ligas.

Segundo Guozhi *et al.* (2007), a microestrutura e as propriedades mecânicas da camada refundida variam em função da cinética de solidificação. A energia de soldagem imposta na técnica TIG Dressing e o tempo de interação durante a refusão são os principais fatores de influência na microestrutura. A temperatura superficial máxima não pode alcançar uma faixa de intensa vaporização, requerendo um limite de aporte térmico. O tempo de interação não pode ser reduzido significativamente se for requerida uma espessura mínima de camada refundida.

De acordo com Zhao (2002), o processo de refusão usando a técnica TIG Dressing pode minimizar problemas relacionados à presença de inclusões, poros e segregações prejudiciais ao material, melhorando a homogeneidade e refinando a microestrutura do conjunto soldado. De acordo com Guozhi *et al.* (2007), uma superfície refundida adquire dureza elevada, maior resistência ao desgaste e à corrosão, além de ficar mais “lisa”, minimizando a área esmerilhada para correção do perfil da peça, preservando a estrutura refinada. Também se pode reduzir tensões residuais trativas na superfície da peça ou substituí-las por tensões compressivas. Devido à menor penetração térmica, as distorções da peça são mínimas.

O mesmo comportamento foi observado por Arivazhagan (2008), verificando que a refusão com TIG reduziu o número de microinclusões grandes na zona da solda, favorecendo uma distribuição de tamanho dos grãos mais uniforme, aumentando a tenacidade na zona soldada do aço P91(9Cr-1Mo).

De acordo com Knight (1978) e Kou (2002), quando se usa aplicações corretas dos parâmetros da técnica TIG Dressing, se há um controle dos sítios de nucleação da martensita, isto é, estabilização da fase γ (original) através de grãos mais refinados e com isso retardando a mudança $\gamma \rightarrow$ martensita; maior dissolução dos segregados em função do aumento na área superficial dos grãos por unidade de volume, provocada pelo refinamento;

abaixamento de M_s em decorrência do refinamento nos grãos da fase inicial γ ; aumento no tempo de incubação antes do início da transformação $\gamma \rightarrow$ martensita.

CAPÍTULO III

AVALIAÇÃO DA SUSCEPTIBILIDADE DAS PLACAS DE TESTE PARA ENSAIO DE CORROSÃO

3.1. Introdução

Estudos feitos por Reddy *et al.* (2008) mostraram que a resistência à corrosão da junta soldada é que determina a adequação de um componente fabricado para um determinado serviço em meio corrosivo. De acordo com ASM (2006), a resistência à corrosão desta região depende de fatores ligados diretamente à metalurgia da soldagem, propriedades dos metais envolvidos na formação da junta, e, dentre outras, das características geométricas e superficiais que formam esta união. Desta forma, o critério para escolha dos materiais para formação da junta é um fator importante para um bom desempenho de componentes e estruturas soldadas em serviço, quando as condições de corrosão prevalecem.

Além dos critérios de escolha dos materiais que farão parte da junta soldada, a susceptibilidade destes ao meio agressivo também passa ser parte integrante do escopo dos projetos de engenharia. Sendo assim, para aplicações em pesquisa, os ensaios por imersão são bastante utilizados para verificar o comportamento de corrosão das regiões soldadas. De acordo com Roberge (1999), a aceleração da corrosão desses ensaios depende do tempo de exposição das amostras às condições críticas como composição da solução, temperatura, aeração, volume, velocidade, superfície da amostra, agitação da solução, método de fixação dos corpos de prova e condições do ensaio para uma boa interpretação dos resultados.

Embora estes ensaios possam avaliar a susceptibilidade dos materiais inoxidáveis aos meios agressivos, a aplicação e avaliação destes na ZAC são restritas por se tratar de uma região de pequena extensão. Machado *et al.* (2004) e Silva *et al.* (2004) mostraram que a avaliação superficial da resistência à corrosão na ZAC pode ser feita empregando-se as técnicas de Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), através da análise de microestrutura, tamanho de grão e teor de inclusões das amostras.

Baseado nos fatores discutidos na literatura apontando os cuidados para avaliar a susceptibilidade à corrosão das juntas soldadas neste capítulo será abordado os

procedimentos requeridos para soldar as placas do aço inoxidável ferrítico Ace P410D levando em consideração os problemas que apontam a região da borda do cordão de solda, especificamente a ZAC, como a mais susceptível à corrosão. O estudo foi baseado em diferentes condições de soldagem MIG/MAG (puxando mais convexo e empurrando menos convexo) de forma que se possam obter cordões com convexidades distintas, associando seus raios e ângulos de concordância ao desgaste na ZAC em meios contendo íons cloretos. Além do efeito do fator concentrador de tensão gerado por esta concordância, tensões externas foram aplicadas para diferenciar o desgaste por corrosão entre os sistemas em estudo. A avaliação foi feita por microscopia óptica de forma qualitativa e quantitativa para verificar a susceptibilidade na ZAC.

Para alcançar o objetivo proposto, o fluxograma da Fig. 3.1 mostra o procedimento para avaliar a susceptibilidade à corrosão das placas de teste. Esta etapa do trabalho foi dividida em quatro partes: Parte (I) - Confecção dos cordões sobre as chapas; Parte (II) - Decapagem e repassivação das placas de teste; Parte (III) - Caracterização microestrutural da região que envolve a borda do cordão de solda e Parte (IV) - Avaliação da susceptibilidade à corrosão na ZAC por ensaio de imersão.

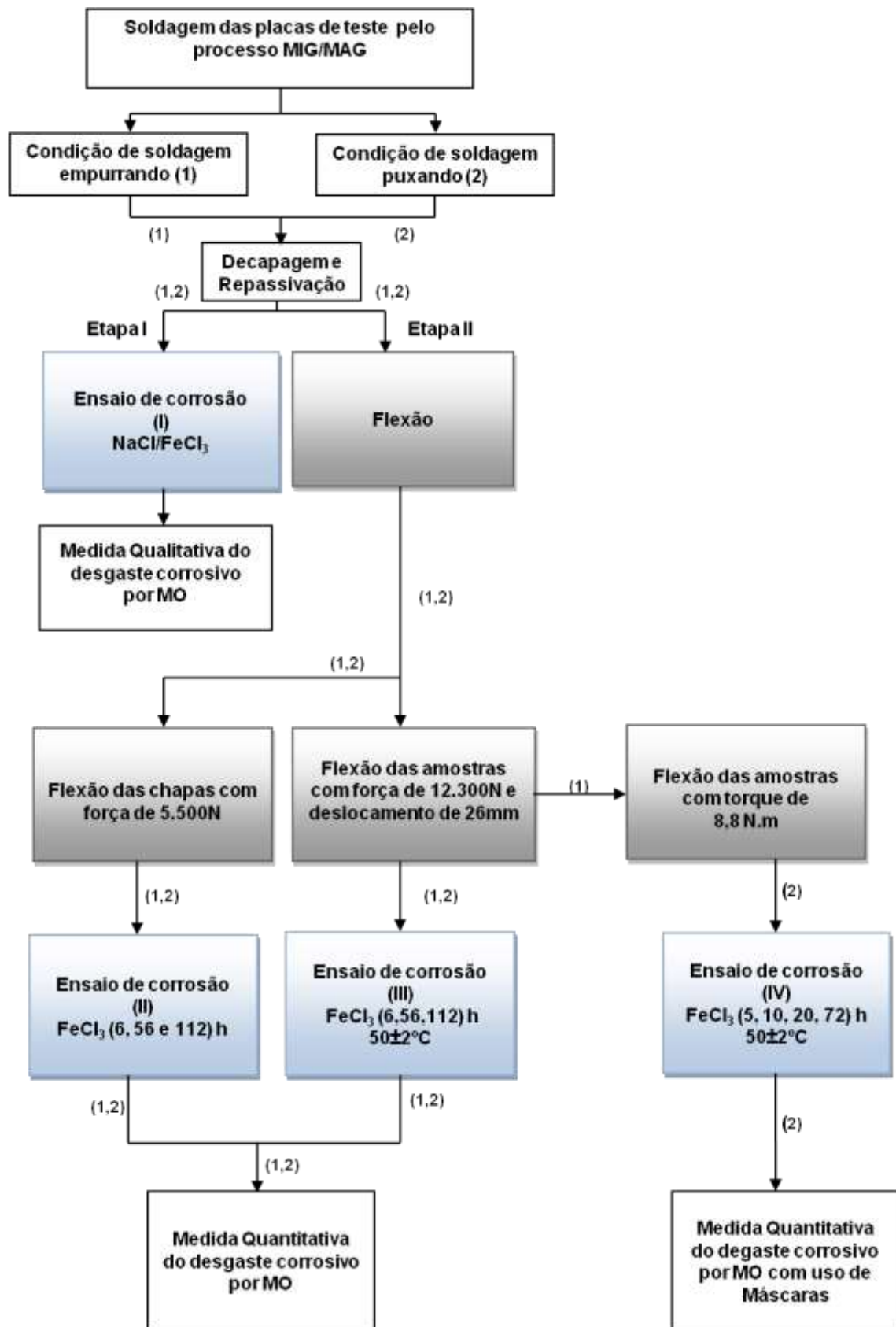


Figura 3.1 - Procedimento para avaliar a susceptibilidade à corrosão das placas de teste

3.2. Parte (I): Fabricação dos cordões sobre as chapas

3.2.1. Materiais

Foi escolhido o aço inoxidável ferrítico Ace P410D não estabilizado com baixo teor de cromo e baixo teor de níquel (para justificar o menor custo) e um metal de solda mais nobre (um aço inoxidável austenítico, ER 308L) com indicativo de corrosão superior ao metal de base, de forma que fosse catódico em relação ao metal de base, tornando a ZAC mais susceptível à corrosão. Além do custo, a aplicação deste aço é restrita por apresentar um elevado tamanho de grão e formação de microconstituintes frágeis na ZAC, não podendo ser usado em aplicações que requer uma alta ductilidade, alta tenacidade e resistência à corrosão em meios contendo íons cloretos. Dados informados pela Aperam (2012) mostram que este aço possui resistência média à abrasão/corrosão.

A composição química do metal de base e do arame fornecidos pelo fabricante usados no processo de soldagem MIG/MAG estão na Tab.3.1 e os documentos de certificação para ambos emitidos pela empresa estão na Tab. 10.1 e Tab. 10.2 do Anexo A. O metal de base foi usado na forma de chapa com dimensões de 200 x 75 x 6,35 mm e o arame com diâmetro de 1,2 mm.

Tabela 3.1 - Composição química (%) fornecida pelo fabricante do metal de base Ace P410D e do arame ER308L

Tipo	Elementos										
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Co	P	S	Nb
Ace P410D	0,01	0,61	0,49	11,22	0,30	0,02	0,02	0,01	-	0,01	-
Arame ER308L	0,02	1,76	0,42	19,83	9,96	0,07	0,05	0,0	0,01	0,01	0,01

3.2.2. Equipamentos e acessórios para avaliação das placas soldadas

Para soldagem MIG/MAG utilizou-se uma fonte eletrônica multiprocesso e um sistema de dispositivos automatizados para posicionar e movimentar a tocha de soldagem, sendo acoplada a uma mesa de coordenadas controlada por um sistema mecânico com comando eletrônico que controla a velocidade da tocha. A Figura 3.2 mostra o conjunto de dispositivos usados para soldar as placas do aço inoxidável em estudo.

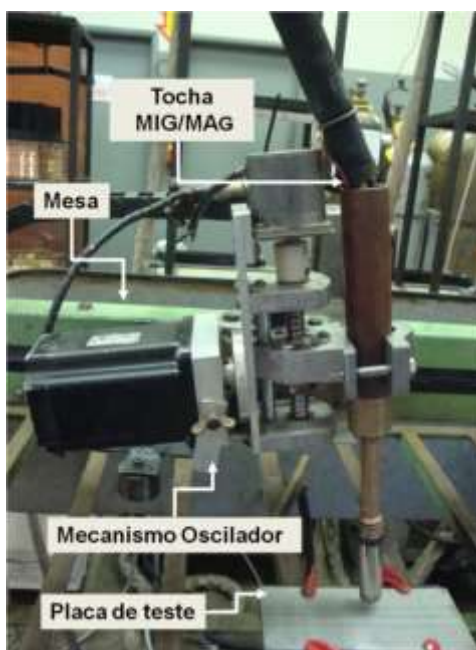


Figura 3.2 – Conjunto de dispositivos usados na soldagem das placas de teste

3.2.3. Soldagem das placas pelo processo MIG/MAG

Segundo Branco *et al.* (1986), o excesso de metal ou convexidade de um cordão de solda gera uma intensificação da concentração de tensões em uma junta soldada, sendo a ZAC mais afetada por estas tensões. Neste sentido, Takahashi e Ito (1971) observaram que o raio de concordância entre a solda e o metal de base também influenciavam quanto à geração de tensões nesta região, tendendo a diminuir com o aumento desta variável.

Neste trabalho, para avaliar a influência destas tensões na susceptibilidade à corrosão na ZAC foi feito um estudo preliminar comparativo do desgaste desta região com soldas depositadas sob chapas com diferentes convexidades para se obter diferentes raios de concordância. Inicialmente as soldas foram feitas no modo tensão constante com transferência goticular, usando ângulo de ataque de 10° (ora puxando ora empurrando) e como gás de proteção a mistura 98,0% Ar + 2% O₂ com auxílio da fonte citada no Item 3.2.2 para soldagem MIG/MAG. Diferentes tentativas foram feitas (com mudança de parâmetros de soldagem) com o objetivo de encontrar dois cordões de convexidades distintas, mantendo-se a mesma energia de soldagem. A Tabela 3.2 mostra o resultado dos raios de concordância, entre o metal de solda e o metal de base, obtidos com auxílio de um analisador de imagem a partir de soldas MIG/MAG feitas no modo de tensão constante. Observa-se que não houve diferença significativa dos raios de concordância das condições em estudo para poder comparar o efeito das tensões geradas na corrosão na ZAC.

Tabela 3.2 – Influência da variação de parâmetros na convexidade e ângulo de concordância

DBCP (mm)	U (V)	Vsoldagem (mm/min)	Valimentação (mm/min)	Iméd (A)	Convexidade (mm)	Ângulo de concordância α (°)
21	30,4	300	8000	234	3,6	138
21	30,4	300	7500	239	3,8	137
19	27,8	300	7500	249	3,8	137
21	30,4	300	7500	242	3,2	137
21	28,0	300	7500	210	2,4	138
21	28,2	300	7500	204	3,0	138
21	28,4	300	7500	203	2,7	138
21	28,6	300	7500	207	3,1	138
21	29,0	300	7500	201	3,1	138
21	29,0	300	7500	205	3,3	134
21	32,0	300	8000	233	3,1	138
18	30,0	250	8000	235	3,4	138
18	30,0	180	7000	221	3,6	138
22	30,0	180	7000	207	3,6	137,5
18	32,0	300	8000	250	3,1	137,5
21	30,0	300	8000	225	3,8	138
21	30,0	300	6000	193	2,7	137

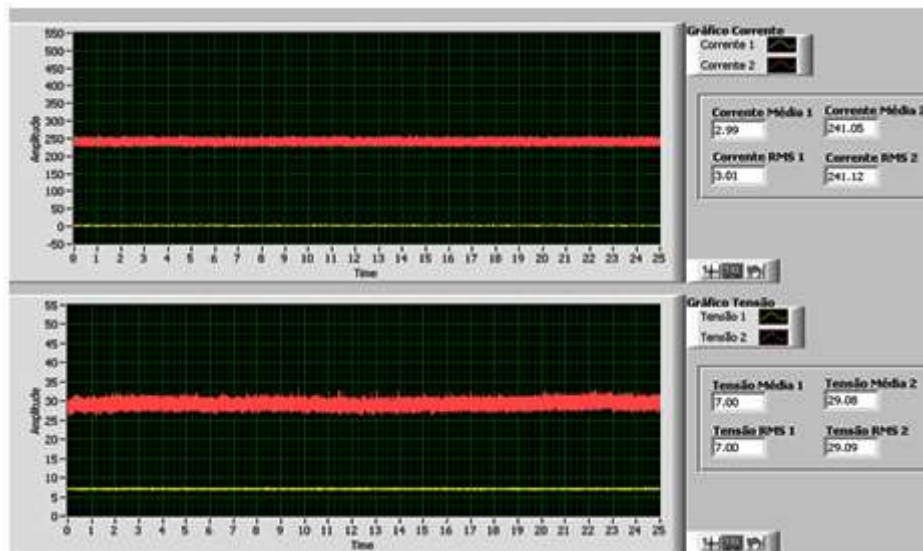
Nota: DBCP: Distância Bico Contato Peça; U: Tensão; Vsoldagem: Velocidade de Soldagem; Valimentação: Velocidade de Alimentação; Iméd: Corrente média

Como os resultados da soldagem com tensão constante não mostraram ser satisfatórios, partiu-se para explorar parâmetros de soldagem MIG/MAG com corrente constante (para facilitar a repetitividade) no modo de transferência goticular (com arco mais estável livres de respingos que possam atuar como pontos passíveis ao início de corrosão) nas condições de soldagem puxando (mais convexo) e empurrando (menos convexo) usando ângulo de ataque de 10° com auxílio da fonte citada no Item 3.2.2. A Tabela 3.3 mostra os parâmetros escolhidos para soldar as placas de aço inoxidável ferrítico Ace P410D nas condições puxando e empurrando e a Fig. 3.3 mostra os oscilogramas dessas condições de soldagem.

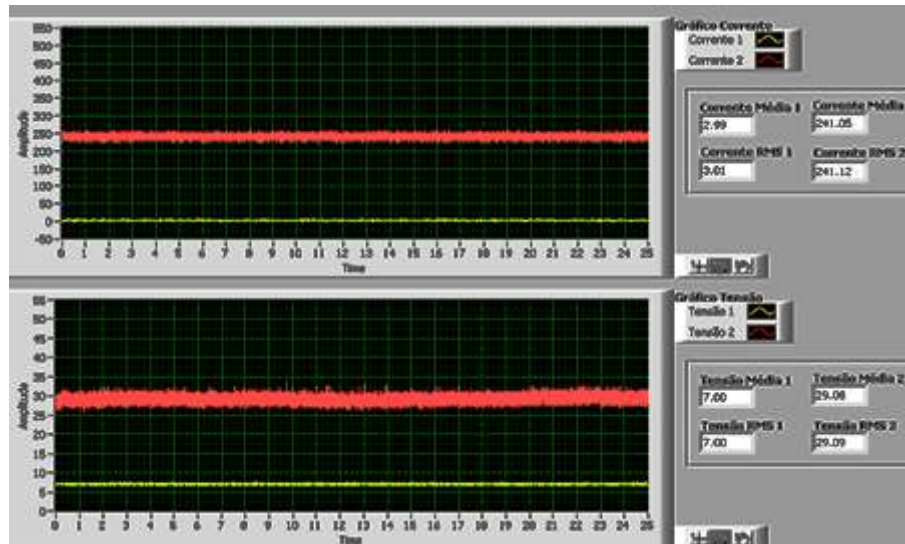
Tabela 3.3 - Parâmetros de soldagem MIG/MAG com transferência goticular na condição puxando e empurrando

Arame	Metal de base	VS (mm/min)	Parâmetros operacionais Gás (98%Ar+2%O ₂)				
			Condição puxando				
308 L	410 D	300	Vsoldagem (mm/min)	Im (A)	Um (V)	Vazão (L/min)	DBCP (mm)
			8000	241	29,0	15,0	21,0
			Condição empurrando				
			Va (mm/min)	Im (A)	Um (V)	Vazão (L/min)	DBCP (mm)
			8000	241	28,5	15,0	21,0

Nota: Vsoldagem: Velocidade de soldagem; Va: Velocidade de alimentação; Im: Corrente média; Um: Tensão média; DBCP: Distância Bico Contato Peça



(a)



(b)

Figura 3.3 – Oscilogramas das soldas nas condições: (a) puxando e (b) empurrando

Após a soldagem, foi feito um corte transversal aos cordões de solda para executar as macrografias das condições em estudo. Para tanto, após o corte, as amostras foram lixadas com lixas de granulometria #180 a #600, sendo em seguida atacadas com reagente Marble's para revelar a macrografia dos cordões de solda. Os ângulos de convexidade dos cordões foram medidos com auxílio de um processador de imagem obtendo os resultados mostrados na Tab. 3.4 a partir do corte das seções transversais das condições de soldagem em estudo representados na Fig. 3.4. Pelo perfil das soldas, observa-se que as condições de soldagem tiveram ângulos de convexidade distintos, sendo adotados para se fazer um estudo do efeito destes ângulos no desgaste na ZAC baseado na diferença do estado de tensão que age sob esta região pelo excesso ou falta de reforço de acordo com os estudos mostrados por (TAKAHASHI e ITO,1971). A Equação 3.1 foi usada para calcular a diluição.

$$\delta = \frac{A_2}{A_1 + A_2} \times 100\% \quad (3.1)$$

Onde: δ : Diluição

A2: Quantidade de metal de base fundido

A1: Quantidade de metal de solda fundido

Tabela 3.4 - Variáveis do perfil do cordão

Condição de soldagem	Ângulo de concordância (°)	Área da ZAC (mm ²)	Distância linear da ZAC (mm)	Altura do reforço (mm)	Área de penetração (mm ²)	Diluição δ (%)
Puxando	124,19	16,43	0,102	3,64	16,25	67,89
Empurrando	128,92	12,69	0,134	3,56	20,56	33,86

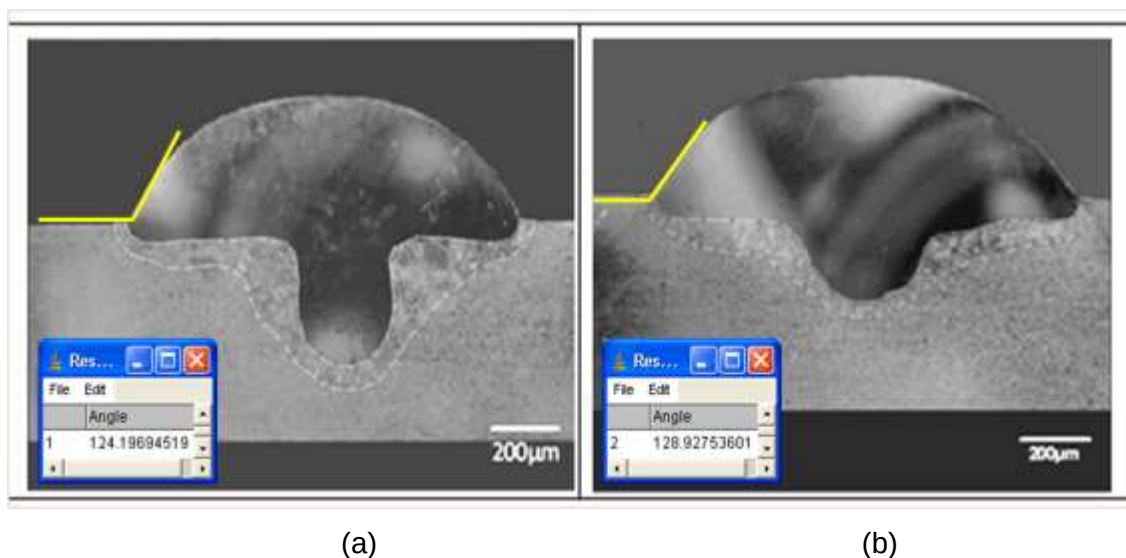


Figura 3.4 – Perfil do cordão de solda MIG/MAG, com ênfase no ângulo de convexidade resultante das condições de soldagem: (a) puxando e (b) empurrando

Após definir os parâmetros de soldagem, foi planejado um sistema para executar as solda sob as placas do aço inoxidável ferrítico Ace P410D para medir a susceptibilidade à corrosão na ZAC. Desta forma, decidiu-se soldar dois cordões em paralelo sob chapa (de cada condição de soldagem) com a finalidade de aumentar a restrição da ZAC com uma distância entre eles de 12 mm. Esta distância foi estabelecida por dois motivos. O primeiro para verificar se o fluxo de calor emitido pelo arco de um dos cordões não influenciaria nas mudanças microestruturais na ZAC do outro cordão. O segundo, pela limitação da largura da chapa de 75 mm, impossibilitando uma distância maior entre os dois cordões.

A fim de saber a distância das linhas de fluxo de calor ao redor da poça de fusão que

poderia provocar uma variação microestrutural na ZAC do segundo cordão, foi proposto construir as isotermas de Rosenthal, levando em consideração a temperatura inicial das variações microestruturais que ocorrem nesse aço e as propriedades físicas do aço inoxidável em estudo. Para tanto, foi usado o diagrama de equilíbrio Fe-Cr com a finalidade de verificar a temperatura inicial de transformação microestrutural deste aço. Pelo diagrama da Figura 2.3 observa-se que as alterações microestruturais ocorrem para faixas de temperatura acima de 800 K. Desta forma, a temperatura inicial definida para iniciar as linhas de fluxo ao redor da poça de fusão foi definida acima desta temperatura. A Tabela 3.5 mostra as propriedades físicas do aço inoxidável ferrítico usadas para obter as isotermas em torno da poça de fusão.

Tabela 3.5 – Propriedades físicas do aço inoxidável ferrítico Ace P410 D

Material	Capacidade Térmica (pc) (J/m ³ °K)	Difusividade térmica (a) (m ² /s)	Condutividade térmica (K) (J/m.s °K)	Temperatura de fusão (T) (°K)
Aço inoxidável ferrítico	4,7 x 10 ⁶	5,3 x 10 ⁻⁶	30	1.733

A partir da Fig. 3.5 observa-se que a partir de uma distância de 10 mm do centro do arco, as linhas de fluxo atingem uma temperatura de 500 K distante das transformações microestruturais que poderia afetar a ZAC do segundo cordão. Desta forma decidiu-se limitar a distância entre os cordões de no máximo 12 mm. A Figura 3.6 mostra a representação das distâncias entre os cordões de solda.

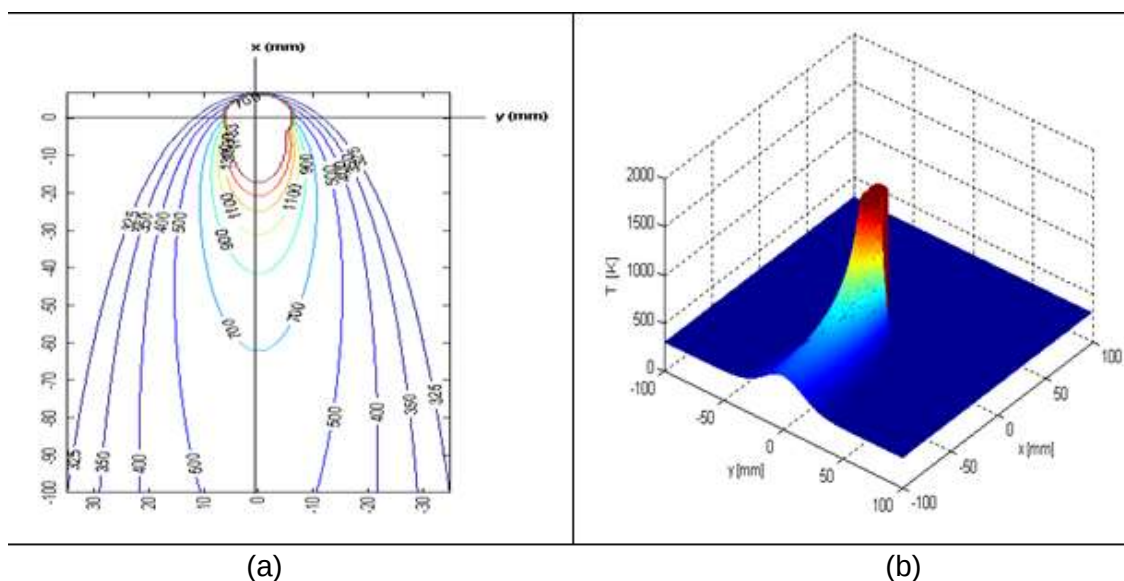


Figura 3.5 – Distribuição de temperatura: (a) Isotermas em torno da poça de fusão; (b) Perfil de temperatura

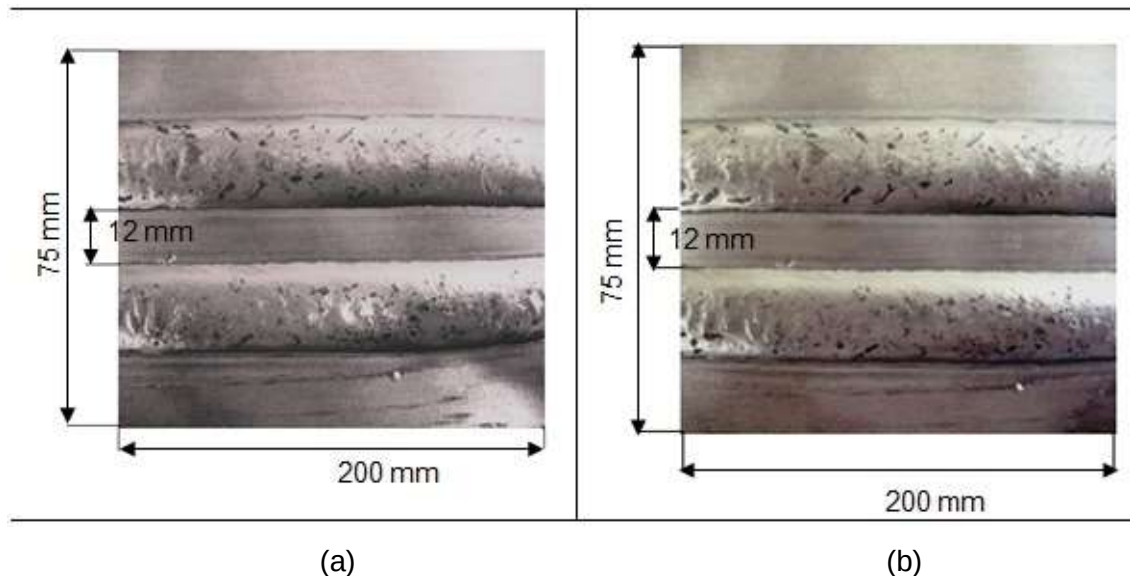


Figura 3.6 – Placas soldadas no sentido: (a) Puxando; (b) Empurrando

Definido a disposição dos cordões sob as chapas de teste, as soldas foram realizadas no sentido puxando e empurrando a fim de poder avaliar a susceptibilidade à corrosão na ZAC de cada uma dessas condições. No entanto, após o processo de soldagem MIG/MAG, uma camada espessa de óxido foi formada na superfície das chapas inviabilizando os ensaios de corrosão. Assim, foi realizada uma decapagem seguida de repassivação química para retirada desta camada que impedia a repassivação do aço em estudo. O item seguinte descreve o procedimento para realização desta etapa.

3.3. Parte (II): Decapagem e repassivação das placas de teste

De acordo com Westin (2008), um fator que afeta a resistência à corrosão nas regiões soldadas é a formação de uma espessa camada de óxido da ordem de 2-4 μm formada na superfície dos aços inoxidáveis após processamento por soldagem, impedindo a formação do filme passivo que protege estes materiais dos meios agressivos. Os aços inoxidáveis de baixa liga são os mais susceptíveis a este tipo de ataque. Esta camada é formada normalmente de óxido de ferro decorrente da difusão insuficiente do cromo em baixas temperaturas. De acordo com Westin (2008), esta camada é nociva para partes soldadas que não podem passar por uma limpeza química ou mecânica, como no caso da raiz. Neste caso, deve-se ter o cuidado com o teor de oxigênio no gás de purga e adicionar elementos redutores ao gás de proteção da solda, como Nitrogênio e Hidrogênio.

No caso da face superior da solda, esta camada pode ser removida através de uma limpeza química ou mecânica. No caso dos aços inoxidáveis optou-se por fazer decapagem química para uma maior eficiência deste procedimento. Desta forma, foi preparada uma solução com 20% de ácido nítrico (HNO_3) e 2% em peso de dicromato de sódio ($\text{Na}_2\text{Cr}_2\text{O}_7 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$), seguindo as normas ASTM A 380-06 e ASTM A 967-05, respectivamente. No procedimento as placas ficaram imersas nesta solução por trinta minutos e em seguida escovadas com uma escova de cerdas finas até retirada de toda camada de óxido gerada durante o processo de soldagem. Então, para finalizar foram lavadas com água em abundância até retirar todo resíduo da solução e secas com ar quente.

Esta etapa foi importante para uniformizar todas as placas para o ensaio de corrosão. A Figura 3.7 mostra o resultado das placas antes e após a decapagem e repassivação. Após esta etapa, as placas foram caracterizadas microestruturalmente para então serem submetidas ao ensaio de corrosão.

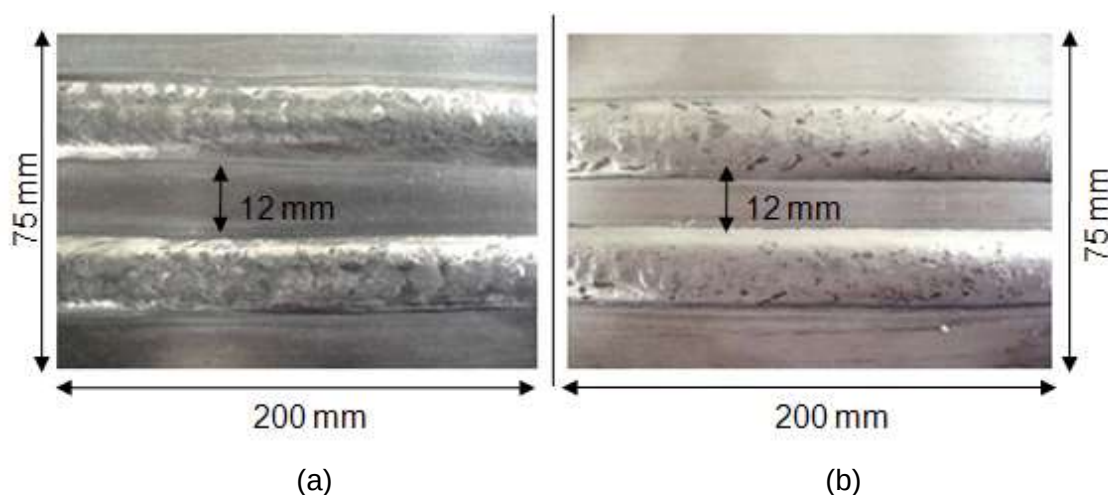


Figura 3.7 - Placas de aço inoxidável ferrítico Ace P410D: (a) antes da decapagem; (b) após decapagem e repassivação

3.4. Parte (III): Caracterização microestrutural da região que envolve a borda do cordão de solda

Estudos reportados por Rogne et al. (2002) mostraram que a microestrutura que envolve a região da borda do cordão de solda é composta por uma variação de granulometria e de microconstituintes que afetam a resistência à corrosão desta região. Ainda de acordo com o mesmo autor, a ZAC é a mais crítica da junta soldada, sendo submetida às variações dos ciclos térmicos que comprometem propriedades como resistência mecânica e tenacidade do material decorrente de um elevado crescimento de

grão. Além desses, a formação de martensita e de precipitados devem ser evitadas, pois contribuem para fragilização, além de favorecer um maior desgaste desta região.

A microestrutura da região da borda do cordão de solda MIG/MAG apresentada neste trabalho mostrou ser diferente dependendo da região da solda. A seguir será detalhada cada região separadamente analisando a formação dos microconstituintes presentes.

3.4.1. Avaliação microscópica da zona fundida do processo de soldagem MIG/MAG

Para a soldagem MIG/MAG com transferência goticular no modo corrente constante foi obtido duas condições de soldagem (puxando e empurrando), como mencionado anteriormente. A partir destas condições, pode-se fazer uma estimativa das microestruturas presentes nesta região com auxílio de um programa que calcula através do diagrama de Schaeffler, os microconstituintes e a previsão do indicador de corrosão das regiões soldadas (PRE). Para tanto foram utilizados os valores de diluição da Tab. 3.4 para prever os microconstituintes e os índices de corrosão por região das condições de soldagem em estudo.

A condição de soldagem puxando apresentou uma diluição relativamente alta de 67,89% tendo como resultado uma microestrutura formada por martensita e ferrita como mostrado nas Figs. 3.8 e 3.9. Através da Fig. 3.9 do diagrama de Schaeffler pode-se observar que a alta diluição gerou uma microestrutura com susceptibilidade a trincas para temperaturas inferiores a 400 °C. Assim, o alto teor de martensita, considerado um microconstituente frágil, gerou uma alta concentração de tensões diminuindo a ductilidade desta região. Esta perda de ductilidade também foi reportada por Peckener (1977) e Pickring (1985) mostrando que um dos maiores problemas de uniões soldadas de aços inoxidáveis ferríticos não estabilizados é a fragilização decorrente do elevado crescimento de grão e, neste caso, formação parcial de martensita.

A previsão do indicador de corrosão desta zona, indicado pelo PRE (Pitting Resistance Equivalent) apresentou um valor intermediário entre o metal de solda e o metal de base para esta diluição, mas muito abaixo dos valores para materiais nobres, tornando a solda mais susceptível à corrosão.

Schaeffler		DeLong						
Calculated structure: Martensite + Ferrite		Ferrite Number: ---- Ferrite Content: ----						
Warnings: Mart. crack. < 400°C		Corrosion Index (%Cr + 3.3x%Mo + 16xppmN) PRE						
		410D 11.30						
		410D 11.30						
		308L 20.06						
		Weld Metal 14.11						
WRC-92								
Ferrite Number: ----								
Weld Metal								
%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%Cu	ppm N
0.014	0.47	0.98	13.99	3.41	0.04	0.01	0.03	----
	ECr	ENi		ECr	ENi		ECr	ENi
Schaeffler:	14.73	4.32	DeLong:	14.73	4.32	WRC-92:	14.03	3.91

Figura 3.8 - Previsão da microestrutura calculada pelo diagrama de Schaeffler para zona fundida da condição de soldagem puxando

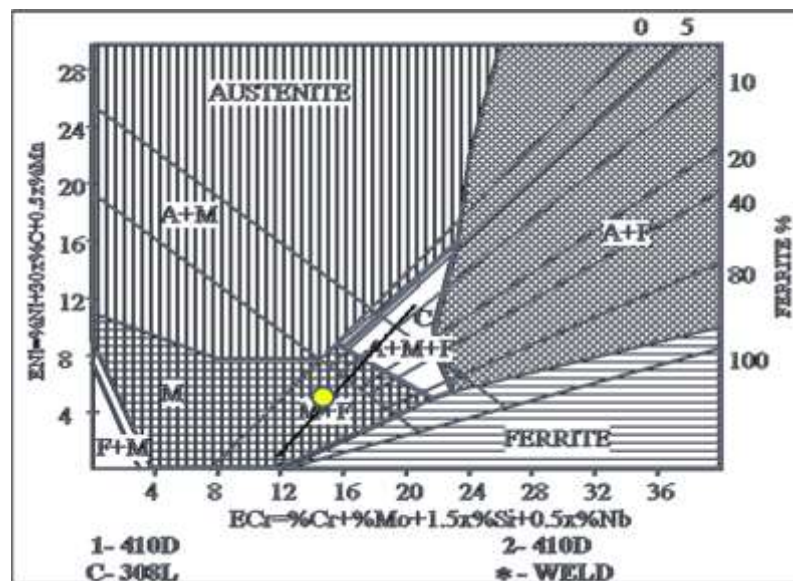


Figura 3.9 - Diagrama de Schaeffler para a solda MIG/MAG na condição de soldagem puxando

A condição de soldagem empurrando apresentou uma microestrutura formada por austenita, martensita e ferrita com um teor de ferrita de aproximadamente 11,7% como indicado na Fig. 3.10 e Fig. 3.11 do diagrama de Schaeffler. A presença da austenita sendo parcialmente substituído pela ferrita delta (Fe- δ) aumentou a ductilidade da zona fundida, podendo sofrer solicitação externa sem ocorrência de trincas. Comportamento semelhante foi observado por Karlsson (1998) e Lothongkum *et al.* (2001) demonstrando que o percentual aceitável de ferrita delta (Fe- δ) no metal de solda para aplicações práticas de

resistência à corrosão e aumento da tenacidade dos aços inoxidáveis está na faixa de 3 a 12%.

Observa-se também que o valor do PRE também é baixo, embora mais alto quando comparado à condição de soldagem puxando, o que poderia justificar uma resistência maior à corrosão.

A microestrutura típica da zona fundida para as condições de soldagem em estudo pode ser observada na Fig. 3.12, que analisada por microscopia óptica mostra a presença da ferrita delta nos contornos de grãos austenítico, indicando que houve uma substituição parcial da austenita pela ferrita, elevando a tenacidade do cordão de solda MIG/MAG.

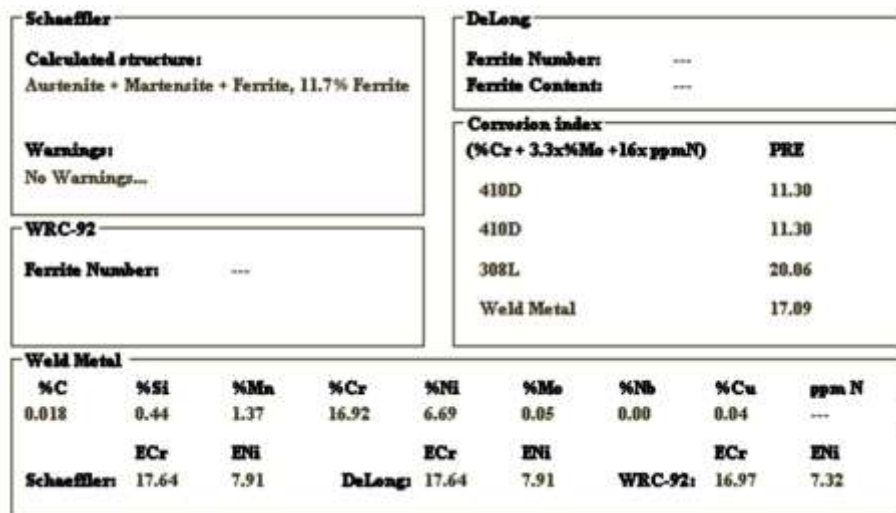


Figura 3.10 - Previsão da microestrutura calculada pelo diagrama de Schaeffler para zona fundida da condição de soldagem empurrando

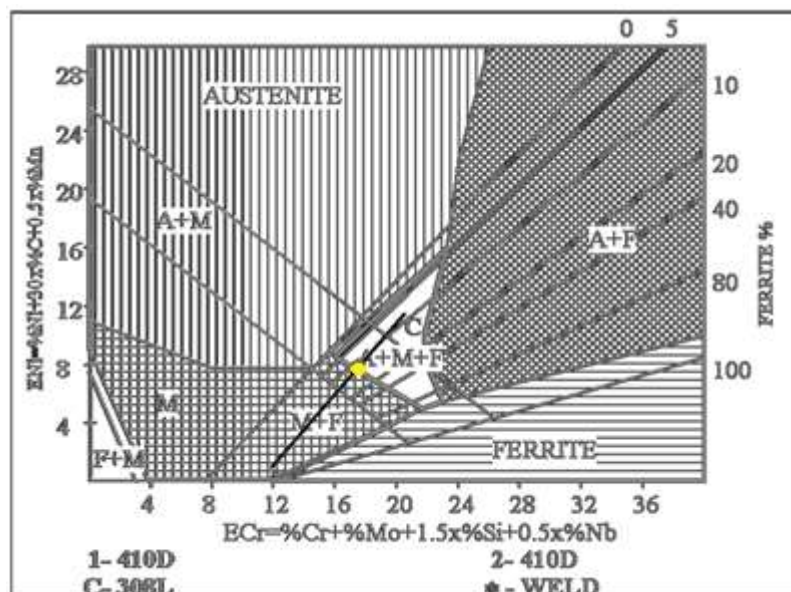


Figura 3.11 - Diagrama de Schaeffler para a solda MIG/MAG na condição de soldagem empurrando

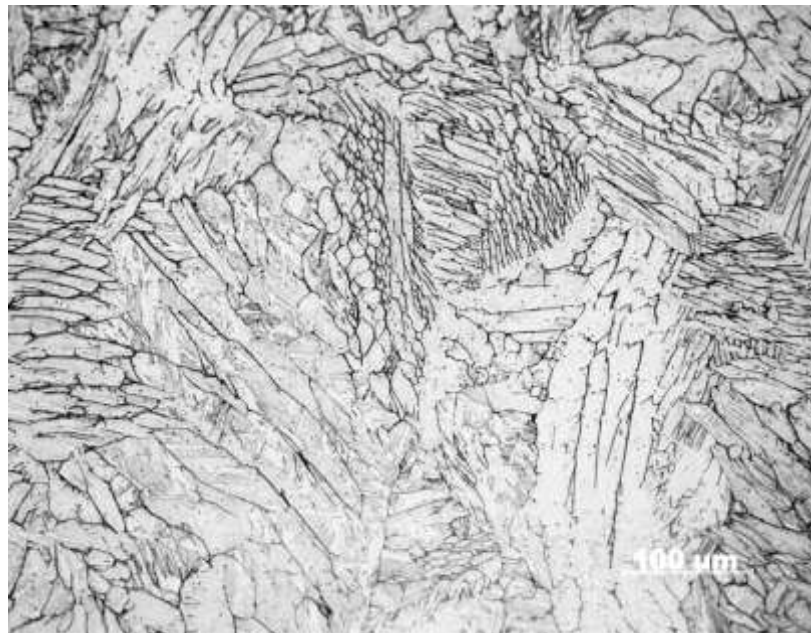


Figura 3.12 - Microestrutura da zona fundida MIG/MAG (ataque com Marble's)

3.4.2. Avaliação microscópica da ZAC do processo de soldagem MIG/MAG

A ZAC formada a partir do processo de soldagem MIG/MAG nas condições de soldagem (puxando e empurrando) apresentou duas regiões distintas formadas por granulometria grosseira (ZACGG) e outra de granulometria mais refinada (ZACGF), diferentes do Metal de Base (MB). A Figura 3.13 mostra as microestruturas do metal de base e da zona termicamente afetada pelo calor.

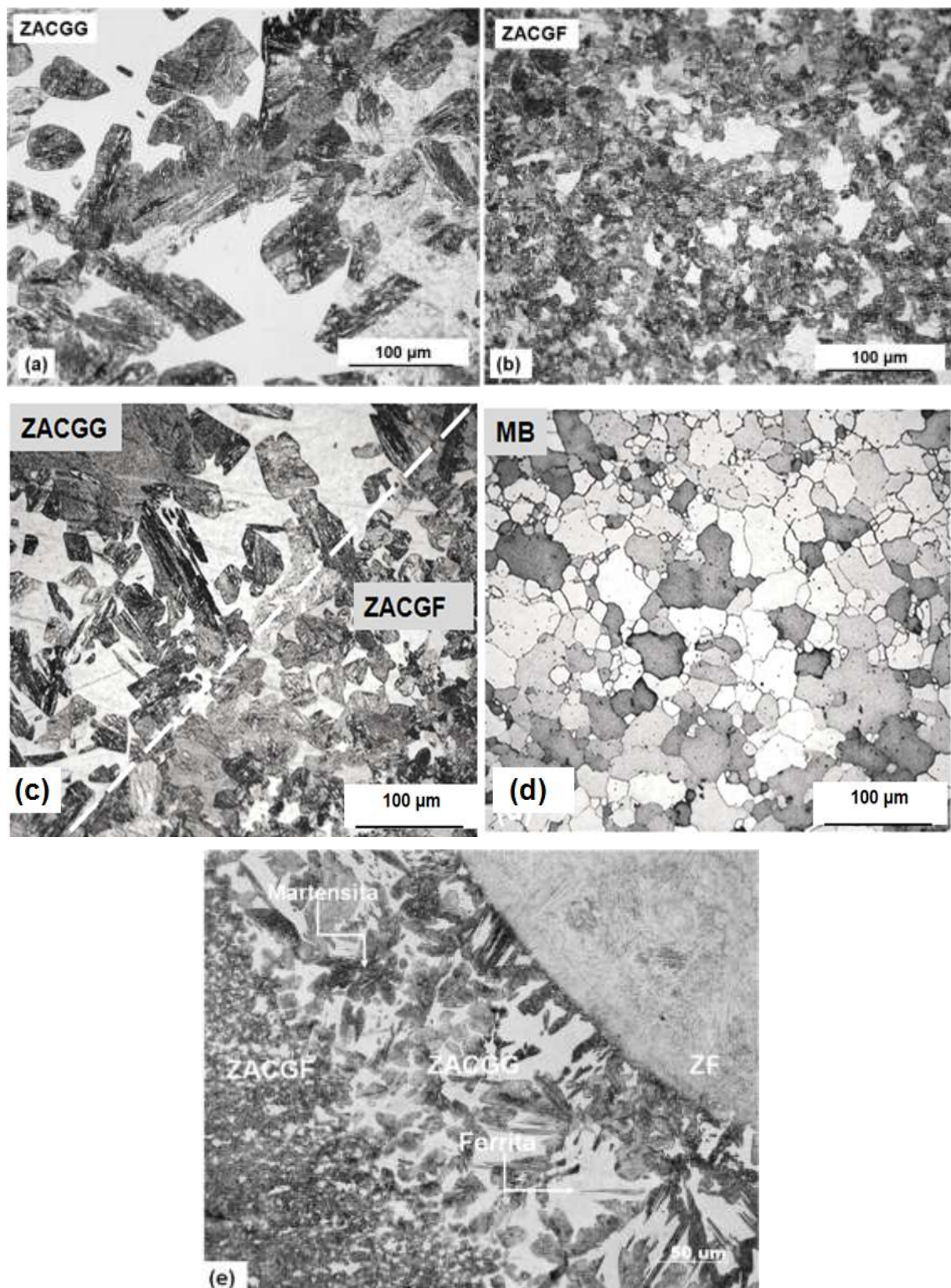


Figura 3.13 - Microestrutura da junta soldada de um aço inoxidável ferrítico ACE P410D: (a) ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); (b) ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina); (c) Interface (ZACGG/ZACGF); (d) Metal de Base (MB); (e) Interface (ZACGG/ZACGF/ZF (Zona Fundida)) (Ataque com Marble's)

A ZACGG apresentou uma estrutura formada por martensita nos contornos de grãos ferríticos, encontrando-se dispersa com granulometria grosseira formando ilhas nos contornos dos grãos ferríticos. De acordo com a Aperam (2012), além desta martensita existe a presença de carbonetos de cromo que favorecem o ataque preferencial por corrosão nos contornos de grãos destes precipitados, além de contribuir para uma diminuição da ductilidade e tenacidade desta região. Williams e Barbaro (2005) ainda verificaram que para estes aços, estes microconstituintes sempre estarão presentes em qualquer ciclo de soldagem e que sua influência na corrosão na ZAC depende do seu percentual, morfologia e distribuição nesta região.

A ZACGF também apresenta a mesma composição microestrutural com martensita mais refinada nos contornos de grãos ferríticos e uma distribuição mais uniforme, proporcionando características granulométricas para um bom desempenho das propriedades mecânicas. No entanto, sua atuação em meios agressivos pode não ter o mesmo resultado. O alto percentual de martensita nesta área eleva a quantidade de sítios ativos que aumentam a susceptibilidade à dissolução anódica. Neste sentido, Tomashov *et al.* (1989) mostraram que aços com contornos de grãos mais finos eram mais susceptíveis à corrosão por pites, desde que eles tivessem mais contornos de grão com inclusões heterogêneas. Assim, esta região aparece como uma das mais propensas à corrosão pela quantidade de contorno de grão deste microconstituente.

Para uma avaliação mais completa a cerca das propriedades que envolvem a região da borda do cordão, amostras de soldagem MIG/MAG foram submetidas ao ensaio de dureza para caracterizar os microconstituintes desta região. Para tanto, uma amostra foi cortada transversalmente a solda, sendo em seguida embutida e lixada com lixas de granulometria #180 a #1200 e polida com alumina de 1 μm , 0,5 μm e 0,3 μm , para então ser atacada com reagente Marble's revelando os microconstituintes de cada região. Em seguida usou-se um microdurômetro com ponta de diamante para identificar a amostra (cinco identificação por região) com distância entre elas de 0,25 mm (com exceção da ZACGG, onde a identificação foi realizada por microconstituente pois a diferença da dureza entre eles é relativamente grande) usando uma carga de 500 g.

O resultado desta avaliação expresso na Tab. 3.6 e Fig. 3.14 mostraram que a martensita da ZAC grosseira apresentou a maior dureza, mesmo tratando-se de um material com baixo teor de carbono ($< 0,01$) e que a menor foi obtida para a ferrita do metal de base. De acordo com Lippold e Kotecki (2005), a característica desta martensita é função da composição química da liga, a qual surge pela presença de elementos intersticiais austenitizantes, como o carbono e o nitrogênio.

Uma dispersão nos valores de dureza da martensita da ZACGG e ZACGF foi observado por meio da Fig. 3.15, evidenciando que nestas regiões a composição da martensita tende a ser diferente.

Tabela 3.6 – Dureza da região da borda do cordão de solda

Amostra	MA (HV)	Média (HV)	ZACG (MARTENSITA) (HV)	Média (HV)	ZACGF (HV)	Média (HV)	ZACGG (FERRITA) (HV)	Média (HV)	MB (HV)	Média (HV)
Borda do Cordão MIG/MAG	249	250	268	271	247	251	166	156,6	157	160
	266		309		317		165		164	
	249		264		239		162		159	
	245		262		223		162		160	
	239		252		230		145		161	

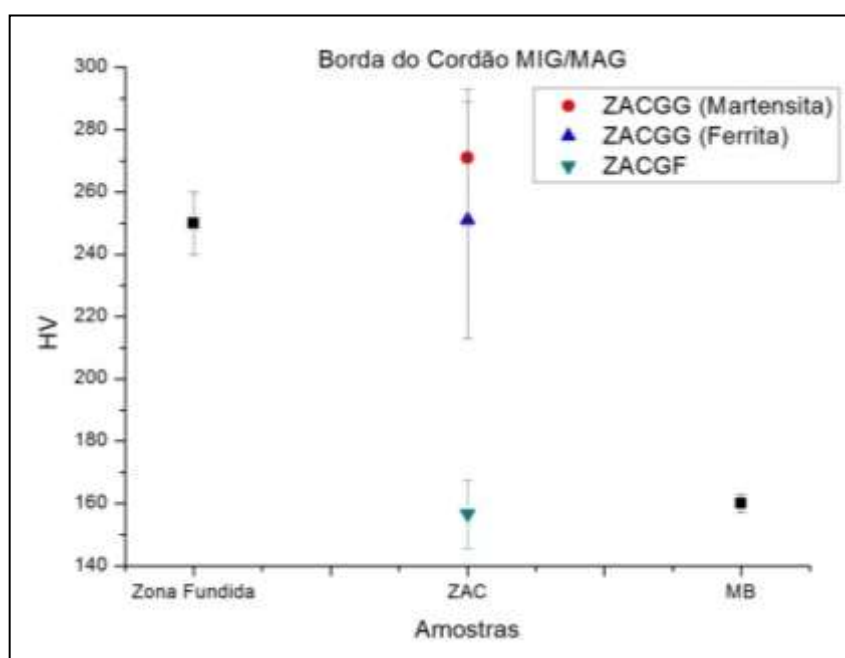


Figura 3.14 – Dureza da região da borda do cordão de solda: Zona Fundida (ZF); ZACG_(MARTENSITA)(Martensita da Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grosseira); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina); ZACGG_(FERRITA)(Ferrita da Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); MB (Metal de Base)

Após esta avaliação microestrutural, a seguir será abordado um estudo dos ensaios a fim de avaliar a susceptibilidade à corrosão desta região, especificamente a ZAC que é a região mais afetada por esta propriedade.

3.5. Parte (IV): Avaliação da susceptibilidade à corrosão na ZAC por ensaio de imersão

De acordo com Padilha e Guedes (1995), Jasolda (2005), Callister (2007), Lima (2007) e Rajaniet al. (2012), a região da ZAC presente nos cordões de solda é a mais susceptível à corrosão. Além disto, esta região é limitada quanto à dimensão da área afetada, o que dificulta a avaliação e caracterização quanto à corrosão. Muitos ensaios de corrosão podem ser utilizados para avaliar esta região, mas são dotados de imprecisão por se tratar do exposto citado acima (pequenas dimensões da ZAC).

Embora esta região seja afetada por fatores que aceleram o desgaste por corrosão, nesta etapa do trabalho será desenvolvido um sistema de corrosão que mostre a influência destes agentes (tensões que agem sobre ela (residuais, ligadas aos ciclos térmicos de soldagem, somadas às tensões externas) e pelos fatores concentradores de tensão (geometria do metal de solda-metal de base), além das variações microestruturais na corrosão desta região). Para tanto, as condições de soldagem (puxando e empurrando) foram utilizadas fazendo um estudo preliminar comparativo no desgaste da ZAC entre estas condições focando os agentes causadores e uma solução química que tivesse maior reatividade em tempo menor. O procedimento para execução desta etapa está descrito no item a seguir.

3.5.1. Procedimento de preparação das soluções para ensaio de corrosão

Para avaliar o desgaste por corrosão na ZAC do aço inoxidável ACE P410D foi proposto usar duas soluções distintas para avaliar a reatividade e o tempo de ataque delas no aço em estudo. Assim escolheu-se a solução de cloreto de sódio (NaCl) na concentração de 3,5%, preparada segundo adaptação da norma ASTM G61-86 e a solução de cloreto férrico (FeCl_3) na concentração de 6,0%, preparada segundo adaptação da norma ASTM G48-11.

Com intuito de escolher qual das soluções seria utilizada nos ensaios de corrosão foi feito uma medida qualitativa do desgaste corrosivo da ZAC das placas de teste soldadas no sentido (puxando e empurrando) usando (NaCl e FeCl_3) nas concentrações indicadas acima variando o tempo de exposição (3, 6 e 13 horas). A partir desta análise, percebeu-se que a solução de cloreto férrico foi mais agressiva no ataque da ZAC do aço inoxidável em estudo em um tempo menor de exposição. Desta forma, ficou definido que a solução de cloreto férrico seria utilizada para os ensaios subsequentes. Assim, esta solução foi adaptada para avaliar o desgaste das condições em estudo por medidas quantitativas variando duas

condições: o tempo de exposição (6, 56 e 112 horas) e a introdução de uma força de flexão (5.500 N) nas placas, induzindo a geração de tensões na ZAC.

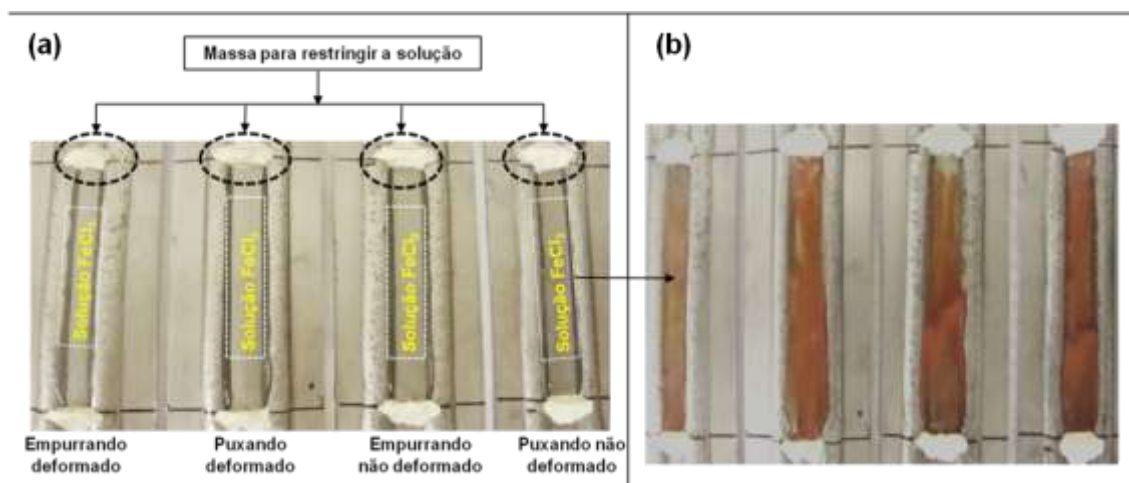
Entretanto, após este ensaio, observou-se que estes parâmetros não puderam diferenciar o desgaste nesta região das condições de soldagem (puxando e empurrando). Desta forma, partiu-se para um novo procedimento, onde as placas foram cortadas em amostras de dimensão 75 x 25,4 x 6,35 mm, sendo em seguida submetida à solução de cloreto férrico aquecida a 50 ± 2 °C variando o tempo de exposição (6, 56 e 112 horas), sob aplicação de uma força de 12.300 N. Depois desta avaliação ainda não ficou claro a diferença do desgaste entre as condições.

Com isto adotou-se um novo procedimento, no qual as amostras, após serem submetidas ao dobramento usando-se força de 12.300 N, foram restritas na região elástica usando parafusos/porca com torque de 8,8 N.m (aplicado com torquímetro), sendo em seguida submetidas ao ensaio de corrosão para os tempos de exposição de (5, 10, 20 e 72) horas em solução aquecida a 50 ± 2 °C de cloreto férrico. A partir desta condição foi possível revelar a diferença do desgaste entre as regiões da ZAC, sendo caracterizada com fidelidade a partir de uma máscara feita a base de resina polimérica, moldando a superfície antes e após o desgaste.

Logo após esta etapa foi possível definir o sistema de corrosão para avaliar a susceptibilidade da ZAC das condições estudadas neste trabalho. A seguir serão desenvolvidos os itens de cada etapa.

3.5.2. Avaliação qualitativa por microscopia óptica do desgaste corrosivo na ZAC

Para diferenciar a corrosão na ZAC das condições de soldagem (puxando e empurrando) decidiu-se fazer uma avaliação qualitativa por microscopia óptica, analisando superficialmente o desgaste da região de estudo. Assim, escolheu-se as soluções descritas no Item 3.5.1 para testar estas condições. Durante a execução do ensaio, as placas soldadas foram restritas nas extremidades dos cordões com massa de modelar a base de resina termoplástica para preencher com solução de cloreto de sódio e cloreto férrico. Em seguida, no ensaio de corrosão I, as placas foram expostas a estas soluções por um intervalo de tempo de 3, 6 e 13 horas. No término de cada tempo, foram lavadas com uma escova de cerdas finas e analisadas superficialmente por microscopia óptica para avaliar a superfície desgastada. A Fig. 3.15 mostra como foi feita a restrição no final dos cordões para concentrar as soluções de cloreto de sódio e cloreto férrico.

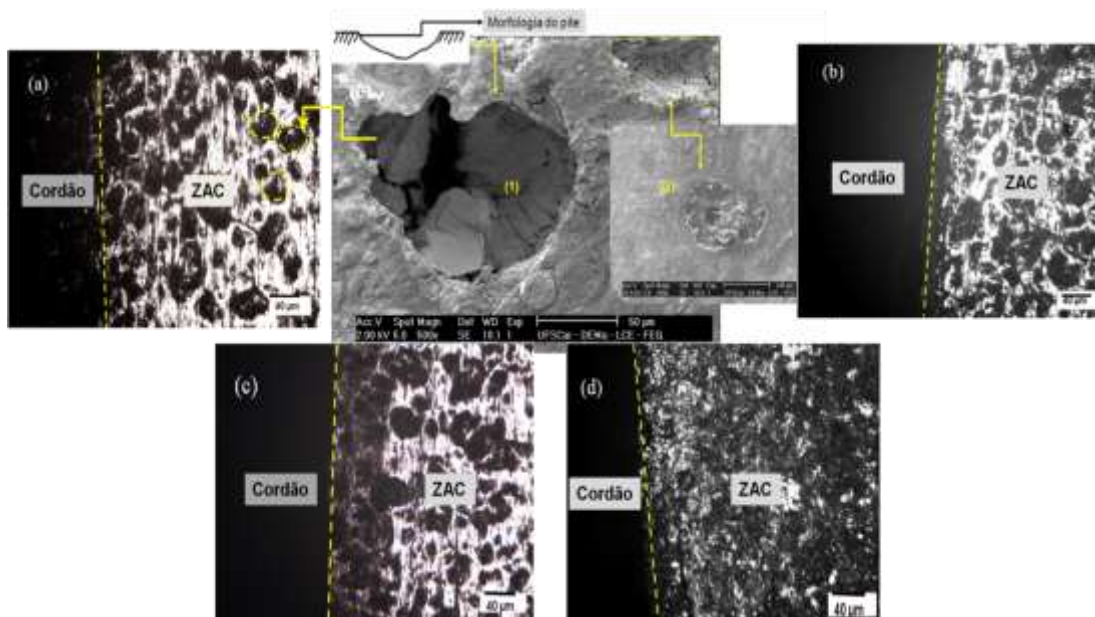


3.15 - Restrição da solução de FeCl_3 para corrosão entre os cordões de solda em amostras puxando e empurrando: (a) antes do ataque; (b) após seis horas de ataque

Após cada tempo de exposição, foi feito um corte na seção transversal das amostras para uma avaliação qualitativa por microscopia óptica fazendo um estudo da morfologia e extensão da corrosão que se formou ao longo da ZAC do aço em estudo. Os resultados da análise qualitativa observados através da Fig. 3.16 mostraram que o aço inoxidável ferrítico Ace P410D sofreu corrosão na ZAC quando exposto às soluções de cloreto de sódio (NaCl) e cloreto férrico (FeCl_3). Observa-se que durante o tempo de exposição de 3, 6 e 13 horas apareceram pites isolados com morfologia largo e raso, seguida de corrosão generalizada. Após o tempo de 13 horas foi possível identificar que a solução de cloreto férrico foi mais agressiva ao ataque em tempo menor. De acordo com Hack (1987), as diferenças morfológicas da corrosão podem diferenciar a corrosão localizada da corrosão uniforme. A corrosão uniforme é possível ser analisada macroscopicamente pela heterogeneidade do material (geometria, diferentes fases metálicas, defeitos cristalinos, diferença de tamanho de grãos, inclusões e microsegregação), por sua estrutura (junção de materiais distintos) ou pelo meio corrosivo (aeração, pH, convecção, temperatura).

De acordo com Gentil (2007), os pites podem ocorrer devido a heterogeneidades diversas no metal, tais como composição química, textura do material, tensões internas, inclusões, dentre outras, e que seu crescimento é acelerado, uma vez que o pH no seu interior cresce no sentido ácido, dificultando a repassivação. Já segundo Gneco *et al.* (2006), em aços inoxidáveis quando em contato com Cloreto de Ferro III (FeCl_3), o excesso de cargas positivas produzidas devido a rápida dissolução do material, resulta na migração de íons cloreto (Cl^-) para manter a neutralidade elétrica. Com a alta presença de íons cloreto dentro da região de corrosão, ocorre a formação de grande quantidade de Metal-Cl. Como resultado da hidrólise do Metal-Cl, aumenta a concentração de íons H^+ , com consequente

aumento da acidez localizada, aumentando a dissolução do material com o tempo. Com a redução do pH dentro do pite diminui-se a solubilidade do O_2 . Com isto, a redução do oxigênio deixa de ocorrer dentro dos pites e passa a ocorrer nas regiões adjacentes, impedindo a passivação dos aços inoxidáveis.



3.16 - Vista superior entre o cordão de solda e a ZAC do aço inoxidável ferrítico Ace P410D soldado com aço inoxidável austenítico ER 308L após teste de corrosão atacado com: (a) NaCl por 3 horas; (b) $FeCl_3$ por 3 horas; (c) NaCl por 13 horas; (d) $FeCl_3$ por 13 horas; (e) Morfologia do pite na ZAC

Através da análise qualitativa das micrografias baseada em análise dos pites não foi possível avaliar com precisão a susceptibilidade à corrosão na ZAC das condições de soldagem em estudo (corrosão generalizada) correlacionando-as com os fatores responsáveis pela degradação desta região. Assim ficou constatado que este método de análise não caracterizou com fidelidade esta região. Em seguida foi proposto um novo procedimento para quantificar a região da ZAC desgastada.

3.5.3. Avaliação quantitativa por microscopia óptica do desgaste corrosivo da ZAC

Para avaliar quantitativamente o desgaste na ZAC das condições de soldagem (puxando e empurrando) na solução de cloreto férrico ($FeCl_3$) foi realizado um procedimento de dobramento das placas soldadas para induzir mais tensões na região de concordância entre o metal de solda e o metal de base, considerando que a ZAC seja mais susceptível a este fator. Desta forma, para gerar mais tensões nesta concordância e entre os cordões, as

chapas de dimensão 200 x 75 x 6,35 mm foram flexionadas até obter a relação força x deslocamento necessária que atingisse a região plástica do aço inoxidável Ace P410D. Assim foram feitos os cálculos do carregamento que poderia ser utilizado no material para atingir a região plástica, de forma que pudesse obter os deslocamentos máximos das regiões elástica e plástica, respectivamente.

Para os cálculos, levou-se em consideração a equação diferencial da linha elástica dada pela Eq. 3.1.

$$\frac{d^2y}{dx^2} = -\frac{M(x)}{EI} \quad (3.1)$$

Onde:

$\frac{d^2y}{dx^2}$ - Equação diferencial de 2ª ordem que rege o comportamento da linha elástica em uma viga;

$M(x)$ - Momento fletor numa seção transversal distante x da extremidade da viga;

E - Módulo de elasticidade longitudinal do material;

I - Momento de inércia da seção transversal em relação ao eixo que passa pelo centro da seção;

A Figura 3.18 mostra a distribuição do carregamento imposta em uma viga horizontal.

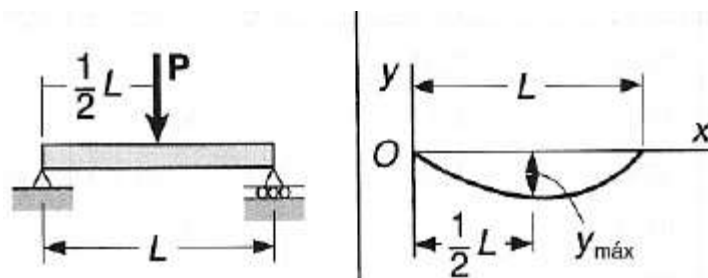


Figura 3.17 - Distribuição de carregamento imposta em uma viga horizontal

O momento fletor na seção distante x do apoio é dado por:

$$M(x) = \frac{Px}{2} \quad (3.2)$$

Pela equação diferencial da linha elástica tem-se:

$$EI \frac{d^2y}{dx^2} = -\frac{Px}{2} \quad (3.3)$$

Integrando a Eq. 3.3, obtém-se:

$$EI \frac{dy}{dx} = -\frac{Px^2}{2} + C_1 \quad (3.4)$$

Levando-se em conta que em $x=L/2$, a rotação é nula:

$$C_1 = \frac{PL^2}{16} \quad (3.5)$$

Substituindo C_1 na Eq. 3.4 e Integrando obtém-se:

$$Ely = -\frac{Px^3}{12} + \frac{PL^2}{16}x + C_2 \quad (3.6)$$

Como a flecha é nula em $x = 0$, a constante C_2 é nula.

As Equações que definem a rotação e a flecha numa seção distante x da extremidade da viga estão representadas nas Eqs. 3.7 e 3.8.

$$\theta = -\frac{Px^2}{4EI} + \frac{PL^2}{16EI} \quad (3.7)$$

$$y = -\frac{Px^3}{12EI} + \frac{PL^2}{16EI}x \quad (3.8)$$

Para $x=L/2$ a flecha máxima no meio do vão é dada pela Equação 3.9.

$$y_{\max} = \frac{PL^3}{48EI} \quad (3.9)$$

As dimensões de uma placa retangular para calcular o momento de inércia é mostrada na Fig. 3.18 e dado pela Eq. 3.10.

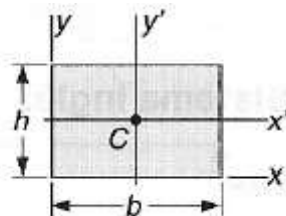


Figura 3.18 – Dimensionamento de uma placa retangular para cálculo do momento de inércia

$$I = \frac{bh^3}{12} \quad (3.10)$$

As dimensões das placas de aço inoxidável Ace P410D usadas neste trabalho são: $b = 0,2 \text{ m}$; $h = 0,00635 \text{ m}$; $L = 0,0998 \text{ m}$. Substituindo estes valores na Eq. 3.10, tem-se:

$$I = \frac{bh^3}{12} = \frac{0,2 \cdot 0,00635^3}{12} = 4,2675 \cdot 10^{-9} \text{ m}^4$$

No cálculo do deslocamento necessário para atingir a região elástica e plástica foi feito um dobramento das placas de teste de onde foram obtidas as forças máximas aplicadas na fase elástica, dada por: $P_{el} = 35000 \text{ N}$; e na fase plástica, dada por: $P_p = 43560 \text{ N}$. A Figura 3.19 mostra o resultado das forças necessárias para atingir estas regiões e a representação esquemática dos deslocamentos das referidas regiões. O dobramento foi executado usando um cutelo de 17 mm de diâmetro com auxílio de uma máquina de tração universal a uma velocidade de 5 mm/min. Durante o dobramento, observou-se que acima de 4.000 N este aço atingia a fase plástica. No entanto, para aumentar a geração de tensões nessa região, decidiu-se aplicar uma força de 5.500 N que garantisse a deformação entre os dois cordões. Neste caso, foi usado um suporte em forma de “U” para auxiliar no ensaio de flexão das chapas como é mostrado na Fig. 3.20.

O cálculo destes deslocamentos foi efetuado levando em consideração o módulo de elasticidade do aço inoxidável ferrítico Ace P410D no estado recozido, dado por: $E = 220 \cdot 10^9 \text{ Pa}$ (APERAM, 2012). Substituindo este valor na Eq.3.9 tem-se o valor do $y_{\max,el}$ e $y_{\max,p}$.

$$y_{\max,el} = \frac{PL^3}{48EI} = \frac{35000 \cdot 0,0998^3}{48 \cdot 220 \cdot 10^9 \cdot 4,2675 \cdot 10^{-9}} = 0,772 \text{ mm}$$

$$y_{\max,p} = \frac{PL^3}{48EI} = \frac{43560 \cdot 0,0998^3}{48 \cdot 220 \cdot 10^9 \cdot 4,2675 \cdot 10^{-9}} = 0,961 \text{ mm}$$

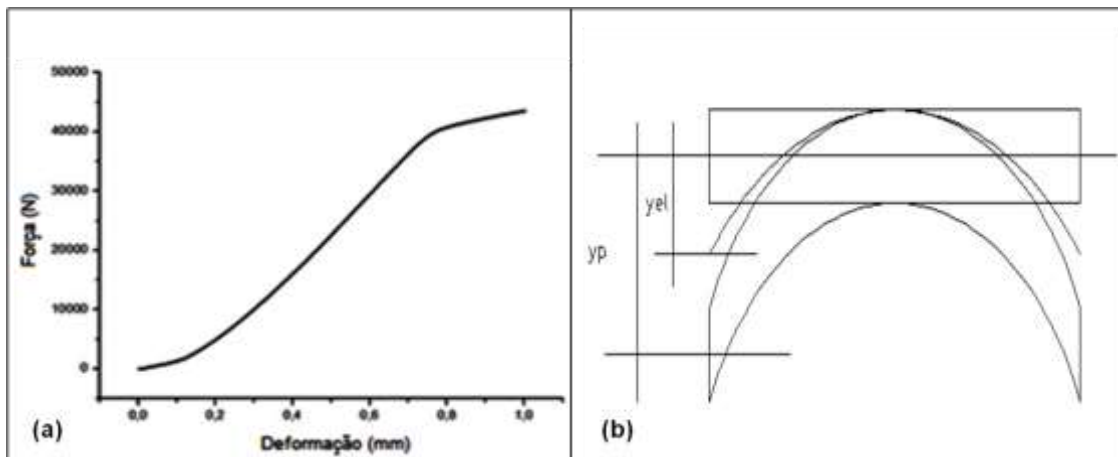


Figura 3.19 – (a) Força máxima aplicada na fase elástica, $P_{el} = 35000$ N; e na fase plástica, $P_p = 43560$ N; (b) Representação esquemática dos deslocamentos da região elástica (y_{el}) e região plástica (y_p)

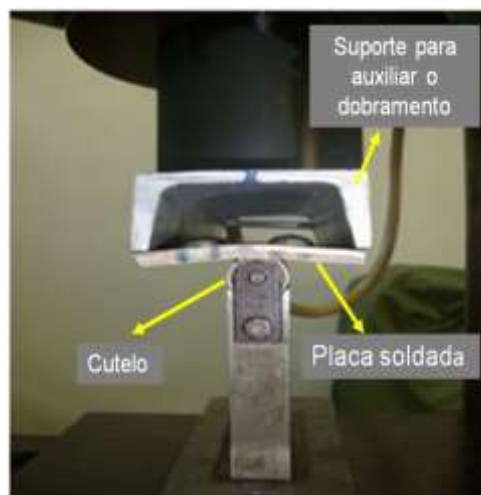


Figura 3.20 - Dobramento das placas soldadas

Definida a força de 5.500 N que seria aplicada nas placas de teste para gerar mais tensões na região da concordância, partiu-se para o dobramento seguindo o procedimento da Fig. 3.20, submetendo-se as placas em estudo ao ensaio de corrosão II para avaliar a extensão da corrosão por área desgastada. Nesta fase, o ensaio foi realizado com cloreto férrico ($FeCl_3$) variando-se o tempo de exposição desta solução (6, 56 e 112 horas) nas placas de teste soldadas no sentido puxando e empurrando (deformadas com a força de 5.500 N e não deformadas). Após cada tempo de exposição, as placas foram seccionadas transversalmente à solda como é mostrado na Fig. 3.21 para serem analisadas quanto ao desgaste da ZAC.

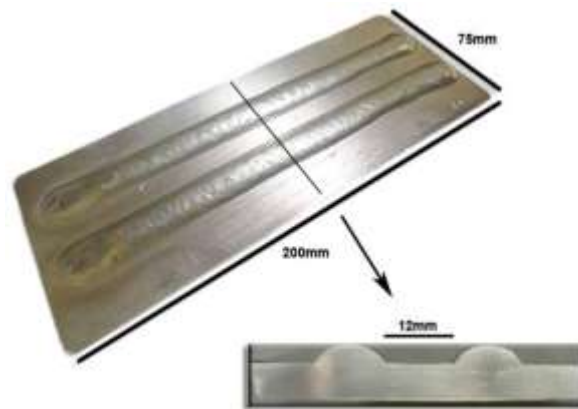


Figura 3.21 – Corte da seção transversal das placas de teste

Inicialmente para separar a região de estudo (ZAC), duas amostras de dimensão 75 x 25,4 x 6,35 mm (cada) das condições de soldagem (puxando e empurrando) foram embutidas a frio com resina poliéster, seguida do procedimento de lixamento e polimento de acordo com o item 3.4.2, sendo em seguida atacadas metalograficamente com Marble's para revelar a microestrutura seguindo recomendações da norma ASTM E407-70. Assim foi possível delimitar a ZAC de granulação grosseira (ZACGG) da ZAC de granulação fina (ZACGF) das condições de soldagem em estudo. Desta forma, foi usado um microscópio óptico e um analisador de imagens para analisar o desgaste por região na ZAC. A Figura 3.22 (a) e (b) mostra a delimitação da ZAC após ataque metalográfico e ataque com cloreto férrico, seguido de lixamento, respectivamente. Após esta análise foi possível verificar o perfil do desgaste desta região.

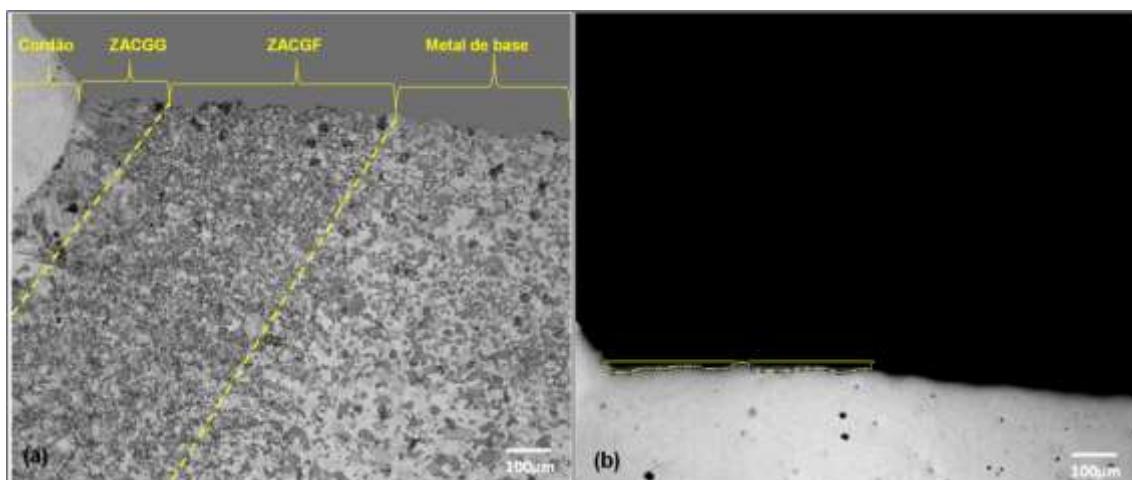


Figura 3.22 – Amostra de aço inoxidável ferrítico 410D soldada com austenítico 308L, após 6 h de exposição ao cloreto férrico: (a) Divisão das regiões da amostra de aço inoxidável ferrítico 410D atacada com Marble's; (b) Delimitação para cálculo da área desgastada por corrosão sem ataque metalográfico

Inicialmente o desgaste por região na ZAC foi analisado qualitativamente por microscopia óptica fazendo um perfil da área desgastada com ampliação de 40 a 400x para definir a condição de soldagem (puxando e empurrando) deformada e não deformada que gerasse mais corrosão na região em estudo. De acordo com as ampliações (40x, 50x, 100x e 400x) mostradas nas Figs. 3.23 a 3.26, verifica-se que nas condições de soldagem (puxando e empurrando), deformada e não deformada, ocorreu um desgaste por corrosão das amostras quando submetidas ao FeCl_3 (cloreto férrico). No entanto, o efeito de uma carga externa aplicada para induzir tensões na região da borda do cordão de solda, não foi suficiente para diferenciar o desgaste por corrosão entre as condições estudadas, o que foi atribuído a restrição da dimensão linear da ZAC, não caracterizando com fidelidade as diferenças entre as áreas desgastadas da ZACGG e ZACGF, observando uma discrepância nestes resultados com o tempo de exposição à solução de cloreto férrico. Desta forma, tornou-se difícil comparar as condições soldadas e definir qual delas seria ideal para ser usada nos testes de corrosão.

Embora esta análise não tenha sido satisfatória para medir a susceptibilidade à corrosão na ZAC, Hack (1987) mostrou que a morfologia da corrosão uniforme (perda de espessura em todo material) pode ser analisada macroscopicamente pela heterogeneidade do material (geometria, diferentes fases metálicas, defeitos cristalinos, diferença de tamanho de grãos, inclusões e microsegregação), por sua estrutura (junção de materiais dissimilares) ou pelo meio corrosivo (aeração, pH, convecção, temperatura).

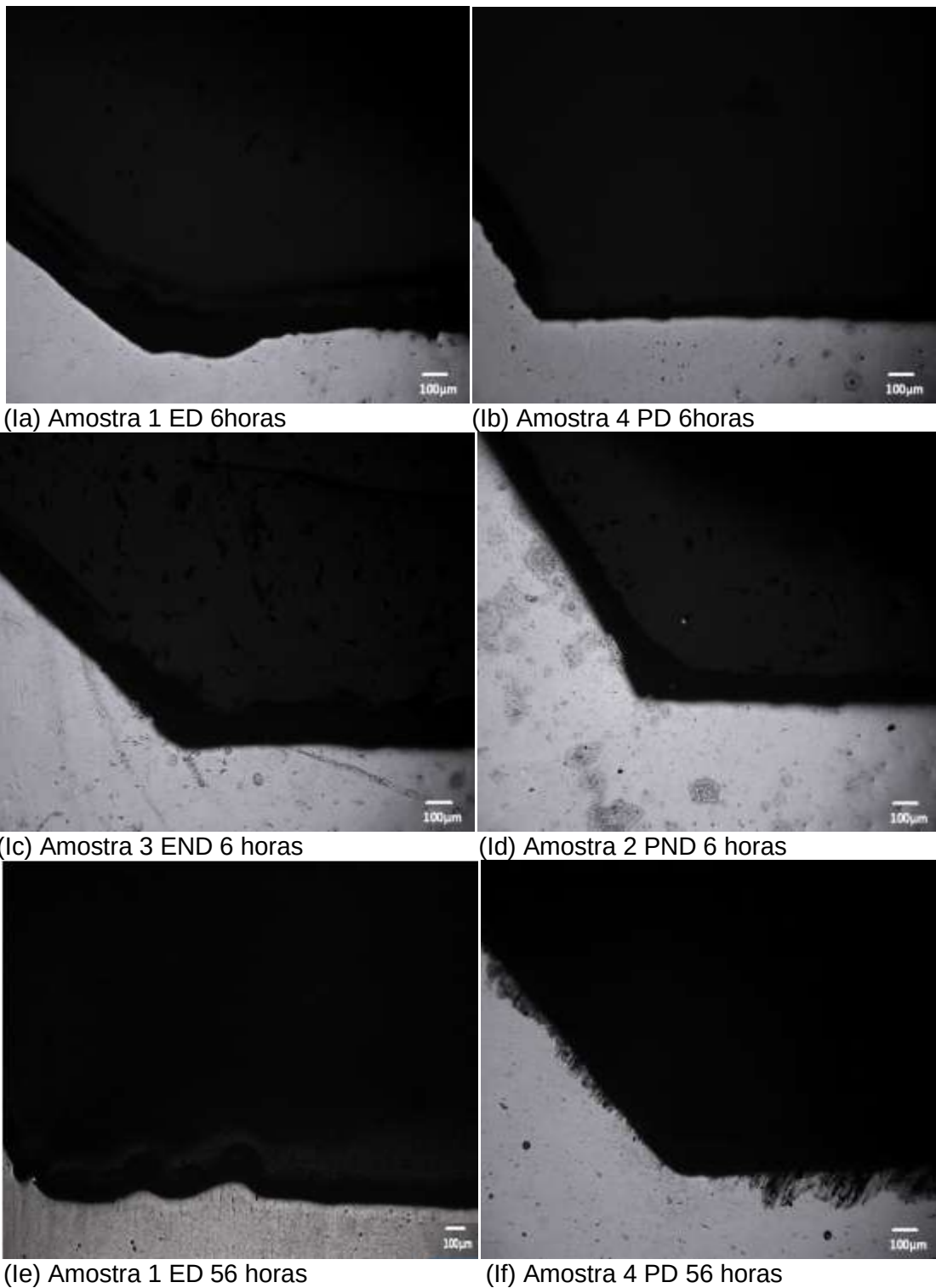


Figura 3.23 - Amostras nas condições Empurrando (Deformada e Não Deformada) (ED, END), Puxando Deformada e Não Deformada (PD e PND) na ampliação I (40x), expostas ao cloreto férrico (FeCl_3) após 6h, 56h e 112 horas

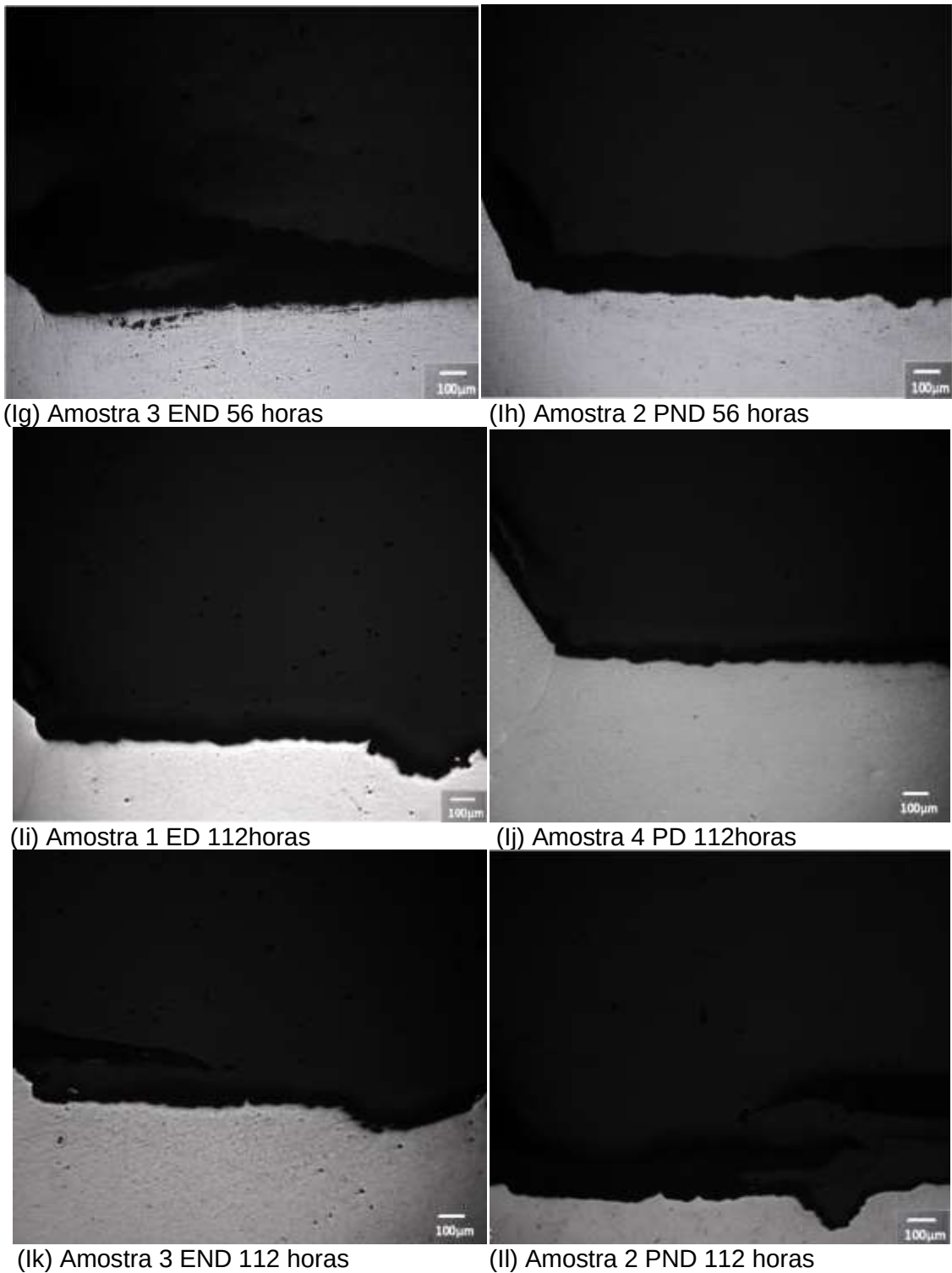


Figura 3.23 (continuação) - Amostras nas condições Empurrando (Deformada e Não Deformada) (ED, END), Puxando Deformada e Não Deformada (PD e PND) na ampliação I (40x), expostas ao cloreto férrico (FeCl₃) após 6 h, 56 h e 112 horas

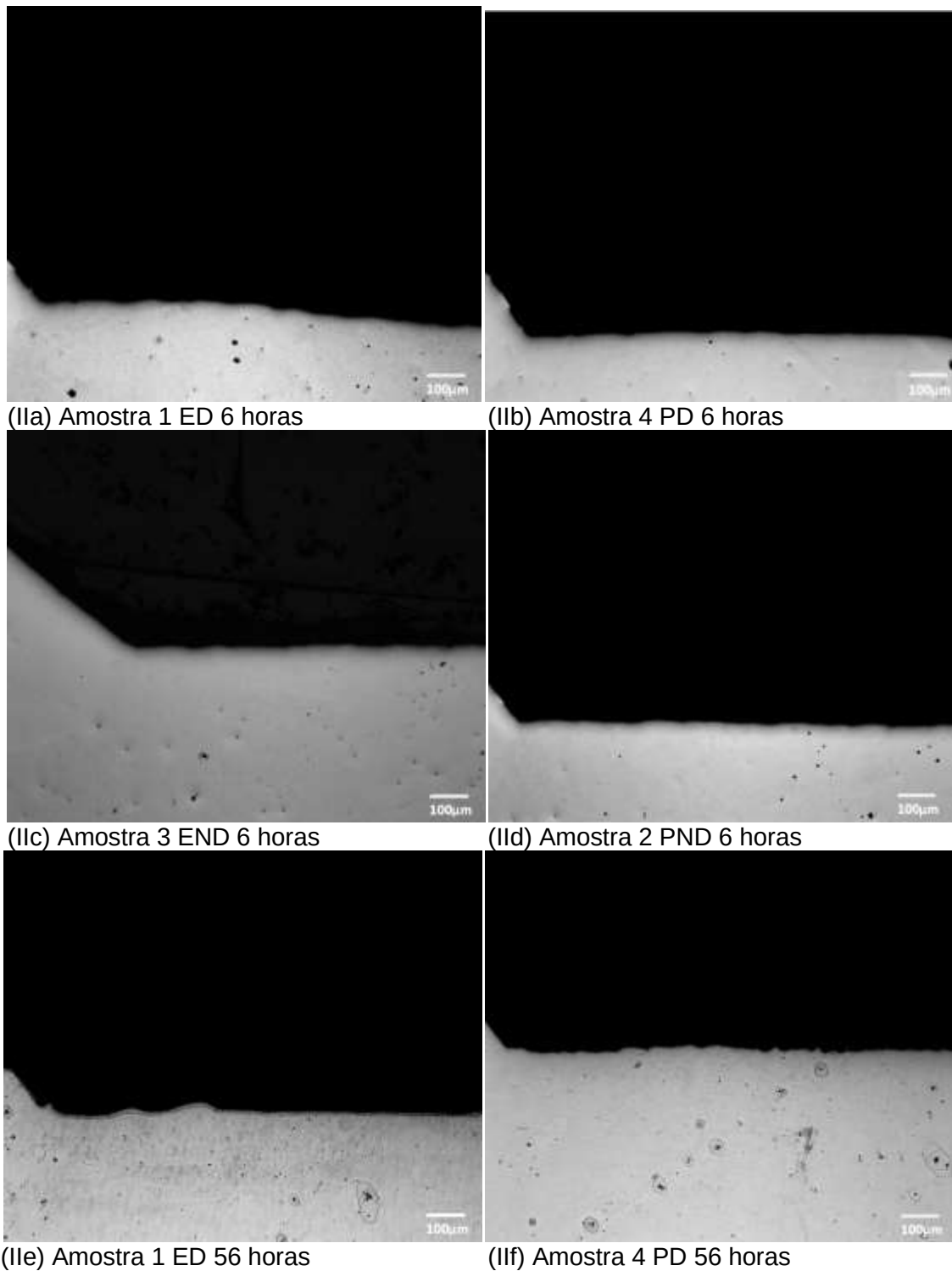


Figura 3.24 - Amostras nas condições Empurrando (Deformada e Não Deformada) (ED, END), Puxando Deformada e Não Deformada (PD e PND) na ampliação II (50x), expostas ao cloreto férrico (FeCl_3) após 6 h, 56 h e 112 horas

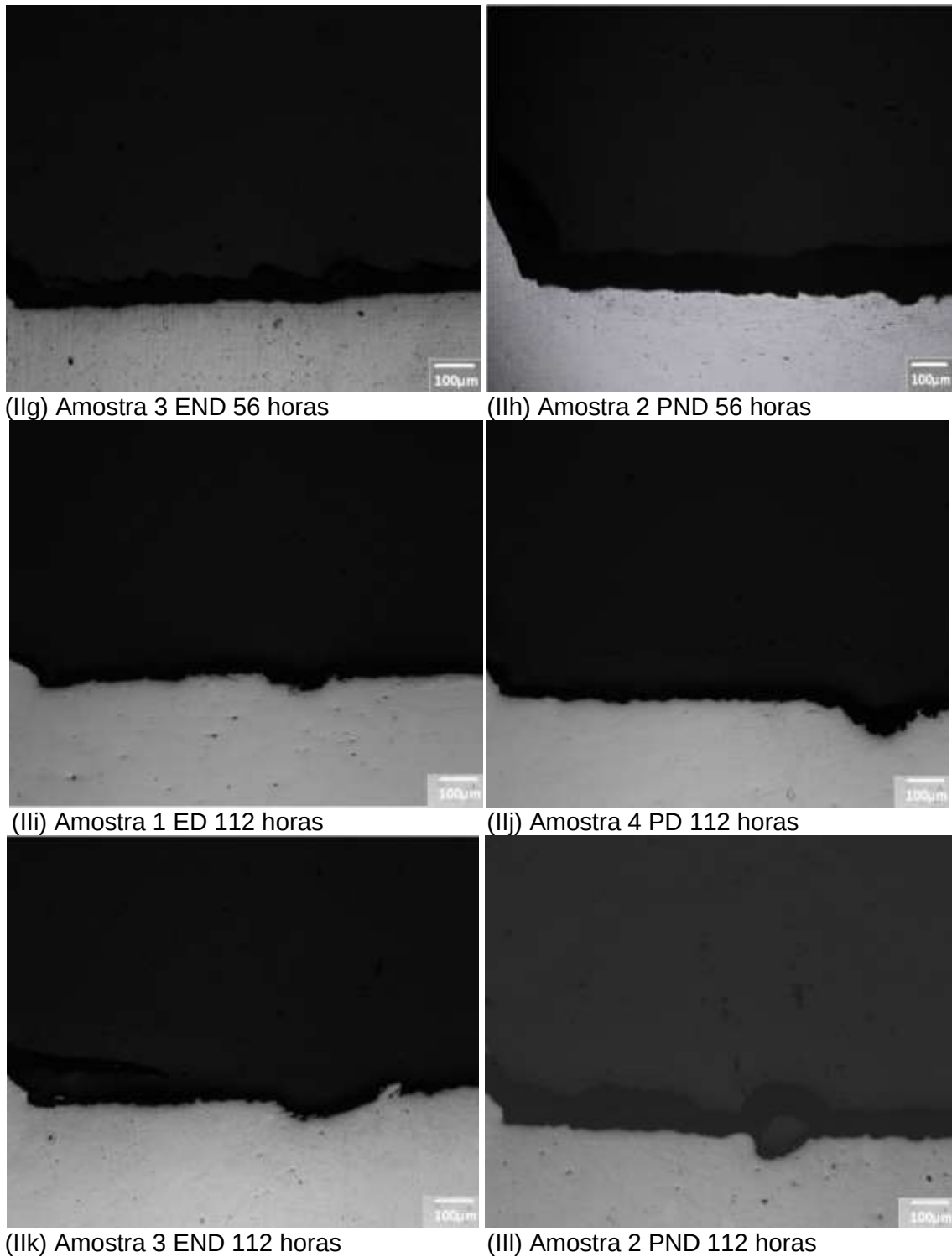


Figura 3.24 (continuação) - Amostras nas condições Empurrando (Deformada e Não Deformada) (ED, END), Puxando Deformada e Não Deformada (PD e PND) na ampliação II (50x), expostas ao cloreto férrico (FeCl_3) após 6h, 56h e 112horas

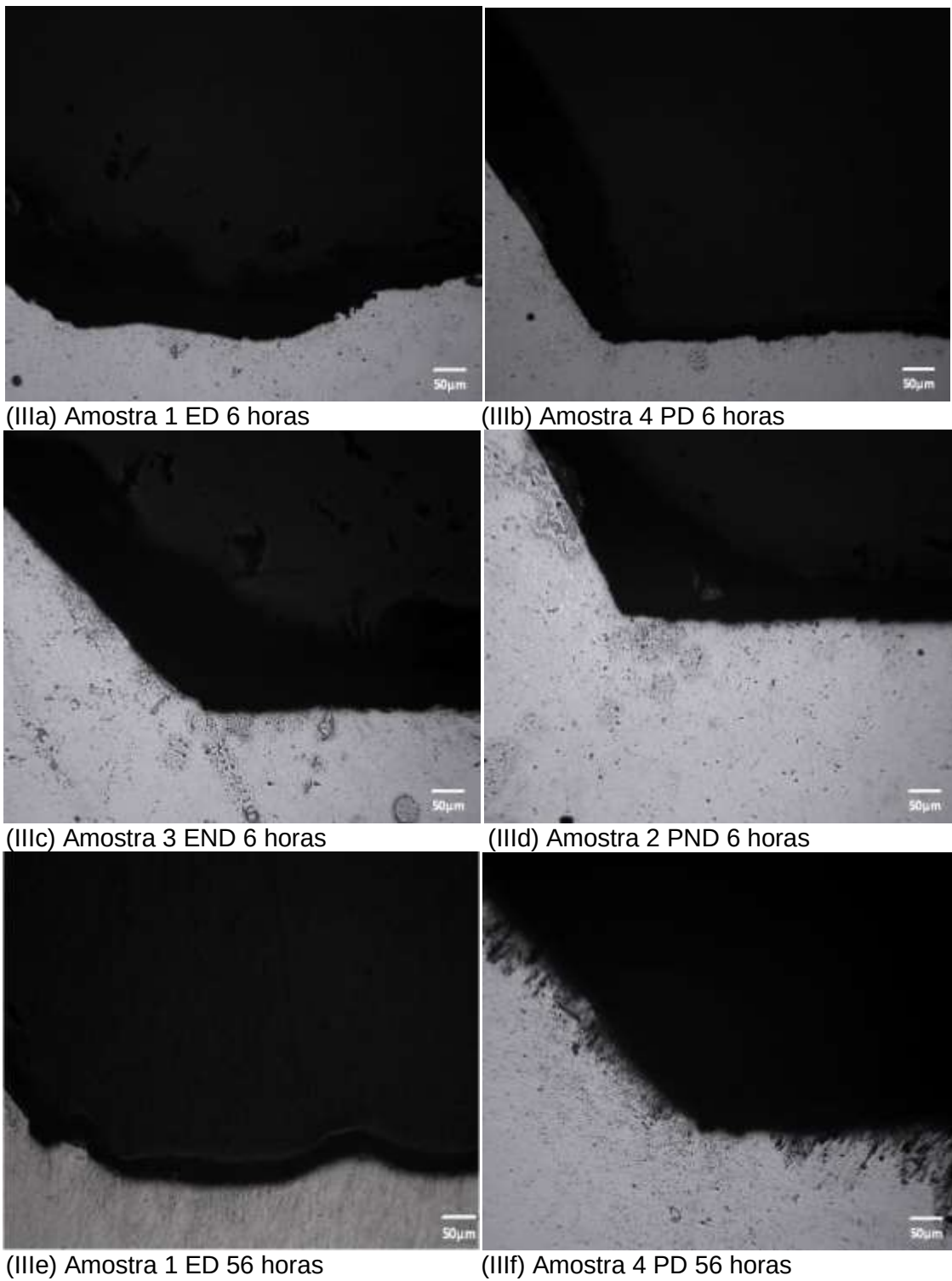


Figura 3.25 - Amostras nas condições Empurrando (Deformada e Não Deformada) (ED, END), Puxando Deformada e Não Deformada (PD e PND) na ampliação III (100x), expostas ao cloreto férrico (FeCl_3) após 6h, 56h e 112horas

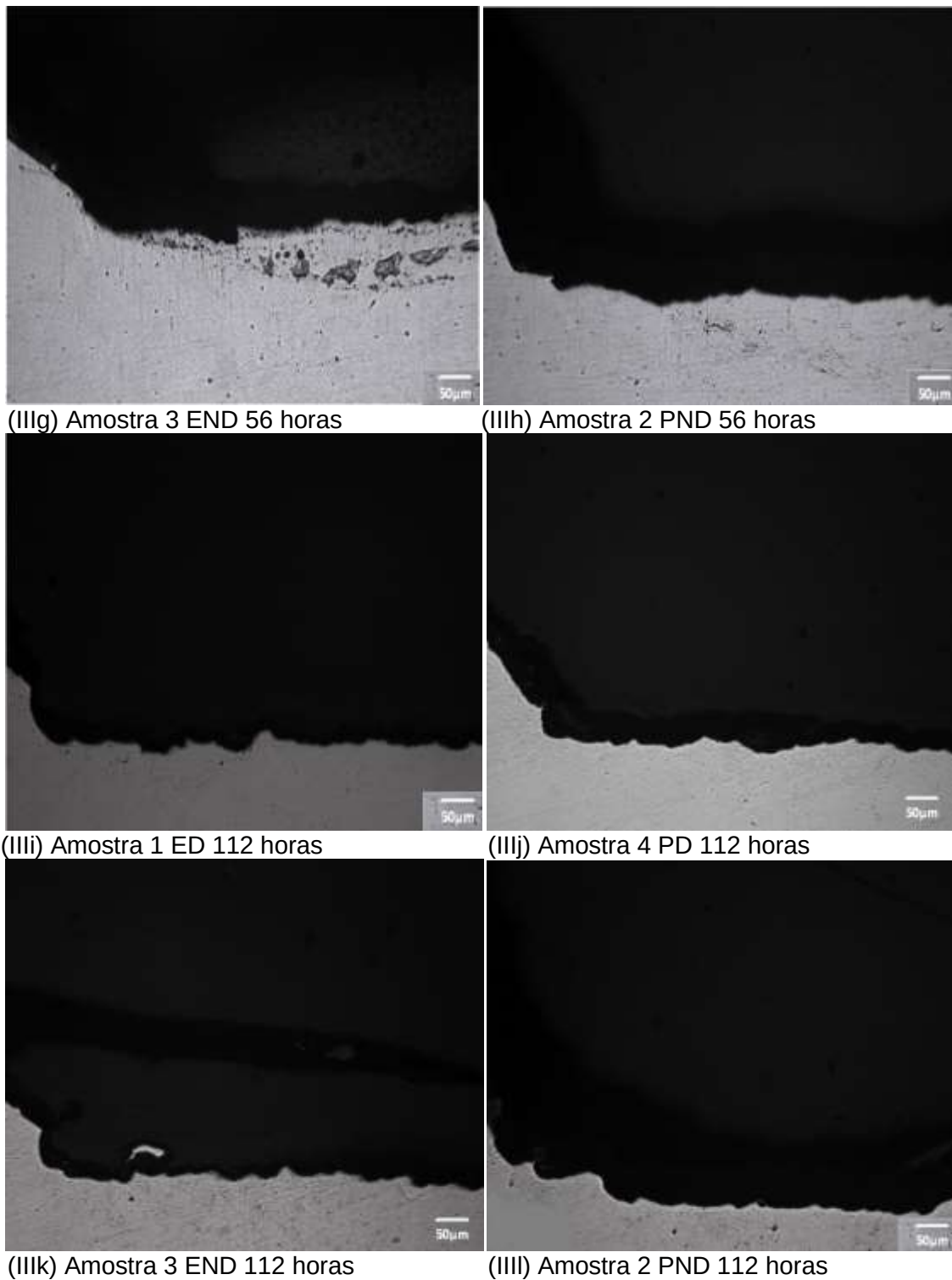


Figura 3.25 (continuação) - Amostras nas condições Empurrando (Deformada e Não Deformada) (ED, END), Puxando Deformada e Não Deformada (PD e PND) na ampliação III (100x), expostas ao cloreto férrico (FeCl_3) após 6h, 56h e 112horas

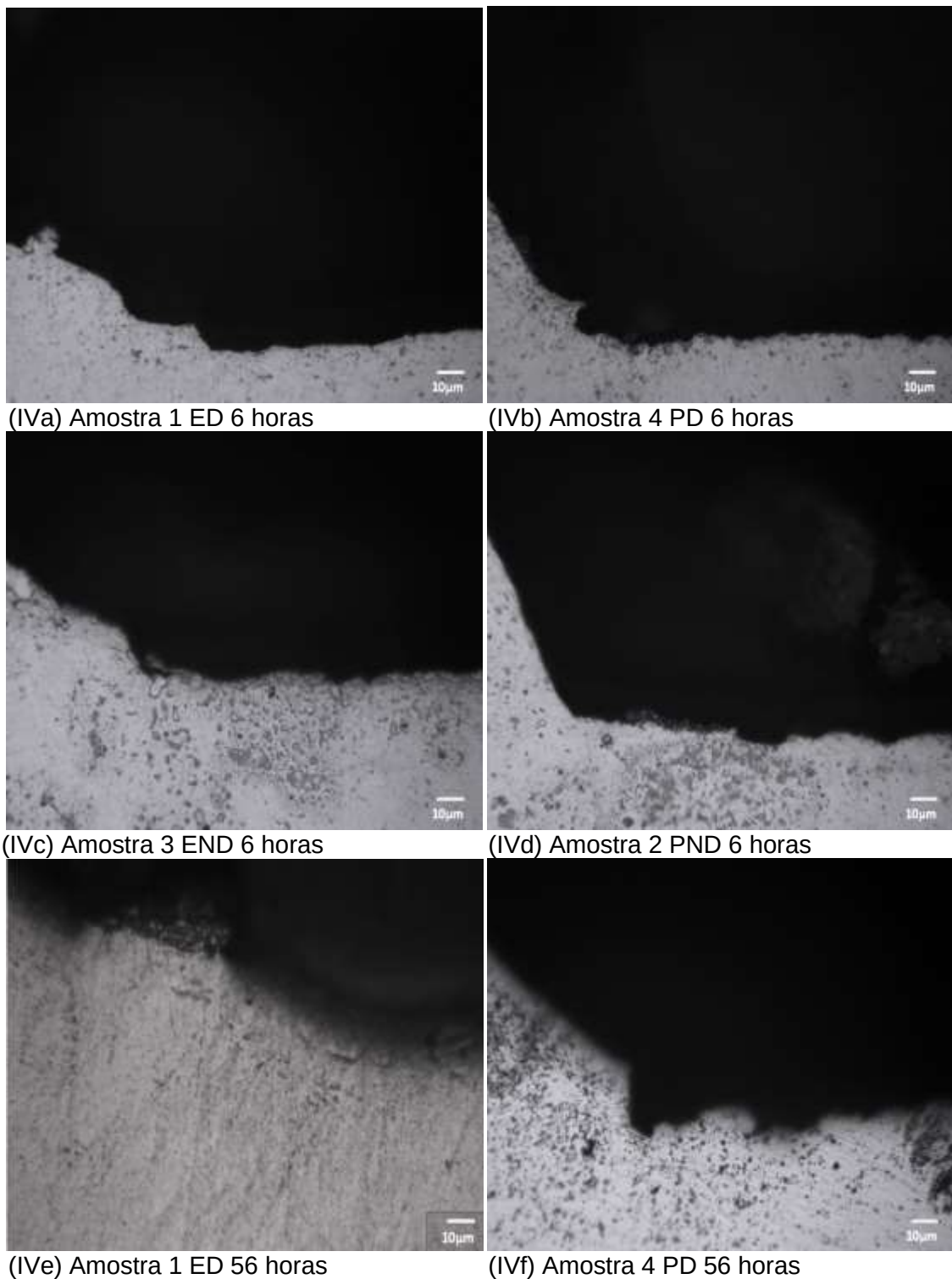


Figura 3.26 - Amostras nas condições Empurrando (Deformada e Não Deformada) (ED, END), Puxando Deformada e Não Deformada (PD e PND) na ampliação IV (400x), expostas ao cloreto férrico (FeCl_3) após 6h, 56h e 112horas

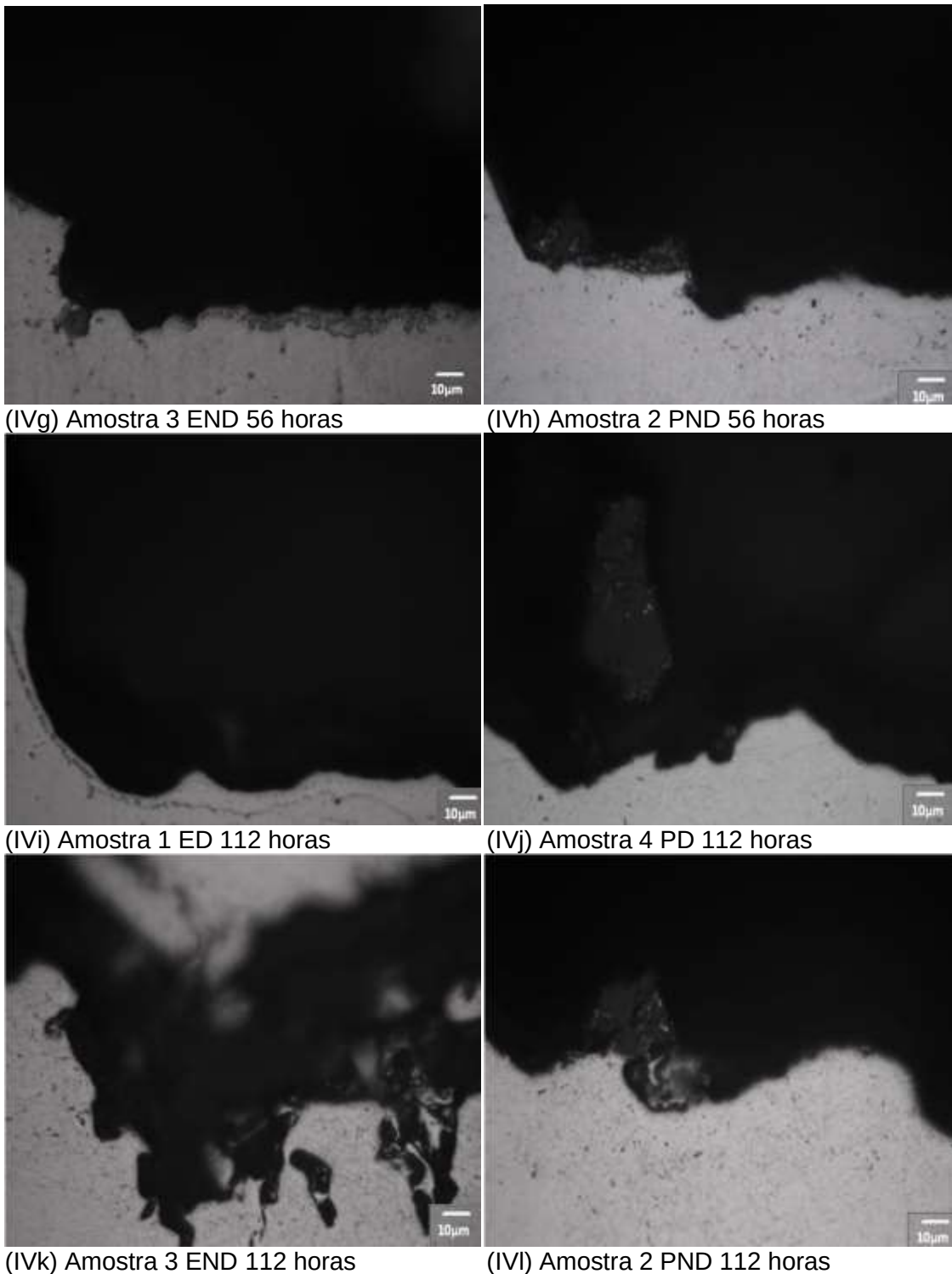


Figura 3.26 (continuação) - Amostras nas condições Empurrando (Deformada e Não Deformada) (ED, END), Puxando Deformada e Não Deformada (PD e PND) na ampliação IV (400x), expostas ao cloreto férrico (FeCl_3) após 6h, 56h e 112horas

Tendo em vista que esta medição não caracterizou o desgaste na ZAC, partiu-se para analisar quantitativamente esta região levando em consideração as seguintes etapas:

- Etapa I: divisão da ZAC em ZAC de granulometria grossa (ZACGG) e ZAC de granulometria fina (ZACGF) com auxílio de um microscópio óptico e das dimensões lineares destas regiões com auxílio das ferramentas de um analisador de imagem após lixamento, polimento e ataque metalográfico como descrito no procedimento da Fig. 3.22 das condições de soldagem em estudo.
- Etapa II: a partir da extensão linear foi feita uma transposição para as amostras nas condições puxando e empurrando sem ataque metalográfico, onde a área desgastada foi circundada com auxílio de um analisador de imagem, tendo como ponto de referência o pico máximo das crateras, sendo padronizado para todas as amostras.

A Figura 3.27 mostra as etapas seguidas para calcular a área desgastada das amostras nas condições de soldagem em estudo. Observa-se que as extensões dessas regiões são diferentes para as condições de soldagem em estudo, sendo dependente do tempo e da temperatura a que o material foi submetido, tendo uma contribuição significativa para efeitos comparativos de desgaste por corrosão.

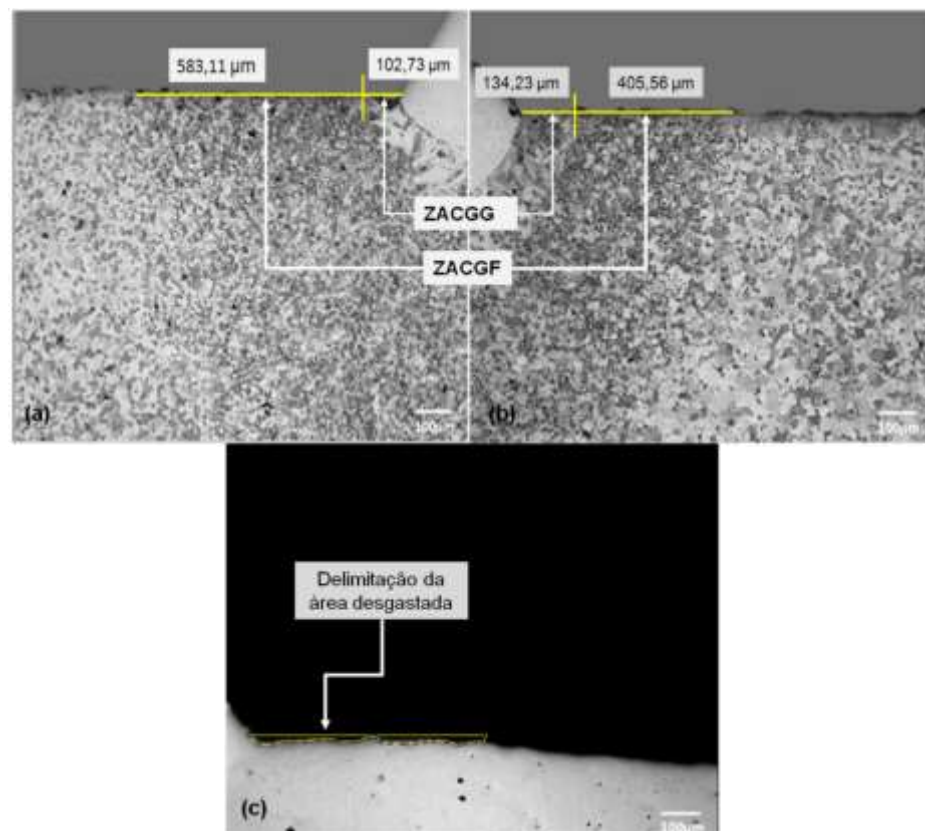


Figura 3.27 – Etapa I: Medidas da área da ZAC desgastada com cloreto férrico (FeCl_3) nas condições de soldagem (a) Puxando não deformada e (b) Empurrando não deformadas (Ataque com Marble's); Etapa II: (c) Delimitação da área desgastada

A Tabela 11.1 do Apêndice A e Fig. 3.28 mostram os resultados da extensão linear das amostras soldadas nas condições puxando e empurrando e suas respectivas áreas desgastadas pela corrosão variando o tempo de exposição na solução de cloreto férrico (FeCl_3).

Observa-se que em todos os casos houve um desgaste maior na ZAC de granulometria fina, sendo essa propriedade mais evidente para amostras submetidas a um tempo maior de exposição ao cloreto férrico. Por outro lado, não houve diferença significativa no desgaste na ZAC entre as condições de soldagem puxando (mais convexo) e empurrando (menos convexo), o que leva a crer que o procedimento experimental, usado nas amostras antes de submetê-las ao ensaio de corrosão, não tenha mostrado sensibilidade para comparar o efeito das tensões geradas na ZAC entre as condições de soldagem em estudo.

Resultado semelhante foi obtido ao comparar as condições de soldagem com deformação e sem deformação, embora a condição com deformação tenha gerado um desgaste maior na ZAC com o tempo de exposição ao cloreto férrico, diminuindo este desgaste ao tempo de 112 horas de exposição, o que pode ter sido atribuído ao procedimento de análise, não mostrando com fidelidade a diferença entre as áreas das amostras, antes e após a corrosão. Assim, não foi possível diferenciar o efeito da corrosão na ZAC, levando em consideração o efeito das tensões externas que atuaram sobre esta região.

A partir desta análise, decidiu-se fazer os próximos testes apenas com as amostras deformadas para ambas as condições de soldagem puxando e empurrando de forma a gerar mais tensões na ZAC, tornando-a mais susceptíveis à corrosão. Desta forma, partiu-se para verificar a susceptibilidade desta região pela análise do ensaio de corrosão III.

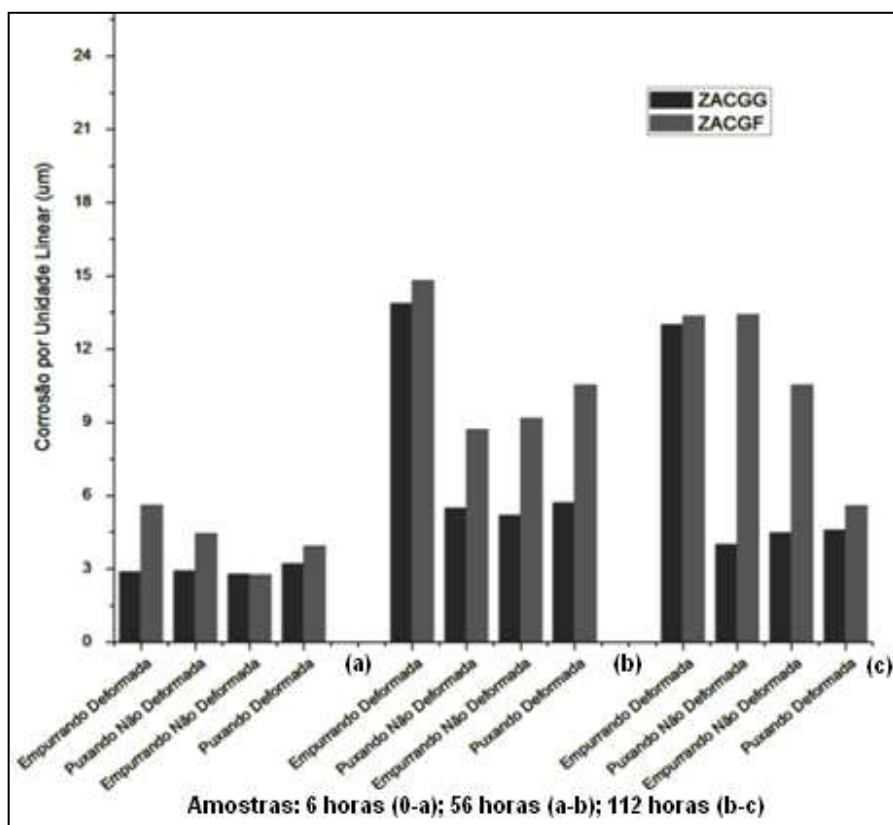


Figura 3.28 – Corrosão por unidade linear das amostras nas condições Puxando e Empurrando (Deformadas e Não Deformadas) em função do tempo de ataque na solução de cloreto férrico (FeCl_3); ED (Empurrando Deformada); PD (Puxando Deformada); END (Empurrando Não Deformada); PND (Puxando Não Deformada); ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina)

Para gerar uma maior concentração de tensão na ZAC e entre os cordões das placas de teste, a preparação das amostras a serem submetidas ao ensaio de corrosão III foi realizada com amostras de dimensão 75 x 25,4 x 6,35 mm cortadas a partir da seção transversal das placas de teste, seguidas de dobramento em uma máquina de tração universal de capacidade máxima 300 kN a uma velocidade de 5 mm/min. Nesta etapa, o dobramento foi efetuado após vários testes com ângulos de dobramento distintos baseados no valor do deslocamento vertical do cutelo de uma máquina de tração, chegando a um valor máximo de $\theta = 99^\circ$. Este ângulo foi padronizado para todas as amostras, obtendo um deslocamento de 26 mm com uma força de 12.300 N, como pode ser mostrado na Fig. 3.29 com o perfil da amostra dobrada. Para tanto, antes do dobramento, as amostras foram cortadas com corte a plasma em suas extremidades para encaixar parafusos de 3/8", servindo como suporte para ensaio de corrosão. A Figura 3.30 mostra o deslocamento

necessário para se chegar ao ângulo escolhido e a deformação resultante na amostra flexionada.

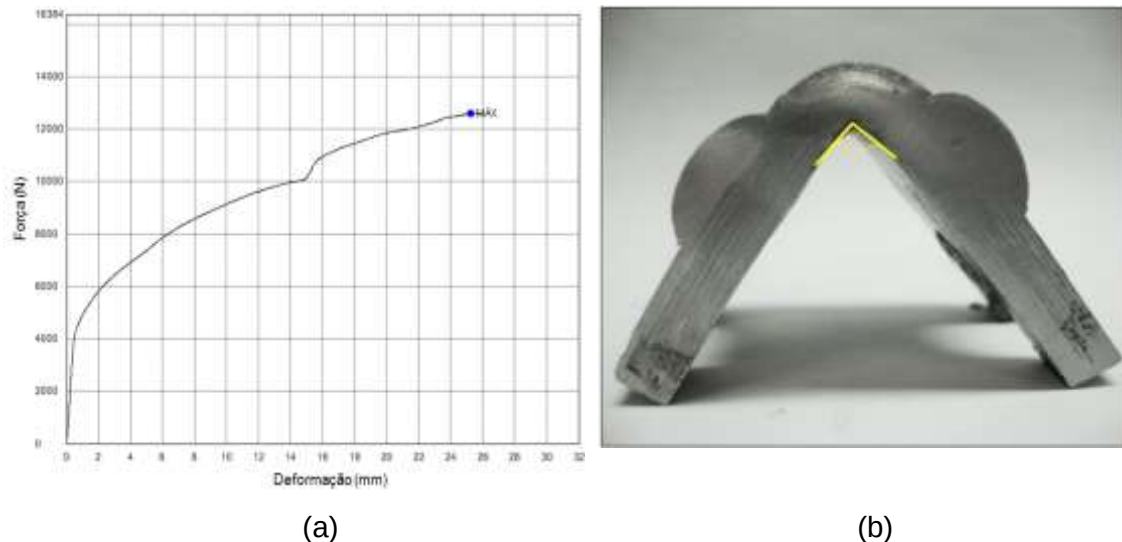


Figura 3.29 – Dobramento das amostras para ensaio de corrosão: (a) Deslocamento necessário para se chegar ao ângulo de 99°; (b) Perfil de uma amostra flexionada

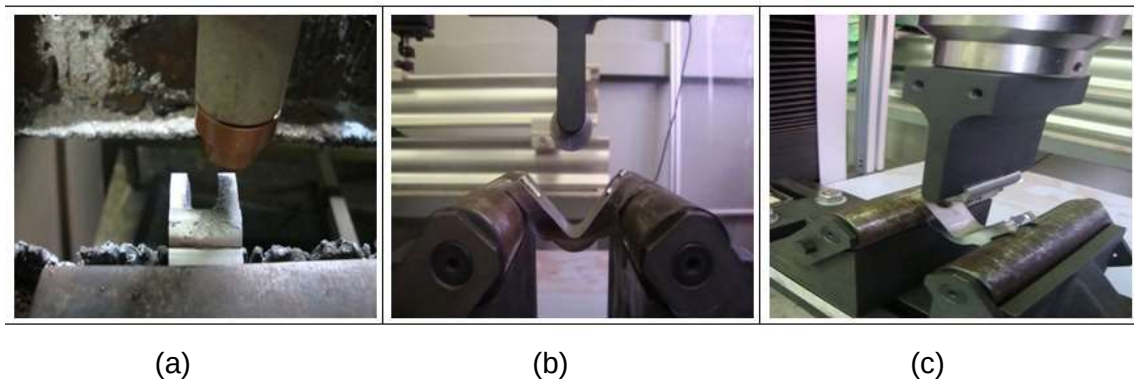


Figura 3.30 – Execução do dobramento das amostras: (a) Uso do plasma para corte; (b) e (c) Dobramento das amostras soldadas

Após dobramento, as amostras foram esmaltadas para isolar a superfície lateral e central, eliminando o efeito de borda sendo que a parte flexionada entre os dois cordões ficou em contato com a solução de cloreto férrico (FeCl_3) e o resto foi isolado com fita veda rosca, incluindo os parafusos, para proteção contra a corrosão galvânica como é mostrado na Fig. 3.31. Em seguida as amostras foram submetidas ao ensaio de corrosão III, sendo expostas à solução de cloreto férrico aquecido a $50 \pm 2^\circ\text{C}$ por 6, 56 e 112 horas, seguindo procedimento adaptado da norma ASTM G48-11. Durante o ensaio, o sistema de controle de aquecimento da solução foi feito por um termopar imerso na solução e uma caixa que

isolou mecanicamente o sistema (chapa aquecedora x amostras) submetido à corrosão. A chapa aquecedora usada para aquecer o sistema tem capacidade máxima de aquecimento de 300 °C.

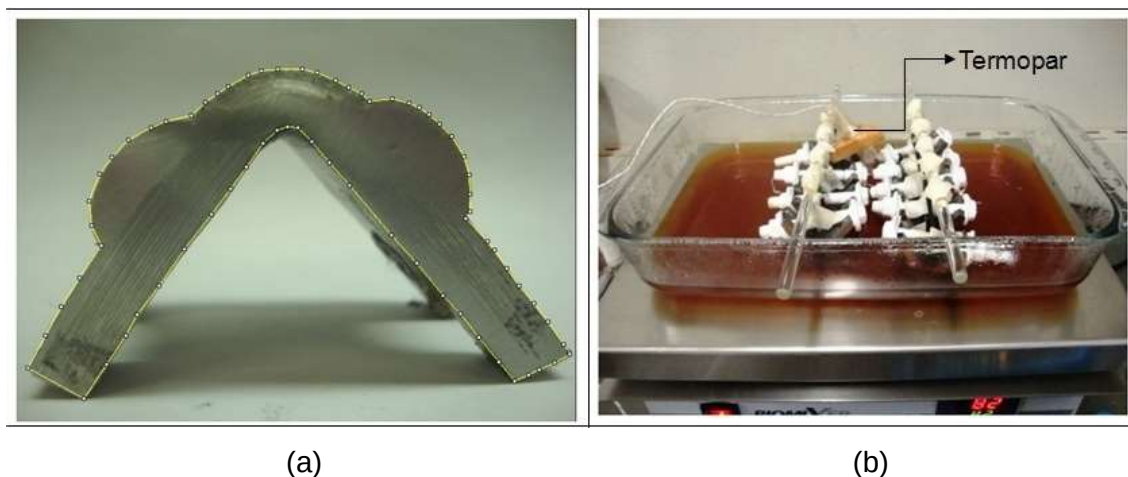


Figura 3.31 – Preparação das mostras de aço inoxidável ferrítico 410D para ensaio de corrosão: (a) Região da amostra de aço inoxidável ferrítico 410D esmaltada e (b) Amostras submetidas à corrosão com FeCl₃

Após o ensaio, as amostras foram seccionadas transversalmente à solda e em seguida, foi feito o procedimento de embutimento, lixamento e polimento para revelar o desgaste na ZAC seguindo o mesmo procedimento da Fig. 3.27.

Os resultados da Tab. 11.2 do Apêndice A e Fig. 3.32 mostraram que a geração de tensões externas (pelo dobramento das amostras) associado ao aquecimento da solução de cloreto férrico, aumentou o desgaste na ZAC com o tempo de exposição das amostras a esta solução, sendo esse aumento mais evidente na condição de soldagem empurrando e na região da ZAC de granulação fina. O pH da solução medido antes, durante e após os ensaios, mostraram variações de 1,07 para solução a temperatura ambiente, de 0,7 para solução aquecida a 50 ± 2 °C e de 0,5 para solução ao término do tempo de 112 horas, contribuindo para esse desgaste. No entanto, o critério de análise para avaliar o desgaste na ZAC não mostrou fidelidade na diferença entre as áreas das amostras das condições de soldagem em estudo, antes e após a corrosão, mascarando os resultados. Desta forma, partiu-se para um novo procedimento de análise desta região pela diferença das áreas antes e após a corrosão.

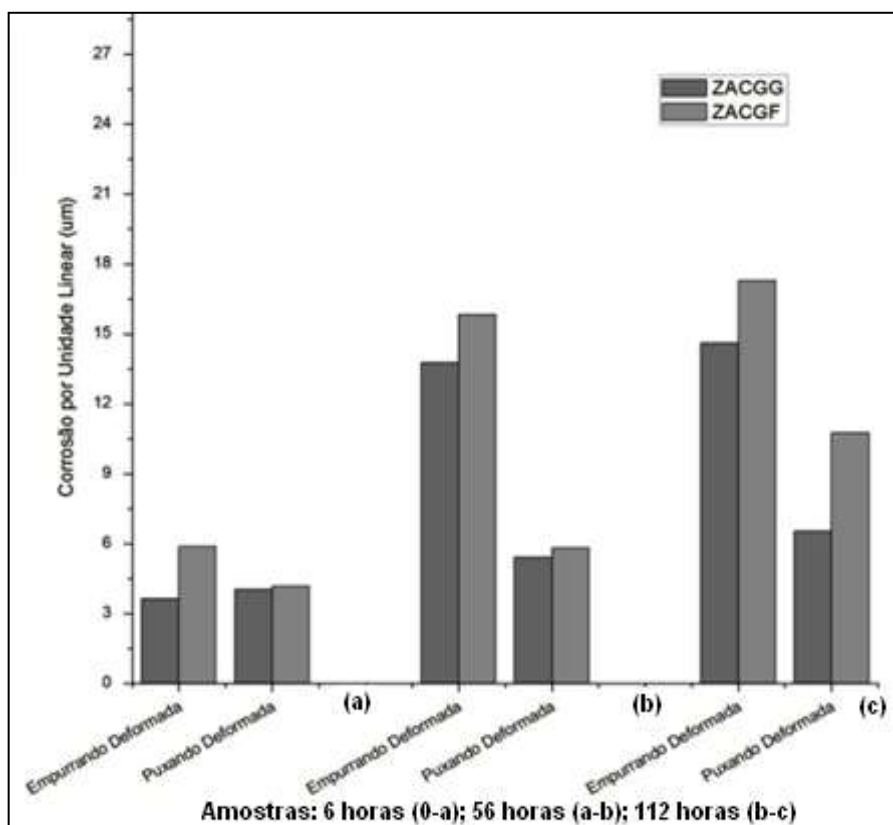


Figura 3.32 – Área de corrosão das amostras nas condições Puxando e Empurrando (Deformadas) em função do tempo de ataque na solução de cloreto férrico (FeCl_3); ED (Empurrando Deformada); PD (Puxando Deformada); ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina)

Após estes diferentes procedimentos para avaliar com fidelidade o desgaste na ZAC partiu-se para estudar um método mais preciso fazendo uso de uma técnica que mostrasse a diferença das áreas das regiões em estudo antes e após a corrosão. Assim, desenvolveu-se a técnica da máscara polimérica usada para moldar prótese dentária, sendo aplicada para moldar as superfícies da solda antes e após o desgaste por corrosão. O procedimento de aplicação desta técnica para moldar os cordões foi baseado no princípio de funcionamento da técnica de réplica de carbono para análise de fratura. O desenvolvimento desta técnica está descrita no item a seguir.

3.5.4. Avaliação quantitativa por microscopia óptica do desgaste corrosivo da ZAC com o uso de máscara

No procedimento de preparação das amostras do item anterior, levaram-se em consideração apenas as tensões oriundas do raio de concordância entre o metal de solda e

o metal de base para avaliar este efeito no desgaste na ZAC. No entanto as tensões que agem sob o material no regime elástico provocam um desgaste maior quando são submetidos a meios agressivos contendo íons cloretos.

Comportamento semelhante foi observado por Tawancy e Luai (2012), que verificaram que a corrosão por pite e sob tensão que apareceu na ZAC de um aço inoxidável foi associado à combinação de tensões residuais e as características de baixa energia de empilhamento do material nesta região. Por outro lado, a convexidade do cordão também contribuiu para uma concentração maior de tensão nesta região, levando à corrosão mais rápido do que o metal de base.

Levando-se em consideração que o desgaste seja maior na presença de tensões no regime elástico, as amostras, após passarem pelo procedimento experimental da Fig. 3.31, foram restritas com parafusos de 3/8", sendo auxiliados por um torquímetro, usando um torque de 8,8 N.m para serem submetidas ao ensaio de corrosão IV. A Figura 3.33 mostra a vista explodida dos componentes usados para apertar o parafuso das amostras em estudo.



Figura 3.33 – Etapas para restringir as amostras com torquímetro: (a) Torquímetro com torque máximo de 9.0 N.m; (b) Amostra submetida ao torque de 8.8 N.m; (c) Amostra restrita com torque de 8.8 N.m

Após o dobramento das amostras, a região entre os dois cordões foi moldada com uma resina polimérica de alta fluidez inicial e elevada dureza final, baseado na técnica de réplica de carbono para análise de fratura, onde foram confeccionadas máscaras da superfície original para detectar detalhes da região da ZAC antes de serem submetidas à corrosão.

Para confecção das máscaras foram usadas duas resinas poliméricas e um catalisador, onde a de cor verde revelou as diferenças geométricas macroscópicas da superfície analisada, e a de cor laranja, aderente internamente a esta, revelou detalhes da região em estudo. A Resina polimérica 1 de cor verde, usada na primeira moldagem foi a Zetaplus (Putty), resina a base de silicone por condensação (polissiloxano) de consistência densa e alta fluidez inicial, tendo uma elevada dureza final, indicada para técnica de duas

fases. Para o endurecimento da resina, foi usado o Catalisador Catalyst, a base de silicone por condensação (polissiloxano). A resina e o catalisador foram misturados na proporção de 1:1. Em seguida, a Resina polimérica 2 de cor laranja, de fluidez mais elevada, Oranwash L (light), hidrofílica, a base de silicone, foi usada para moldar com maiores detalhes a região compreendida entre os dois cordões, utilizando o mesmo catalisador da primeira moldagem, sendo misturado na proporção de 2:1. Assim, o procedimento usado para avaliar quantitativamente a corrosão na ZAC com uso destas máscaras envolveu as seguintes etapas:

- Etapa I: dobramento das amostras como descrito na Fig. 3.31;
- Etapa II: confecção das máscaras para cada amostra;
- Etapa III: após passarem pelo procedimento da Fig. 3.33, as amostras foram submetidas ao ensaio de corrosão usando cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C, com tempo de permanência de 5, 10, 20 e 72 horas. Após este período de permanência na solução, as amostras foram lavadas com escova de cerdas finas e logo após secas com secador;
- Etapa IV: Após ensaio de corrosão, as amostras em estudo foram cortadas transversalmente às soldas para procedimento de colagem das máscaras com adesivo de cianoacrilato ("superbonder"). Em seguida, foi feito um corte com bisturi seguindo a seção transversal à solda, onde foi identificado um espaço vazio entre as regiões, sendo associado ao desgaste corrosivo pela exposição das amostras ao cloreto férrico (FeCl_3), analisados por microscopia óptica. A sequência de montagem e corte das máscaras estão representadas na Figura 3.34.

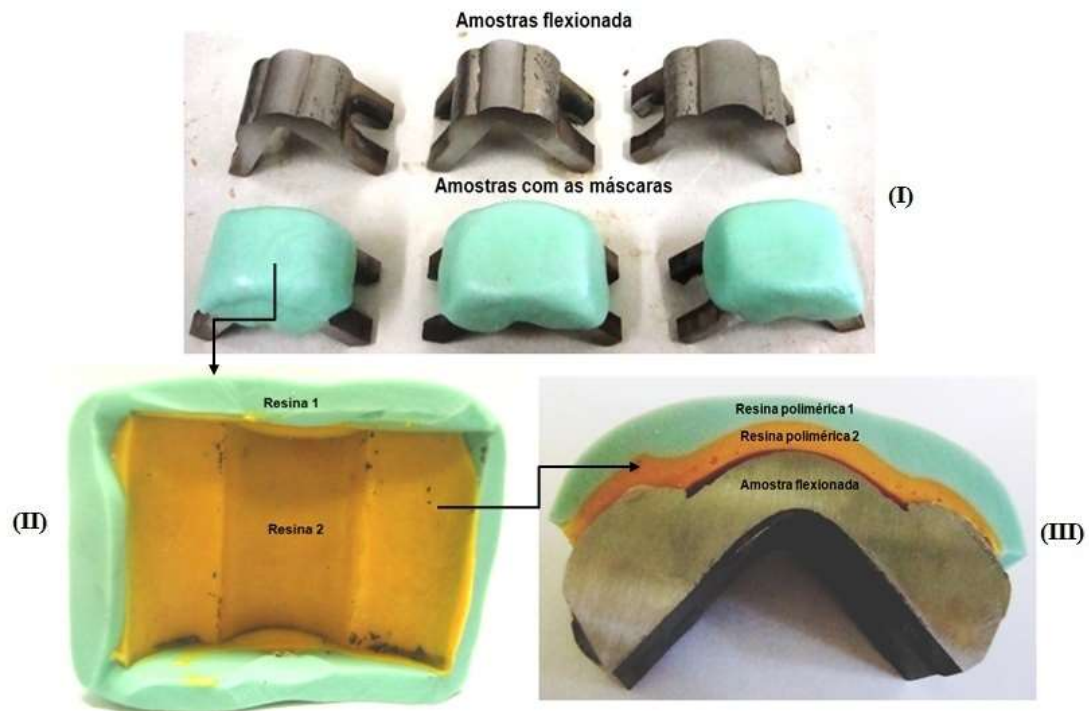


Figura 3.34 – Sequência de montagem das máscaras

A caracterização microscópica para revelar a área desgastada foi realizada com auxílio de um microscópio óptico com ampliação de 50 X nas amostras lixadas com lixas de granulometria, #180 a #600, sendo em seguida polidas com alumina de 1 μm . A Figura 3.35 mostra a área da seção transversal de uma amostra antes e após o desgaste corrosivo.

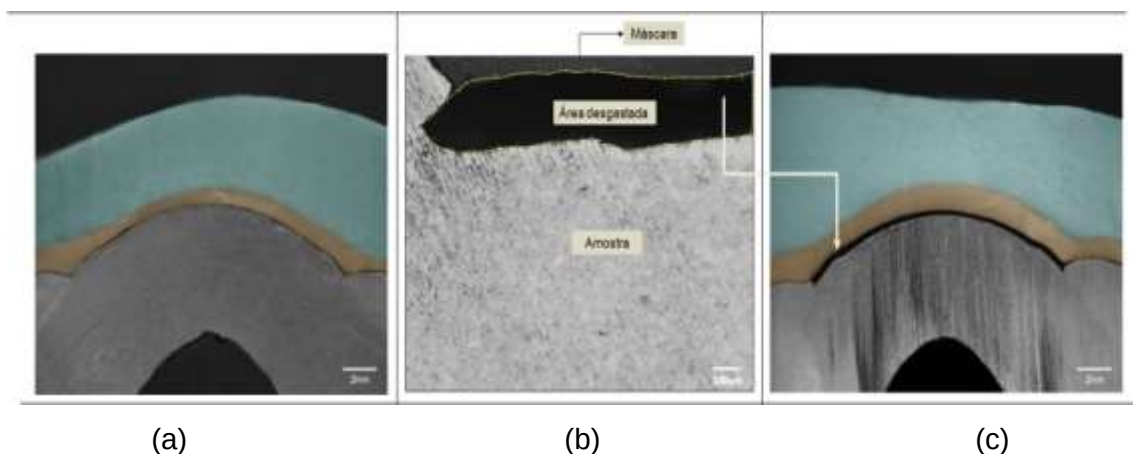


Figura 3.35 – Seção transversal de uma amostra soldada no sentido Puxando, após ensaio de corrosão com cloreto férrico (FeCl_3) por 10 horas. (a) Amostra sem desgaste na ZAC; (b) Amostra com desgaste na ZAC; (c) Amostra desgastada com máscara

Da região desgastada pelo cloreto férrico, foi feita uma separação por extensão linear

em (ZACGG e ZACGF) usando um programa de tratamento de imagem seguindo o procedimento da Fig. 3.27. Em seguida, as micrografias da seção transversal das amostras com as máscaras foram utilizadas para calcular a área desgastada por zona como mostrado na Fig. 3.36.

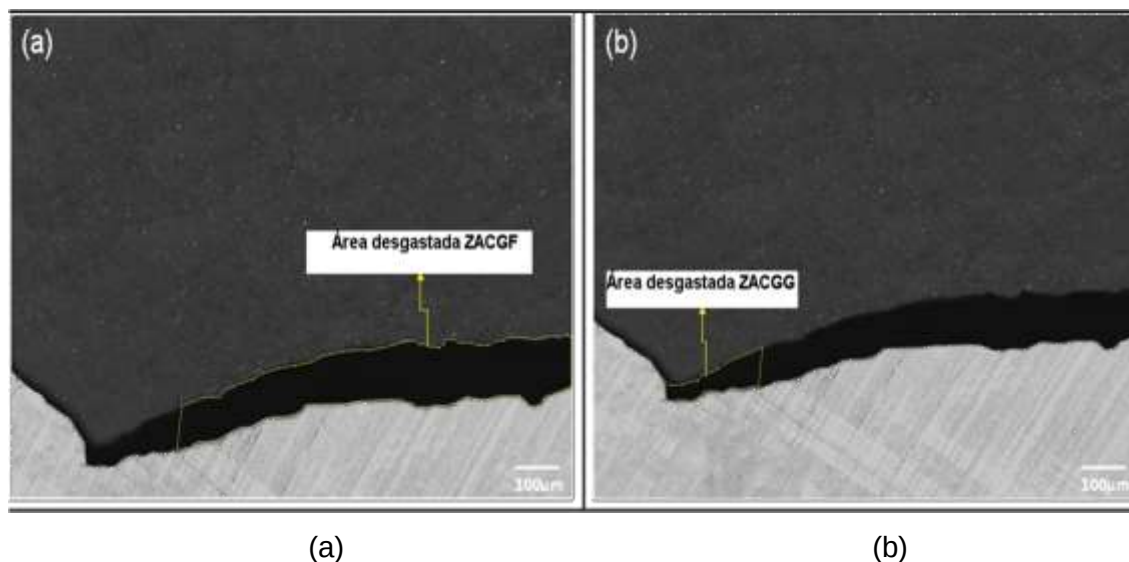


Figura 3.36 – Área desgastada de uma amostra soldada no sentido puxando, após ensaio de corrosão com cloreto férrico (FeCl_3) por 5 horas. (a) Área desgastada da ZACGG; (b) Área desgastada da ZACGF

A diferença entre a área corroída da amostra e a superfície da réplica permitiu uma avaliação mais coerente da relação entre as condições (convexidade e intensidade de tensões) e desgaste corrosivo, caracterizando com fidelidade a diferença entre a superfície das amostras antes e após a corrosão. Esta diferença, indicada pela máscara polimérica após imersão no Cloreto Férrico (FeCl_3), mostrou que as tensões geradas nesta área aumentaram a corrosão na ZAC, sendo seu efeito, caracterizado com fidelidade para analisar a região em estudo.

Assim, os resultados do desgaste na ZAC com uso de máscaras apresentados na Tab. 11.3 do Apêndice A e Fig. 3.37 mostraram que a corrosão aumenta com o tempo de exposição das amostras no cloreto férrico e que este aumento foi mais significativo para a condição de soldagem puxando (menor ângulo de convexidade), o que aponta o fator concentrador de tensão como um dos principais responsáveis pelo desgaste nesta região. Comportamento semelhante foi observado por Branco *et al.* (1986), mostrando que juntas críticas (aquelas de menor ângulo) geram um maior efeito de concentração de tensões, afetando propriedades como a resistência à corrosão. Quanto mais crítica for a geometria da junta, menor será a resistência à corrosão desta região.

Becker e Rieger (1953) também constataram a importância da forma do reforço das soldas, apontando uma concentração maior de tensões em juntas com menor ângulo de reforço.

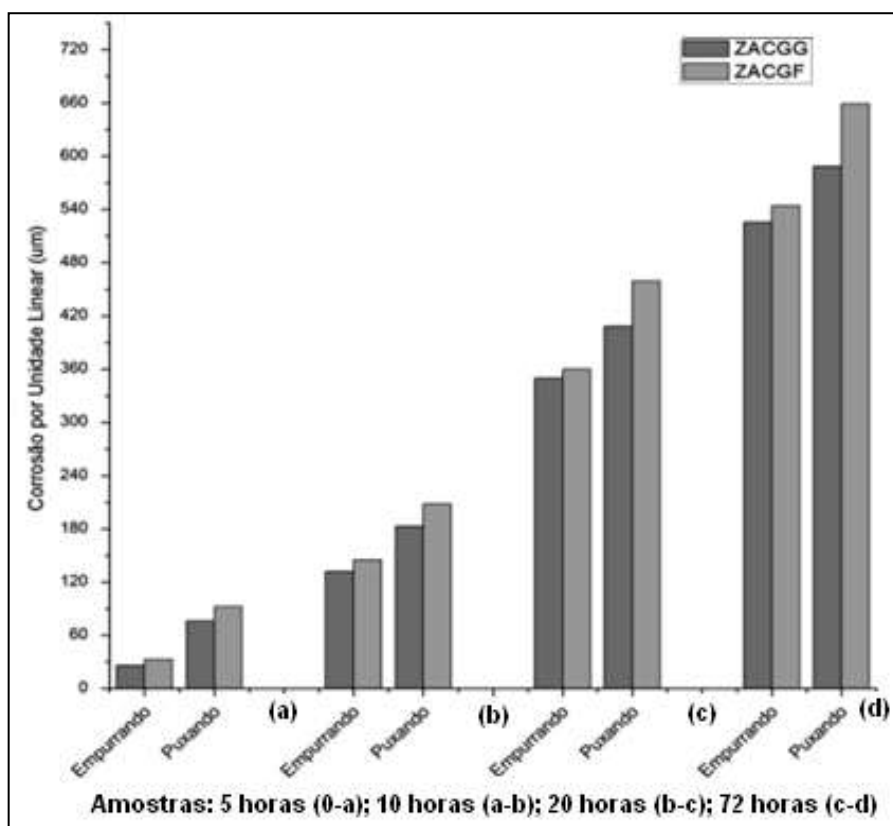


Figura 3.37 – Área de corrosão das amostras nas condições Puxando e Empurrando (Deformadas) em função do tempo de ataque na solução de cloreto férrico (FeCl_3): Empurrando e Puxando com tempo de exposição de 5, 10, 20 e 72 horas; ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina)

A fim de comprovar a atuação das tensões nas amostras submetidas a um carregamento mecânico de 12.300 N, que induz deslocamento de 26 mm, foi realizada uma simulação com estes parâmetros levando-se em consideração as dimensões das amostra sem estudo. Esta análise foi realizada por meio de um programa de análise via elementos finitos (Ansys®) simulando o processo de carregamento. Os Itens 12.1 e 12.2 do Apêndice B apresentama simulação do modelo numéricopara condição de uma amostra cuja geometria simula existir dois cordões de solda equidistantes do centro (sem introduzir, contudo, mudanças micro estruturais e tensões térmicas) e a Fig. 3.38 mostra o resultado desta simulação. Observa-se que a tensão é máxima na região de concordância entre o metal de

solda e o metal de base, sendo que a ZAC concentra um maior estado de tensão. Com isto fica caracterizado que esta região é a mais influenciada por estas tensões, que afetam diretamente as propriedades de corrosão.

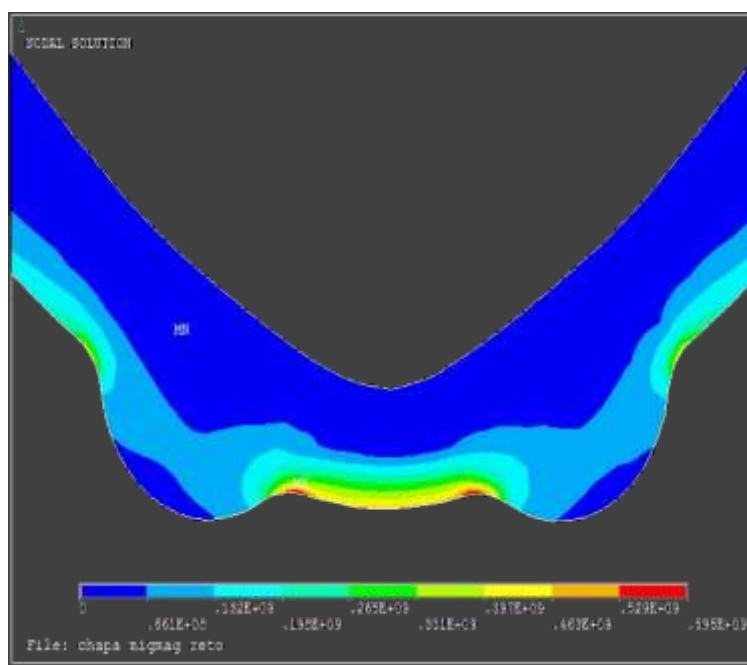


Figura 3.38 – Simulação das tensões em uma amostra com cordões equidistantes soldada pelo processo MIG/MAG

Além desta condição, o tempo de permanência, o pH e a temperatura da solução do cloreto férrico (FeCl_3) também contribuíram para um desgaste maior na ZAC mostrando que houve corrosão uniforme desta região com o tempo de exposição das amostras. Assim, os resultados do sistema de corrosão em estudo mostraram que o pH da solução medido antes, durante e após os testes indicaram variações de 1,07 para solução a temperatura ambiente, de 0,7 em solução aquecida a $50 \pm 2^\circ\text{C}$ e de 0,5 para solução ao término do tempo de 72 horas, contribuindo para este desgaste. Estudos feitos por Tretheway (1993) e Shifler (2004) também mostraram que a velocidade de corrosão em meio aquoso é dependente das condições do meio, quantidade de oxigênio, sais dissolvidos e pH. Ainda segundo Benard *et al.* (1991), a velocidade de corrosão aumenta com o aumento da concentração de sais dissolvidos e que o pH da solução tem influência na cinética das reações e na solubilidade do produto de corrosão. Em adição, pesquisas feitas por Gemelli (2001) e Gentil (2007) mostraram que a temperatura também tem um efeito na velocidade de corrosão, o que faz aumentar a solubilidade iônica e a difusividade, quando do seu aumento.

Levando-se em consideração estas variáveis, a condição de soldagem puxando apresentou um desgaste maior na ZAC, sendo caracterizada como a que pode gerar mais tensões na concordância entre o metal de solda e o metal de base, sendo escolhida para ser utilizada nos ensaios de corrosão subsequentes, auxiliando no estudo comparativo das técnicas de adoçamento usadas na borda do cordão de solda. Além disto, observou-se que o tempo de 5 horas poderia expressar com mais fidelidade o efeito das tensões atuantes no desgaste da região em estudo uma vez que após este tempo, predomina a aceleração do desgaste da região. Após este tempo, ocorreu apenas a continuidade do desgaste das amostras como pode ser visto na Fig. 3.39. Desta forma, a corrosão na ZAC para as análises subsequentes seria avaliada em amostras expostas ao cloreto férrico por um tempo de 5 horas.

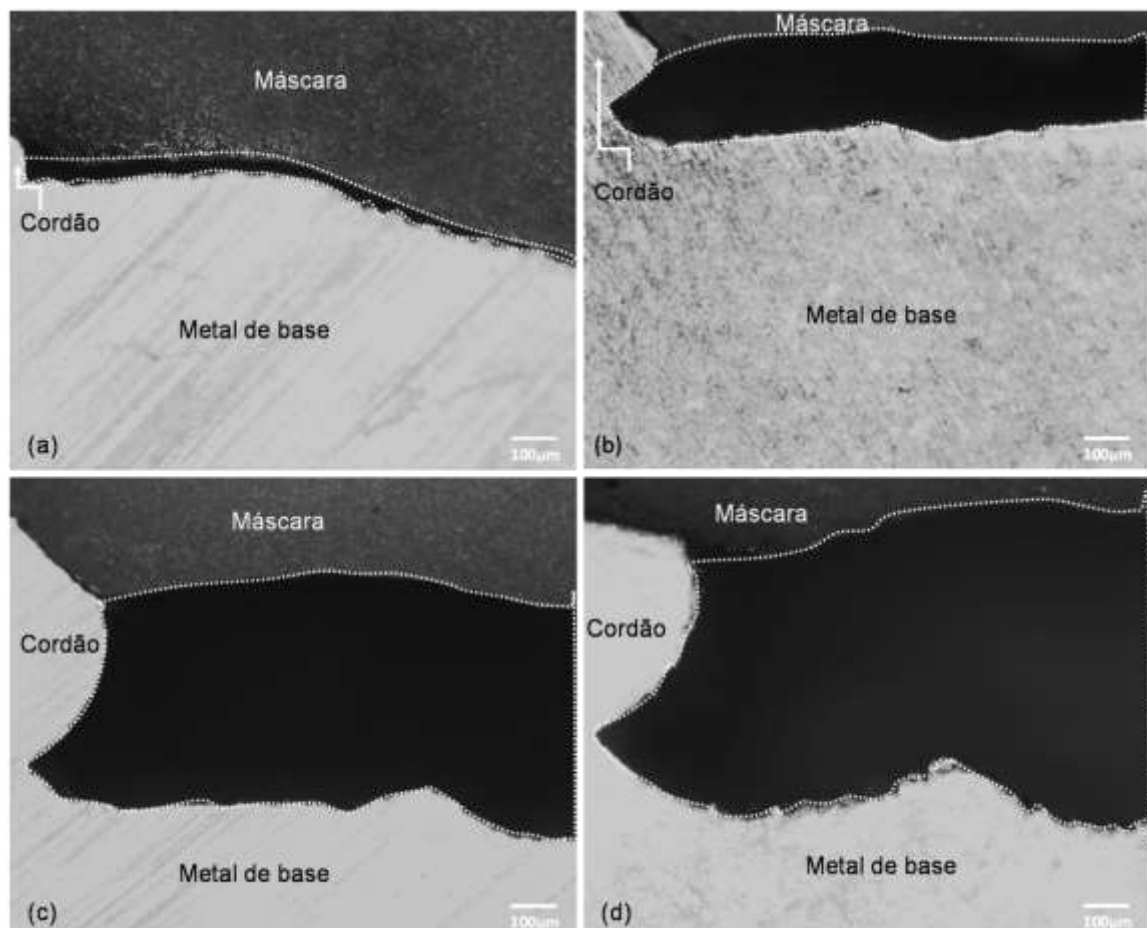


Figura 3.39 – Áreas desgastadas das amostras soldadas pelo processo MIG/MAG, variando o tempo de exposição no cloreto férrico (FeCl_3): (a) 5 horas; (b) 10 horas; (c) 20 horas; (d) 72 horas

Após a execução destes testes, foi feito um estudo comparativo do desgaste corrosivo

na ZAC em três amostras medindo 75 x 25,4 x 6,35 mm em duas condições distintas (dobradas restritas na região elástica com torquímetro e não restritas) aplicadas a condição de soldagem puxando. Este procedimento foi adotado para saber se as tensões restritas geradas na região de estudo, padronizadas com torque de 8,8 N.m, influenciariam na resistência à corrosão quando expostas a um tempo de 5 horas à solução de cloreto férrico aquecido.

Para tanto, três amostras de cada condição foram penduradas e expostas ao cloreto férrico aquecido, seguindo procedimento adotado na Fig.3.31. Em seguida foi analisada a área desgastada por dimensão linear com ajuda de um processador de imagem obtendo os resultados expostos na Tab. 11.4 do Apêndice A e Fig. 3.40. A partir desta análise observa-se que a corrosão foi maior para as amostras restritas no regime elástico, evidenciando o efeito das tensões localizadas na concordância entre o metal de solda e o metal de base que tendem a diminuir a resistência à corrosão na ZAC. Desta forma, optou-se por escolher amostras restritas para comparar o efeito dessas tensões pela mudança do fator de forma expresso pelo raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base com uso das técnicas de adoçamento por Usinagem e TIG Dressing no desgaste na ZAC.

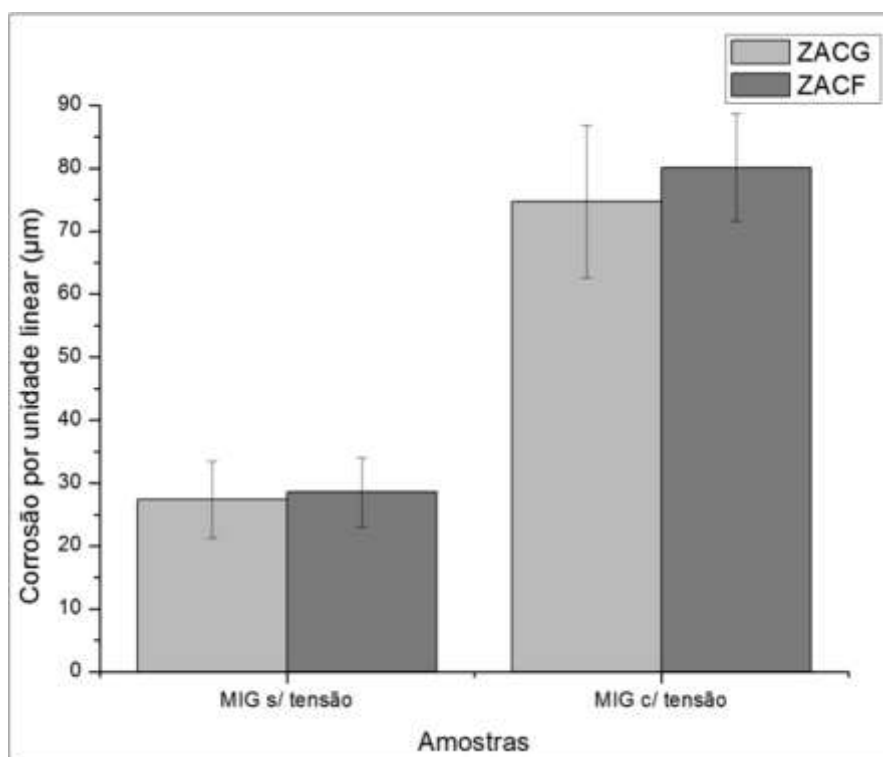


Figura 3.40 – Área de corrosão das amostras na condição de soldagem puxando restrita na região elástica em função do tempo de ataque em solução de cloreto férrico (FeCl_3) após 5 horas; ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina)

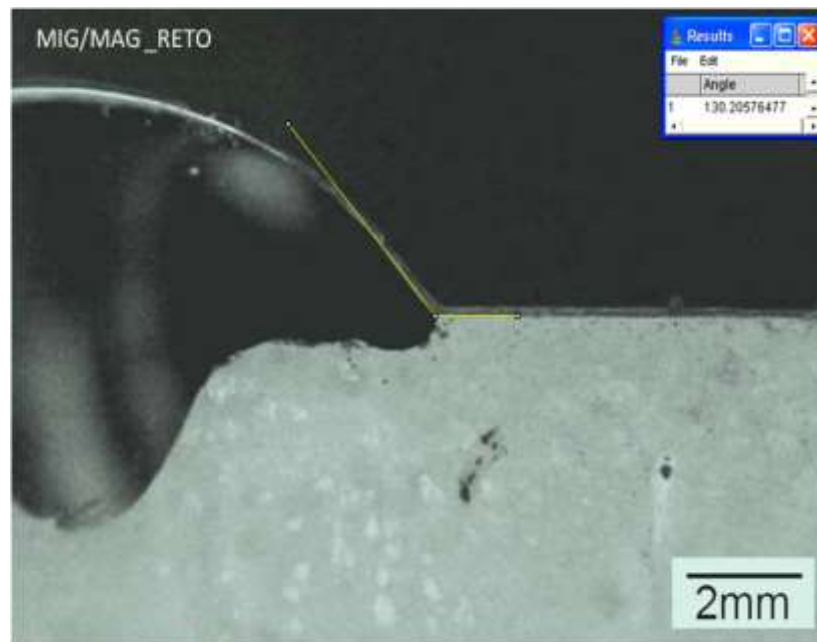
Levando-se em consideração que o fator concentrador de tensão de uma junta soldada determinado pelo raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base afeta a corrosão na ZAC, decidiu-se fazer um estudo comparativo entre as técnicas de adoçamento da borda do cordão de solda proposta neste trabalho, avaliando-se o efeito das tensões geradas pelo raio de curvatura (ou raio de concordância) entre o metal de solda e o metal de base na corrosão na ZAC. Assim, desenvolveu-se um procedimento que será descrito no próximo item mostrando como será determinado este raio nos cordões MIG/MAG para depois compará-los com as técnicas em estudo.

3.6. Procedimento para determinar o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base

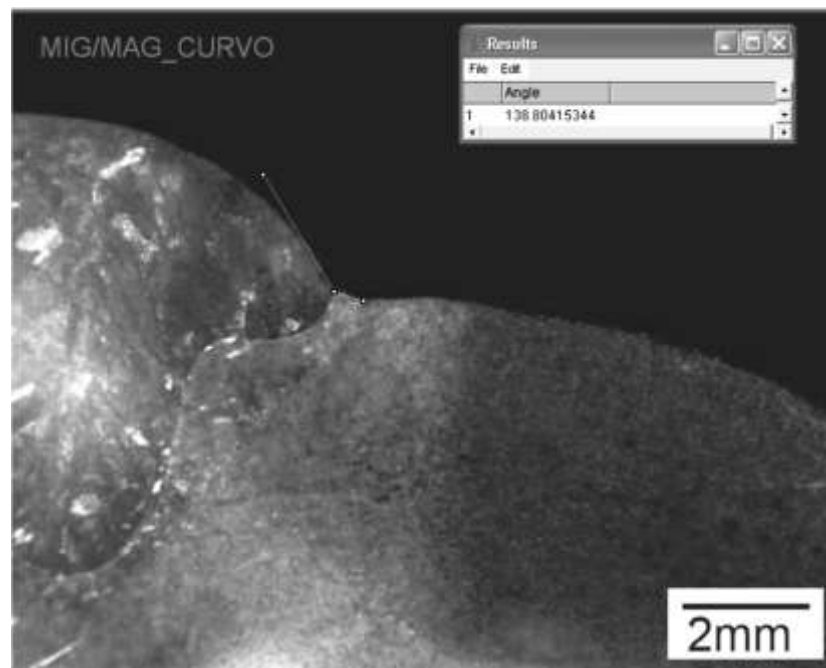
Estudos realizados por Branco *et al.* (1986) mostraram que as juntas soldadas apresentam concentração de tensão, que surge durante o processo de resfriamento da solda, afetando as propriedades de resistência à corrosão desta região. Takahashi e Ito (1971) mostraram este efeito associando o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base à geração de tensões nesta região. Dos resultados obtidos, verificou-se que estas tensões tendem a diminuir com o aumento do raio. Assim, quanto menor o raio de concordância, menor será a resistência à corrosão desta região.

Baseado neste princípio, a determinação do raio de concordância abordado neste capítulo será apresentado levando em consideração amostras soldadas no sentido puxando (maior convexidade) por gerar mais tensões na ZAC e amostras dobradas para medir a sensibilidade do procedimento adotado. Após esta análise será possível estabelecer uma relação das tensões geradas pelo raio de concordância com o desgaste na ZAC.

Para determinar o raio de concordância, inicialmente foi calculado o ângulo de concordância ou convexidade (θ) a partir de amostras soldadas pelo processo MIG/MAG no sentido puxando retas e curvas para mostrar a diferença da concordância entre elas. Sendo assim, das placas soldadas foram retiradas amostras medindo 75 x 25,4 x 6,35 mm, sendo em seguida embutidas e submetidas ao procedimento do item 3.2.3 a fim de serem analisadas macrograficamente através da medição do ângulo de convexidade (θ) com auxílio de um analisador de imagem como é mostrado na Fig. 3.41.



(a)



(b)

Figura 3.41 - Metodologia para calcular o ângulo de concordância entre o metal de solda e o metal de base para as amostras soldadas pelo processo MIG/MAG: (a) Amostra reta; (b) Amostra curva

Para calcular o raio de concordância, usou-se um processador de imagem levando em consideração a concordância entre o metal de solda e o metal de base, fazendo-se um círculo a partir desta concordância, como mostrado na Fig. 3.42. Nesta análise, observou-se

que não existia uma referência da linha de concordância para delimitar o início do metal de solda e do metal de base. Desta forma, usou-se outro critério de medição onde foi feito um círculo sob a concordância de forma que tocasse em dois ou mais pontos do cordão de solda. Esses pontos, mostrados na Fig. 3.43, seriam o zero delimitado pelo início do metal de solda mostrado pelo ponto (1) e o ponto de inflexão que seria o máximo da concordância, mostrado pelo ponto (3). A partir desses pontos usou-se o analisador de imagem para calcular o ângulo de concordância. A partir dos resultados observa-se que os pontos delimitados na concordância não estão ajustados para o cálculo do ângulo de convexidade, podendo obter resultados não condizentes para as concordâncias analisada neste trabalho. Desta forma, partiu-se para o desenvolvimento de outro procedimento que se aproximasse da concordância das amostras em estudo.

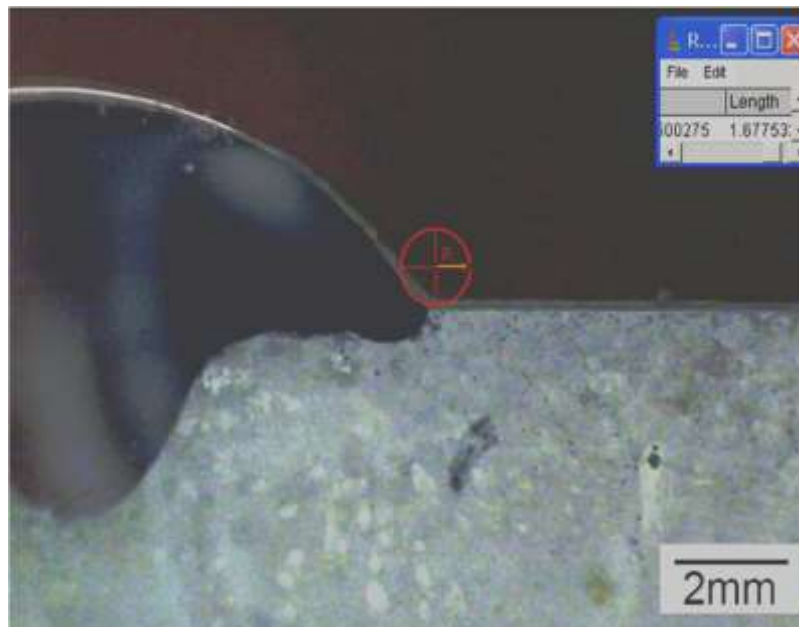


Figura 3.42 - Metodologia para calcular o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base em uma amostra com soldagem MIG/MAG

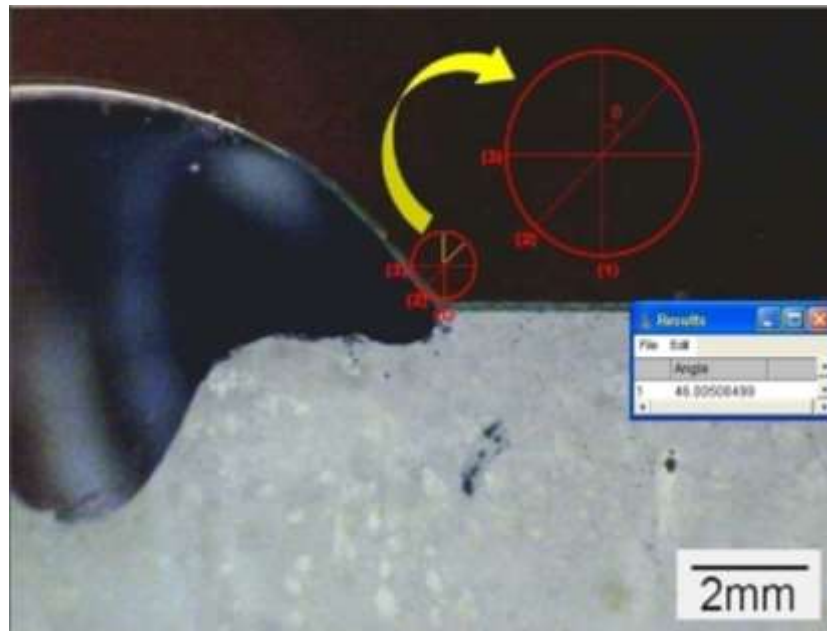


Figura 3.43 - Metodologia para calcular o ângulo de concordância entre o metal de solda e o metal de base em uma amostra com soldagem MIG/MAG

Na tentativa de encontrar um procedimento que pudesse medir o raio de concordância com maior precisão, decidiu-se fazer um programa em Matlab para calcular o Raio de Curvatura ou Raio de Convexidade (RC) a partir de pontos extraídos da concordância do cordão de solda com auxílio de um analisador de imagem como consta no Apêndice C. Desta forma, escolheu-se a imagem de uma amostra reta para marcar pontos ao longo do cordão de solda que seriam usados para calcular o raio de cada uma pelo Matlab. Estes pontos foram delimitados pelo zero que coincide com a linha de concordância entre o cordão de solda e o metal de base e pelo ponto de inflexão no cordão de solda. A Figura 3.44 mostra o procedimento para encontrar o raio de concordância em cada caso. Na Tabela 3.6 observa-se a sequência dos pontos extraídos da concordância com o resultado do cálculo do raio mostrado na Fig. 3.45. Neste procedimento utilizou-se um analisador de imagem para auxiliar na medição do ângulo de concordância e na marcação dos pontos ao longo da concordância.

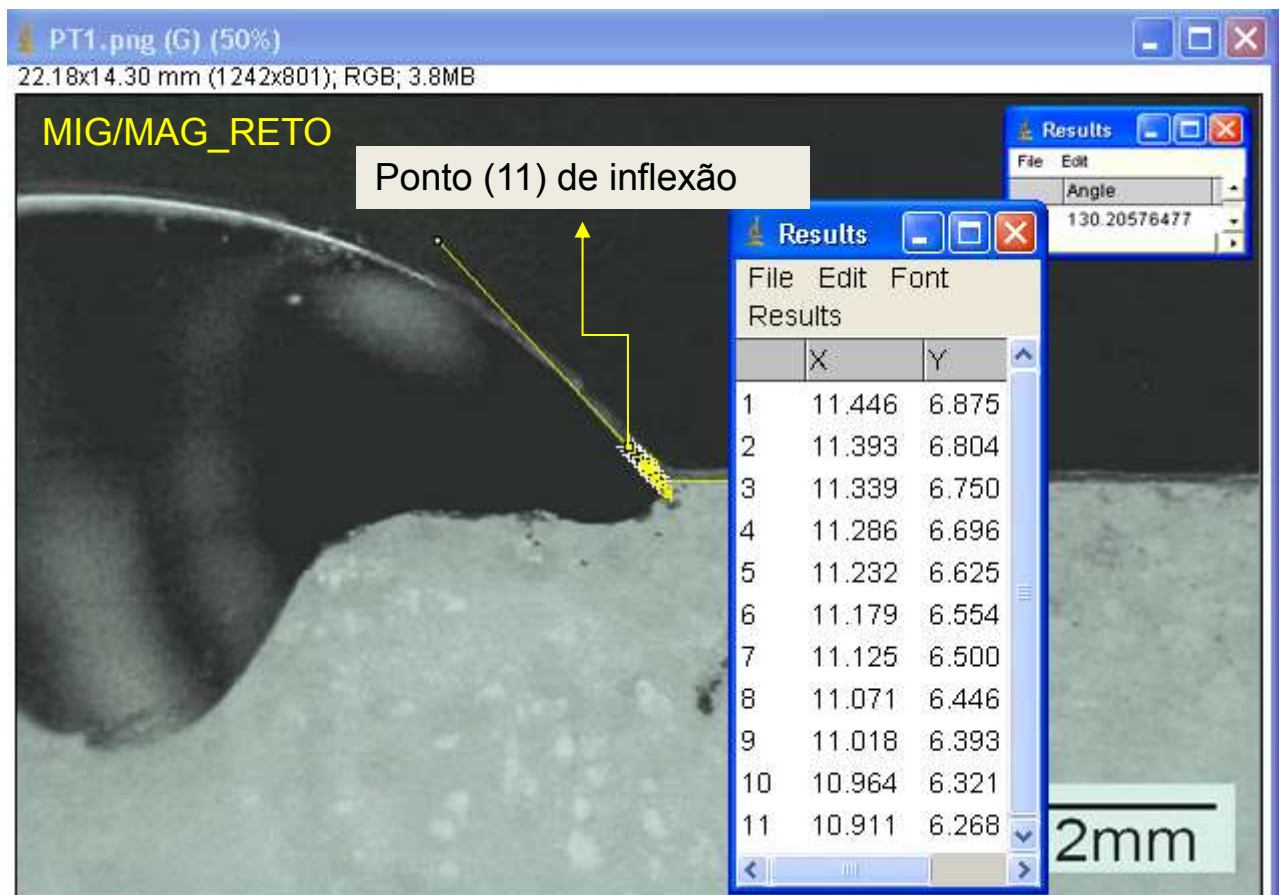


Figura 3.44 - Procedimento para calcular o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base em uma amostra reta soldada pelo processo MIG/MAG

Tabela 3.6 – Sequência dos pontos da concordância entre o metal de solda e o metal de base em uma amostra reta soldada pelo processo MIG/MAG (X e Y) e para medição do raio (X1 e Y1)

Pontos	X	Y	X1	Y1	Observação
1	9.527	6.509	0	0	Cálculo considerando que o ajuste deva passar o mais próximo de 0,0 Centro em x: 1.5844 Centro em y: 1.9172 Raio: 2.4871 mm Ajuste (quanto menor, melhor): 0.36074 Coordenadas do 0,0: 0, - 0.00014171
2	9.491	6.472	-0.0360	0.0370	
3	9.454	6.436	-0.0730	0.0730	
4	9.418	6.400	-0.1090	0.1090	
5	9.363	6.363	-0.1640	0.1460	
6	9.345	6.327	-0.1820	0.1820	
7	9.291	6.272	-0.2360	0.2370	
8	9.254	6.236	-0.2730	0.2730	
9	9.218	6.200	-0.3090	0.3090	
10	9.181	6.163	-0.3460	0.3460	
11	9.127	6.109	-0.4000	0.4000	

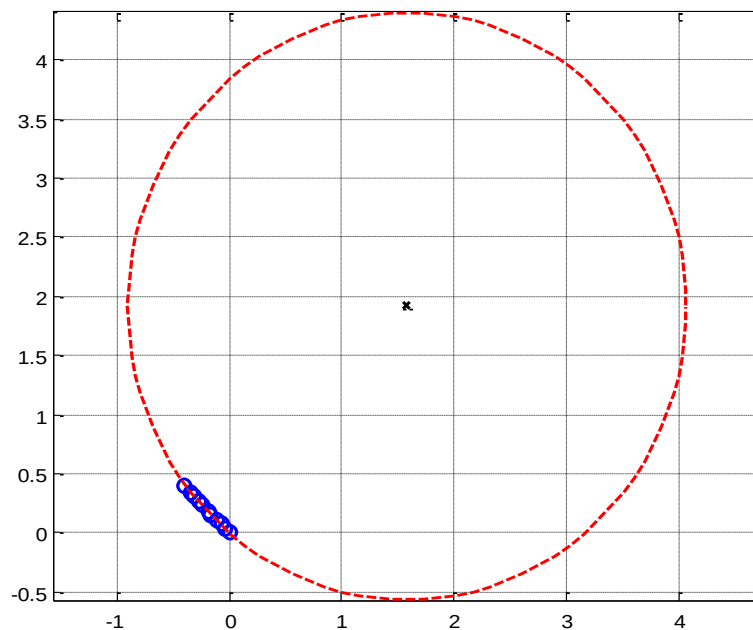


Figura 3.45 - Raio de Concordância ou Convexidade (RC) entre o metal de solda e o metal de base em uma amostra reta soldada pelo processo MIG/MAG

A fim de mostrar a diferença entre os raios de concordância, o procedimento anterior foi aplicado em uma amostra soldada por MIG/MAG curva como é mostrado na Fig. 3.46. A Tabela 3.7 mostra a sequência dos pontos extraídos da concordância com o resultado do cálculo do raio mostrado na Fig. 3.47.

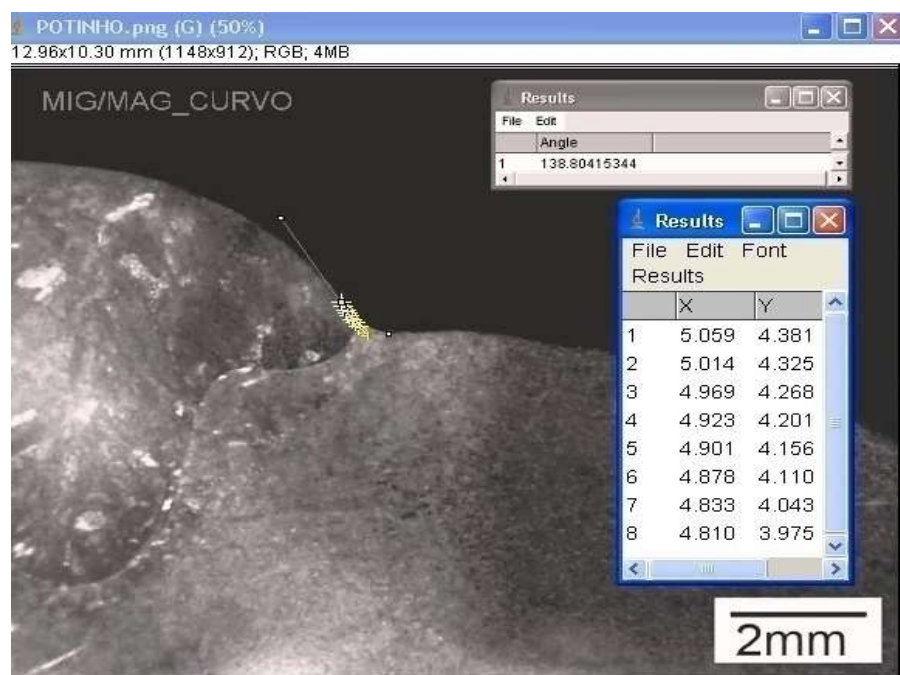


Figura 3.46 - Procedimento para calcular o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base em uma amostra curva soldada pelo processo MIG/MAG

Tabela 3.7 – Sequência dos pontos da concordância entre o metal de solda e o metal de base em uma amostra curva soldada pelo processo MIG/MAG (X e Y) e para medição do raio nas colunas (X1 e Y1)

Pontos	X	Y	X1	Y1	Observação
1	5.059	4.381	0	0	Cálculo considerando que o ajuste deva passar o mais próximo de 0,0 Centro em x: 3.8357 Centro em y: 2.7553 Raio: 4.7228 Ajuste (quanto menor, melhor): 0.45685 Coordenadas do 0,0: 0, 0.0001838
2	5.014	4.325	-0.0450	0.0560	
3	4.969	4.268	-0.0900	0.1130	
4	4.923	4.201	-0.1360	0.1800	
5	4.901	4.156	-0.1580	0.2250	
6	4.878	4.110	-0.1810	0.2710	
7	4.833	4.043	-0.2260	0.3380	
8	4.810	3.975	-0.2490	0.4060	

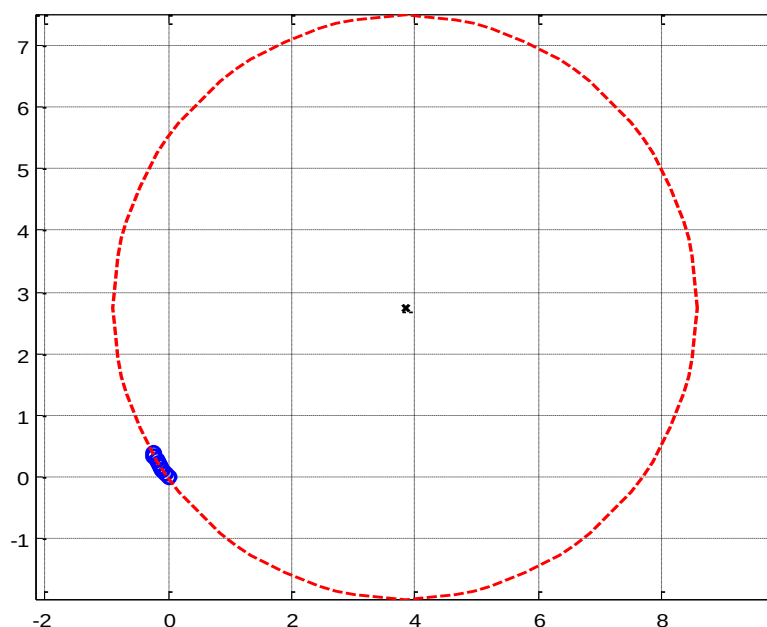


Figura 3.47 - Raio de concordância ou convexidade (RC) entre o metal de solda e o metal de base em uma amostra curva soldada pelo processo MIG/MAG

A partir dos resultados obtidos, a Tab. 3.8 mostra a relação do ângulo e raio de concordância das amostras soldadas com MIG/MAG reta e curva. Observa-se que o procedimento adotado para medir este parâmetro, está coerente com a concordância dos cordões de solda MIG/MAG reto e curvo, podendo ser utilizado para comparar as técnicas de adoçamento em estudo.

Tabela 3.8 - Ângulo e raio de concordância das amostras reta e curva soldadas pelo processo MIG/MAG

Condição das amostras soldadas	Ângulo de concordância (θ) ($^{\circ}$)	Raio de concordância (mm)
Cordão MIG/MAG_Reto	130,2	2,4
Cordão MIG/MAG_Curvo	138,8	4,7

3.7. Conclusão parcial

Foi possível se conseguir cordões com diferentes convexidades pela soldagem de simples deposição sobre chapa e usando-se ângulos de ataque no sentido puxando e empurrando. Os resultados apresentados após submeter essas placas de teste a meios corrosivos demonstraram que uma maior convexidade do cordão aumenta a susceptibilidade à corrosão na região de concordância entre o metal de solda e o metal de base. Porém, a sensibilidade do ensaio foi pequena. A aplicação de uma tensão até atingir o regime plástico entre os dois cordões da placa de teste mostrou pouco efeito no sentido do aumento da sensibilidade à corrosão. Por isto, tornou-se necessário induzir a região entre os cordões no regime plástico, seguido de restrição no regime elástico. Esta abordagem mostrou uma maior sensibilidade da ZAC ao meio corrosivo.

As técnicas utilizadas para avaliar a corrosão na ZAC foram limitadas quanto ao uso e identificação, não sendo possível avaliar qualitativamente e quantitativamente o desgaste desta região apenas por microscopia óptica, já que não foi possível associar as tensões geradas na concordância com o desgaste na ZAC. Assim, a técnica com o uso de uma máscara à base de resina polimérica, moldando a superfície original das amostras soldadas, permitiu uma avaliação mais coerente da relação entre a existência de concentradores de tensão (concordância cordão-metal de base) e intensidade de tensões da região em estudo. Além deste procedimento, um programa em Matlab foi adotado para medir o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base, permitindo um ajuste mais preciso com erro menor dos raios das amostras em estudo, podendo correlacioná-los ao fator concentrador de tensão atuante na região da borda do cordão de solda no desgaste na ZAC.

CAPÍTULO IV

AVALIAÇÃO DO DESGASTE POR CORROSÃO NA ZAC COM ADOÇAMENTO DA BORDA DO CORDÃO POR USINAGEM

4.1. Introdução

De acordo com Jutla (1996) e Haagensen e Maddox (2013), o princípio da técnica de usinagem usada na região da junta soldada se baseia no aumento do raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base, formando um raio de curvatura, minimizando as tensões geradas nesta região formadas durante o processo de soldagem. Além disto, estudos feitos por Nguyen (1995), Branco et al. (1986), Westin (2008) mostraram que melhorias feitas com esta técnica também alteram as condições morfológicas da superfície, proporcionando um acabamento superficial com menor rugosidade. Baseado neste contexto, este capítulo faz uma abordagem da aplicação da técnica de adoçamento por usinagem na região da borda do cordão de solda para avaliar o efeito das tensões geradas pela mudança do fator concentrador de tensão e acabamento superficial na corrosão na ZAC em meios contendo íons cloretos. Para tanto, esta técnica foi realizada na região em estudo de duas formas distintas. Na primeira, o adoçamento foi feito na região entre o metal de solda e o metal de base, para aumentar o raio de concordância. Na segunda, os cordões MIG/MAG foram totalmente usinados, eliminando a concordância entre cordão e o metal de base. Em seguida estas condições foram avaliadas por microscopia óptica verificando o efeito de melhoria proporcionado por esta técnica na corrosão na ZAC.

Para alcançar o objetivo proposto, o fluxograma da Fig. 4.1 mostra a sequência do procedimento para avaliar a corrosão na ZAC com uso das técnicas de usinagem.

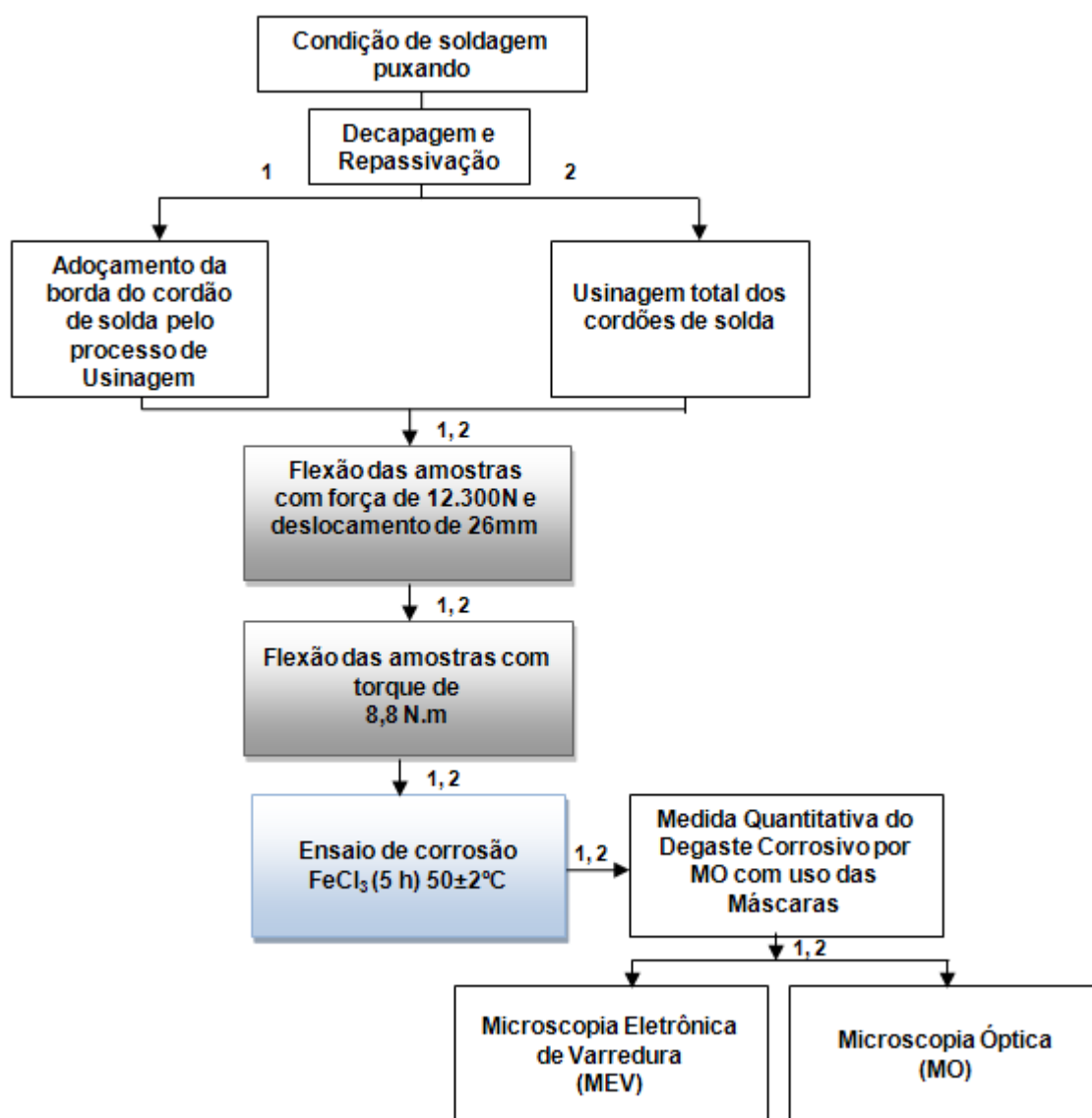


Figura 4.1 - Procedimento para avaliar a corrosão na ZAC por Usinagem

4.2. Usinagem total dos cordões de solda MIG/MAG

Diferentes autores, dentre eles Sanders (1977), Branco *et al.* (1986), Tawancy e Luai (2012), verificaram que o reforço das soldas contribui para uma intensificação da concentração de tensões na junta soldada afetando as propriedades de resistência à fadiga e corrosão desta região. Porém, estudos feitos por Baptista *et al.* (2008) mostraram que o efeito dessas tensões é função do ângulo de convexidade do cordão de solda, pela mudança do fator concentrador de tensão. Assim, Takahashi e Ito (1971) observaram que uma transição mais suave entre o cordão de solda e o metal de base, formando um ângulo de 180° conduz a valores mais baixos de concentração de tensão nesta região. Sendo assim, indústrias têm adotado este procedimento em algumas aplicações onde as

propriedades de fadiga e corrosão são importantes na aplicação do projeto. Desta forma, espera-se que a remoção do reforço das soldas aplicado neste trabalho possa eliminar as tensões residuais provenientes do processo de soldagem que afetaria a corrosão na ZAC do metal soldado, podendo obter resultados semelhantes aos encontrados na literatura.

A seguir será feita uma abordagem mostrando o efeito das técnicas de usinagem na região da borda dos cordões de solda MIG/MAG na resistência à corrosão na ZAC.

4.2.1. Procedimento empregado para usinagem total dos cordões de solda MIG/MAG

O procedimento de remoção total dos cordões foi realizado via aplainamento utilizando-se ferramenta (bit de aço rápido) para desbastar os cordões MIG/MAG, eliminando-se a concordância entre o metal de solda e o metal de base das placas de dimensão 200 x 75 x 6,35 mm. As etapas deste procedimento foram realizadas de tal forma que não se desbastasse a espessura da chapa como mostrado na Fig. 4.2.

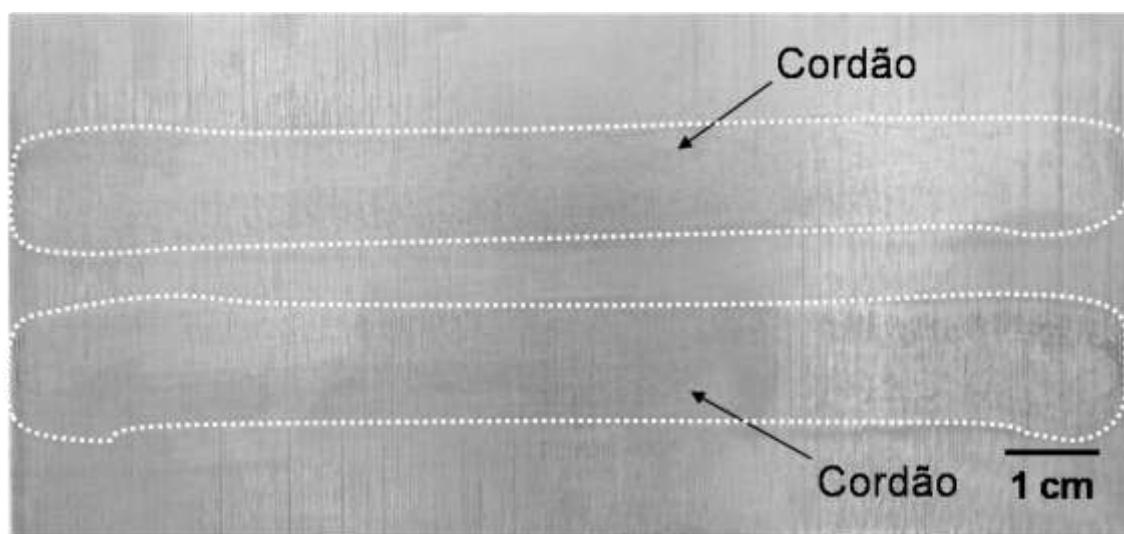


Figura 4.2 – Usinagem total da placa de teste

Após a remoção, as placas de teste foram seccionadas transversalmente as soldas em três amostras de dimensão 75 x 25,4 x 6,35 mm, sendo em seguida lixadas com lixas #180 a #600, para garantir um acabamento uniforme e similar para todas. Logo após, foram flexionadas e submetidas ao ensaio de corrosão, seguindo procedimento adotado no item 3.5.4.

4.2.2. Efeito da concordância entre o metal de solda e o metal de base sobre o desgaste na ZAC

Para estudar o efeito das tensões geradas na região de concordância entre o metal de solda e o metal de base no desgaste na ZAC, foi feito um estudo entre amostras com raios de concordância distintos (MIG/MAG e MIG/MAG usinado total), associando-se o fator concentrador de tensão gerado pelo raio das amostras ao desgaste da região em estudo. Para tanto, esta análise foi feita preliminarmente levando em consideração a área de corrosão por extensão linear na ZAC.

Os raios e ângulos de concordância dos cordões soldados por MIG/MAG e MIG/MAG usinado total, calculados a partir do procedimento do Item 3.7, mostraram que a condição de soldagem MIG/MAG apresentou um ângulo de concordância menor do que a condição do MIG/MAG usinado total com um raio de concordância relativamente pequeno como mostrado na Tab. 4.1. Isto poderia induzir uma maior concentração de tensão na região de concordância em estudo, afetando principalmente as propriedades de fadiga e corrosão na ZAC. A Figura 4.3 mostra a macrografia de uma seção transversal das condições em estudo. Observa-se que a metodologia adotada para medir o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base está coerente com a concordância dos cordões de solda MIG/MAG e MIG/MAG usinado total. Assim, como o fator concentrador de tensão é proporcional ao ângulo de convexidade, sendo uma relação que afeta as propriedades de corrosão da junta soldada, espera-se que a corrosão na ZAC seja maior para as amostras soldadas com MIG/MAG pelo menor ângulo de concordância da região em estudo.

Tabela 4.1 – Determinação do ângulo e raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base das condições (MIG/MAG e MIG/MAG usinado total)

Condição das amostras soldadas	Ângulo de concordância (θ) (°)	Raio de concordância (mm)
(a) Cordão MIG/MAG	138,8	4,7
(b) Cordão MIG/MAG_Usinado total	180	infinito

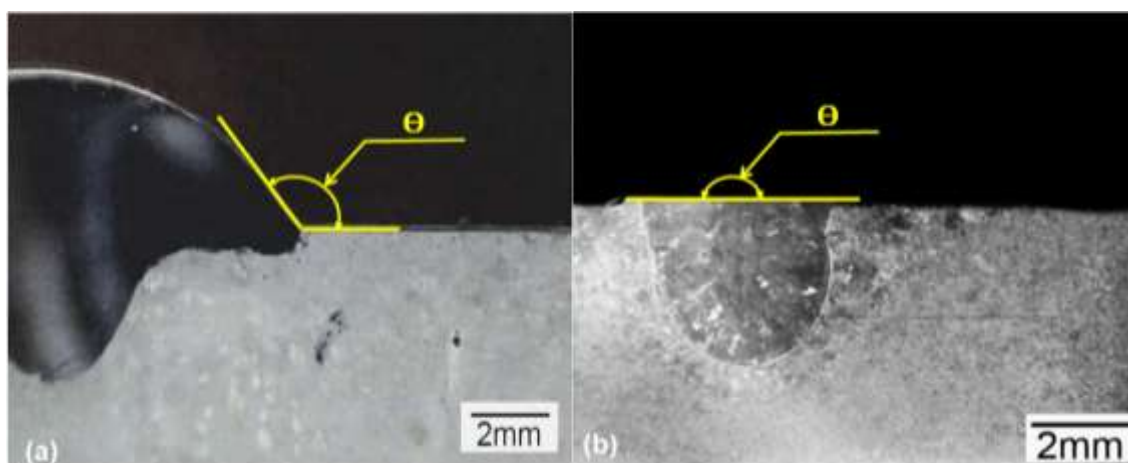


Figura 4.3 – Macrografia da seção transversal de uma amostra soldada pelo processo MIG/MAG: (a) Cordão MIG/MAG sem usinagem; (b) Cordão MIG/MAG com usinagem total (Ataque com Marble's)

Após determinação do ângulo e raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base, foi possível associar a corrosão na ZAC ao efeito das tensões geradas por esta concordância. Assim, fez-se um estudo preliminar deste desgaste levando em consideração a média da dimensão linear da ZAC das condições em estudo por microscopia óptica com auxílio de um analisador de imagem para poder medir a diferença (antes e após o processo de corrosão) com o uso das máscaras. Inicialmente este estudo foi feito baseado na dimensão total da ZAC (ZACGG e ZACGF) a fim de verificar a influência da concordância na corrosão. Desta forma, foram retiradas três amostras da seção transversal das placas de teste para obter o valor médio de cada condição, minimizando os erros decorrentes de medição do analisador de imagem. Em seguida foram lixadas e polidas passando pelo procedimento do item 3.4.2, para então serem atacadas com reagente Marble's revelando a microestrutura das duas regiões. Por meio da Fig. 4.4, observa-se que a extensão linear das regiões em estudo são diferentes decorrentes do processo de usinagem, sendo de 1179,08 μm para os cordões totalmente usinados e 643,55 μm para os cordões MIG/MAG sem o uso da técnica.

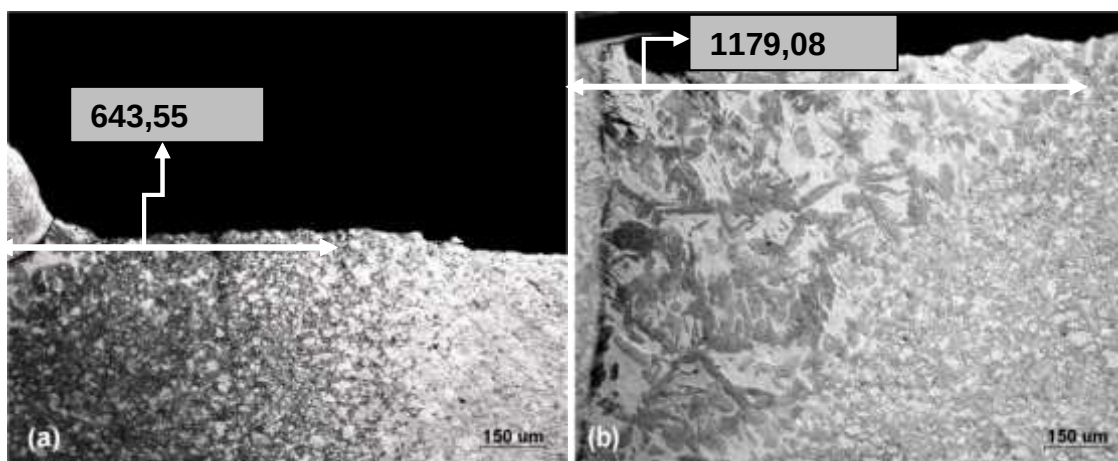


Figura 4.4 – Amostras com cordão MIG/MAG: (a) Extensão linear da ZACGG e ZACGF sem usinagem dos cordões; (b) Extensão linear da ZACGG e ZACGF com usinagem total dos cordões (ataque com Marble's)

A partir da dimensão linear de cada condição, foi possível verificar o desgaste na ZAC pela diferença de área das regiões com o uso das máscaras. A Figura 4.5 mostra a seção transversal das amostras soldadas com MIG/MAG (com e sem usinagem total dos cordões de solda) antes e após serem desgastadas com o cloreto férrico (FeCl_3).

A Tabela 14.1 do Apêndice D e Fig.4.6 mostram os resultados das regiões da ZAC desgastadas por corrosão com e sem o uso da técnica de usinagem total dos cordões de solda MIG/MAG. Observa-se que esta técnica contribuiu para diminuir a corrosão na ZAC das amostras submetidas a um período de cinco horas de exposição ao cloreto férrico (FeCl_3) aquecido. Estes resultados mostraram que o ângulo de convexidade (θ) entre o metal de solda e o metal de base influenciou no fator concentrador de tensão da região em estudo, sendo menor para as amostras que passaram pelo processo de usinagem total dos cordões, contribuindo para um desgaste menor por corrosão na ZAC das amostras submetidas a esta técnica. Este efeito já demonstrado por Becker e Rieger (1953), Sanders (1977), Lawrence et al. (1978) e Alam (2005) citados anteriormente, comprova que a remoção do reforço da solda diminui as tensões na junta soldada contribuindo para uma maior resistência à corrosão em meios contendo íons cloretos.

Por outro lado, ficou evidente que as tensões produzidas na borda do cordão de solda pela flexão e restrição das amostras no regime elástico também contribuiu para aumentar o desgaste na ZAC das duas condições em estudo. De acordo com Ferrica e Branco (1990) as restrições externas impostas às chapas soldadas contribuem para restringir tensões na junta soldada, contribuindo para acelerar o processo de corrosão nesta região, como explicado por Tawancy e Luai (2012).

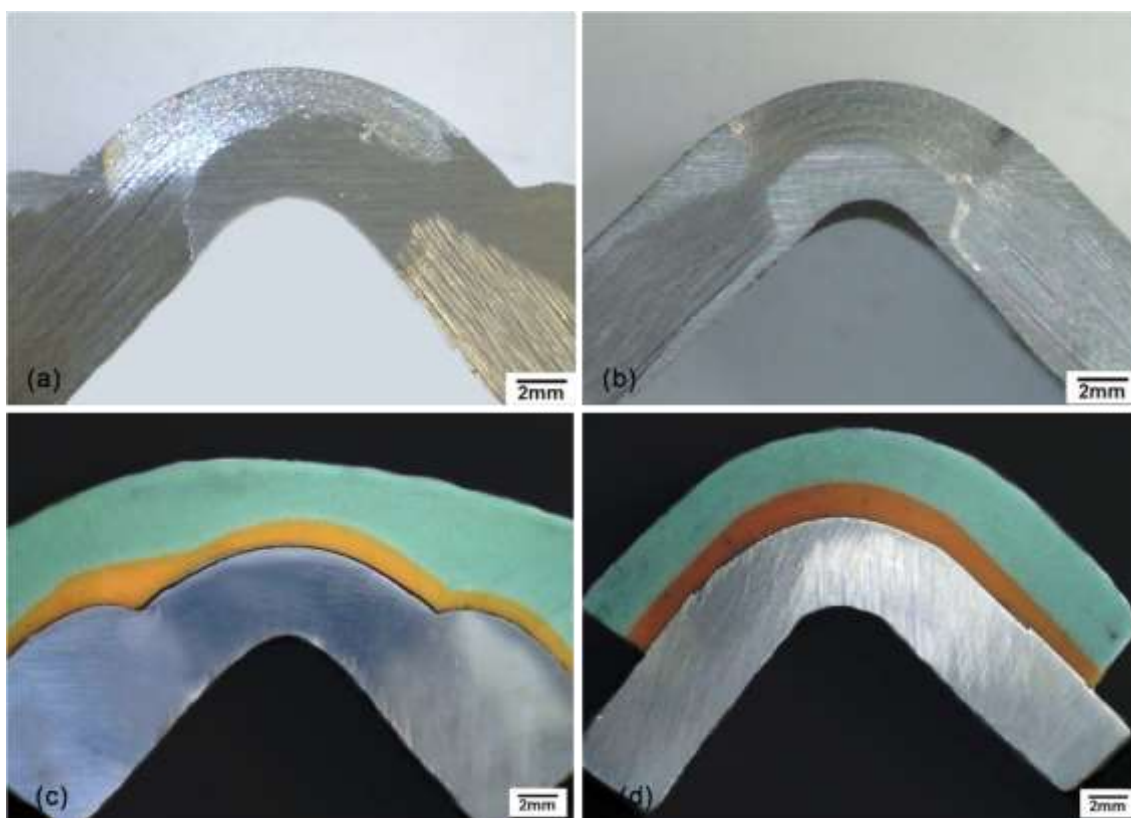


Figura 4.5 – Seção transversal das amostras soldadas com MIG/MAG: (a) Antes da corrosão sem usinagem total do cordão de solda; (b) Antes da corrosão com usinagem total do cordão de solda; (c) Sem usinagem total do cordão de solda após serem desgastadas com o cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C por cinco horas; (d) Com usinagem total do cordão de solda após serem desgastadas com o cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C por cinco horas

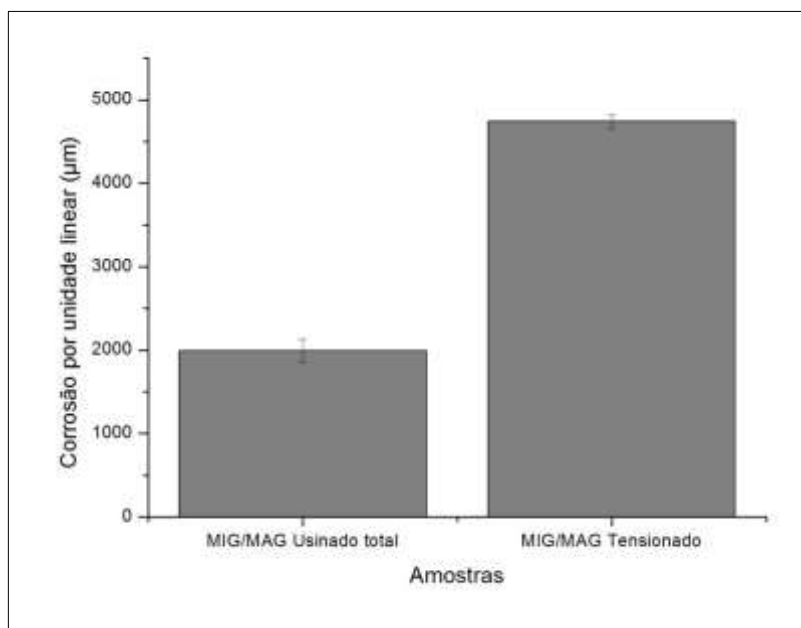


Figura 4.6 – Área de corrosão na ZAC de cordões MIG/MAG (com e sem usinagem total) após imersão no cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C por cinco horas

Após este estudo preliminar, procedeu-se à repetibilidade dos resultados considerando-se doze amostras (seis por placa de teste) das condições estudadas separando a região da ZAC em ZACGG e ZACGF. Nesta etapa foi considerada a média das áreas desgastada dos dois lados do cordão para diferenciar a corrosão na ZAC. De acordo com a Tab. 14.2 do Apêndice D e Fig. 4.7 observa-se que o desgaste na ZAC das condições estudadas teve comportamento idêntico aos resultados obtidos anteriormente. No entanto, a ZACGF apresentou um desgaste maior comparado à ZACGG e ao metal de base o que pode estar associado, além das tensões externas no regime elástico, a dois efeitos distintos. O primeiro ligado ao tamanho de grão, onde a ZACGF teria um maior número de contorno de grão (lugar mais susceptível à corrosão) em contato com a solução de cloreto férrico (FeCl_3). O segundo seria à formação de microconstituintes frágeis presentes nesta região.

Estudos feitos na ZAC no Capítulo III mostraram que os dois efeitos prevalecem. No entanto, a presença dos contornos de grãos do microconstituente martensita de granulometria fina distribuída na ZACGF se torna mais reativo (anódico) em relação aos grãos da ferrita (catódico) do aço em estudo, contribuindo para um desgaste maior desta região. Comportamento semelhante foi observado por Williams e Barbaro (2005), onde observaram que a corrosão na ZAC de um aço inoxidável ferrítico não estabilizado contendo 12 % de cromo foi influenciada pelo percentual, morfologia e distribuição de martensita nesta região, além do tamanho dos grãos.

Ainda segundo Batista e Kuri (2004), as diferenças microestruturais das juntas soldadas criam zonas catódicas e anódicas na microestrutura, aumentando a quantidade de regiões susceptíveis à corrosão, ocorrendo com mais frequência nas regiões do contorno de grão devido às heterogeneidades causadas pelos desarranjos atômicos.

A partir desta análise ficou comprovado que o desgaste na ZAC é influenciado pelo fator concentrador de tensão gerado pelo raio de concordância dos cordões MIG/MAG, sendo este efeito mais evidente na ZACGF.

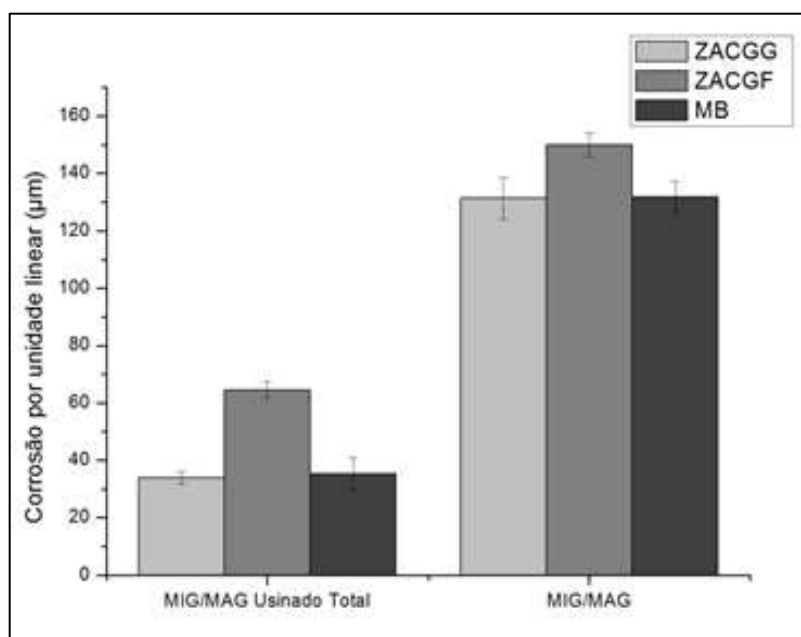
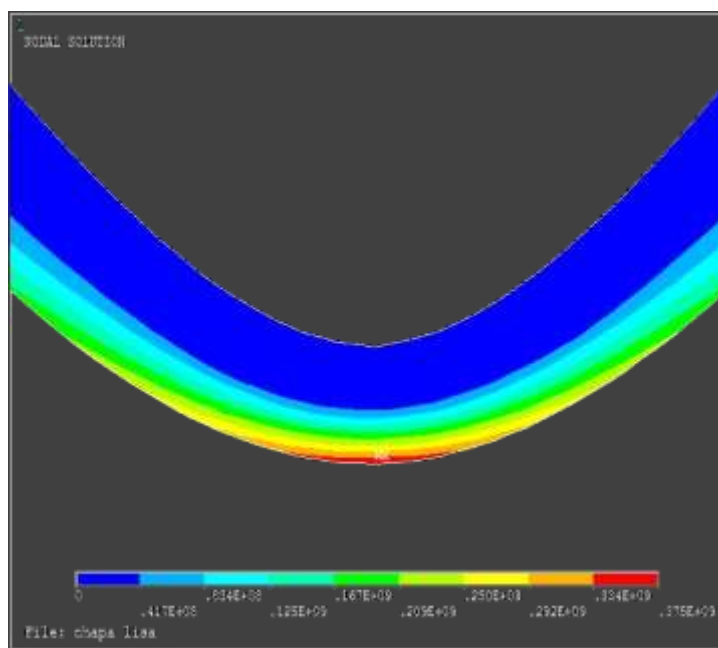


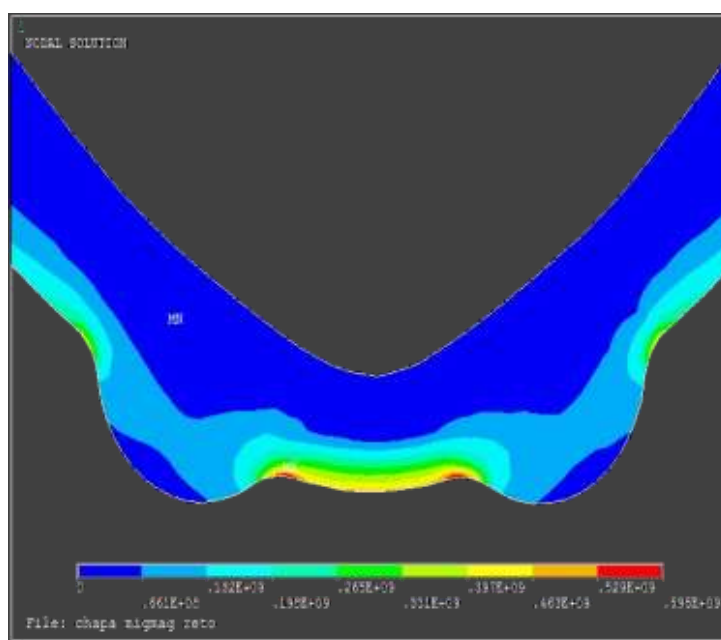
Figura 4.7 - Área de corrosão na ZACGG e ZACGF de cordões MIG/MAG (com e sem usinagem total) após imersão no cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C por cinco horas; ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina)

A fim de comparar a atuação das tensões na condição dos cordões de solda MIG/MAG (com e sem usinagem total), amostras submetidas a um carregamento mecânico de 12.300 N, atingindo um deslocamento de 26 mm, foram simuladas com esses parâmetros para mostrar o estado de tensão na ZAC nos dois casos. Espera-se que a condição sem os cordões de solda gere um menor estado de tensão decorrente do aumento do ângulo de convexidade. A análise foi realizada por meio de um programa de análise via elementos finitos (Ansys®) simulando o processo de carregamento. Os Itens 12.1 e 12.2 do Apêndice B e Fig. 4.8 mostram a simulação do modelo numérico para as condições das amostras com e sem cordão de solda. Observa-se que na condição sem os cordões de solda, a tensão máxima se concentra na parte curva do MB e que na condição com os

cordões de solda, o valor máximo dessas tensões está na ZAC. Com isto fica demonstrado que um baixo fator concentrador de tensão (representado pela amostra sem os cordões de solda) influenciou no desgaste por corrosão da região em estudo. Por outro lado, embora as tensões máximas estejam localizadas no metal de base das amostras sem os cordões, os resultados não mostraram maior desgaste nesta região o que pode estar relacionado ao tamanho dos grãos e/ou acabamento superficial com a lixa de granulometria #600.



(a)



(b)

Figura 4.8 - Simulação das tensões em uma amostra soldada pelo processo MIG/MAG: (a) sem cordões (b) com cordões equidistantes

A fim de saber se esta técnica de melhoria seria eficiente também na borda do cordão de solda com o aumento do raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base, decidiu-se fazer o adoçamento desta região comparando os resultados com os raios dos cordões MIG/MAG, como mostrado a seguir.

4.3. Adoçamento da borda do cordão de solda MIG/MAG por usinagem

De acordo com o estudo anterior, a remoção total dos cordões de solda MIG/MAG contribuiu para minimizar a concentração de tensão da região de concordância entre o metal de solda e o metal de base, aumentando a resistência à corrosão na ZAC. No entanto, esta prática, dependendo da aplicação, não é aceita pela indústria devido aos custos onerosos decorrentes do processo. Desta forma, outros procedimentos de melhoria são adotados na região de concordância com objetivo de reduzir as tensões decorrentes da convexidade dos cordões de solda. Trabalhos publicados por Millington (1971), Haagensen *et al.* (2008) e Maddox (2013) mostraram os benefícios desta técnica promovidos pelo aumento do raio de concordância da junta soldada, formando um raio de curvatura, minimizando as tensões geradas aumentando a resistência à fadiga da região em estudo. No entanto, poucos são os que relatam seu desempenho na resistência à corrosão. Desta forma, espera-se que utilizando técnicas semelhantes para aumentar o raio de curvatura entre o metal de solda e o metal de base possa eliminar parte das tensões residuais provenientes do processo de soldagem que afetaria a corrosão na ZAC, podendo obter resultados semelhantes aos encontrados na literatura.

A seguir será feito uma abordagem mostrando o efeito do adoçamento por usinagem na região da borda dos cordões de solda MIG/MAG na resistência à corrosão na ZAC.

4.3.1. Procedimento empregado para adoçar a borda dos cordões de solda MIG/MAG

No procedimento adotado para aplicar esta técnica, amostras de dimensão 75 x 25,4 x 6,35 mm do aço inoxidável em estudo soldadas pelo processo MIG/MAG foram adoçadas com uma ponteira cônica abrasiva rotativa de alumina (Al_2O_3) de granulometria #60, efetuando-se acabamento na borda do cordão e aumentando-se o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base.

A fim de garantir a repetibilidade no raio de concordância da parte usinada, foi confeccionada uma máscara rígida de polímero que funcionou como gabarito para sobreporla em todas as amostras no ato da usinagem, garantindo que a parte adoçada ficasse com

mesmo raio de concordância em todas elas. A máscara foi moldada em uma amostra e depois seccionada transversalmente ao cordão de solda para se ter uma visão do raio de concordância obtido após o adoçamento. Desta forma, foi possível calcular este raio usando um programa em Matlab, seguindo o procedimento da Fig. 3.44. Para tanto, as amostras foram submetidas a uma análise macrográfica do perfil do cordão após serem embutidas e passadas pelo procedimento do item 3.2.3, sendo em seguida atacadas com reagente Marble's. As etapas do procedimento utilizado para adoçar a borda do cordão de solda estão descrito na Fig. 4.9.

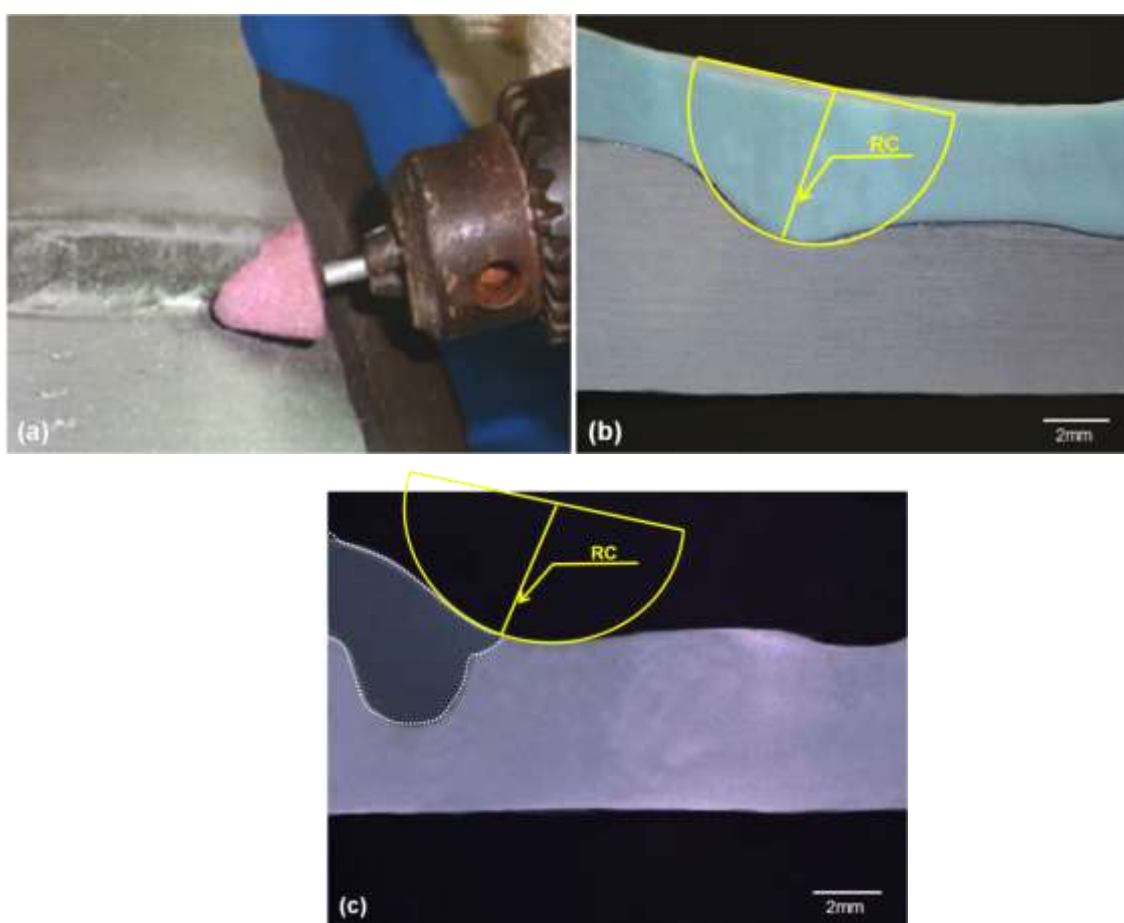


Figura 4.9 – Etapas de adoçamento da borda do cordão de solda: (a) Adoçamento da borda do cordão de solda; (b) Perfil da concordância com máscara; (c) RC (Raio de Concordância) (Ataque Marble's)

Após este procedimento foi possível associar o efeito das tensões geradas pelo raio de curvatura das amostras com e sem adoçamento ao desgaste na ZAC, conforme mostrado a seguir.

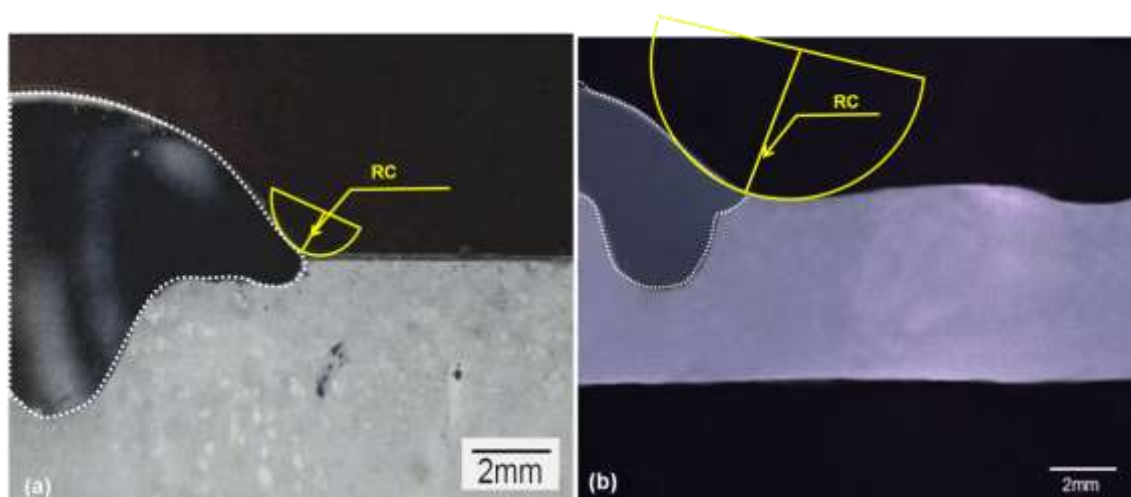
4.3.2. Efeito do adoçamento na concordância entre o metal de solda e o metal de base sobre o desgaste na ZAC

A fim de estudar o efeito das tensões geradas na região de concordância entre o metal de solda e o metal de base no desgaste na ZAC, foi feito um estudo entre amostras soldadas pelo processo MIG/MAG e MIG/MAG adoçadas pelo TIG Dressing, associando o ângulo e raio de concordância ao desgaste da região em estudo. Para tanto, esta análise foi feita levando em consideração a área de corrosão por extensão linear na ZAC.

Os raios e ângulos de concordância dos cordões soldados por MIG/MAG e MIG/MAG adoçado borda calculados a partir do procedimento do Item 3.7 mostraram que dentre estas condições, o cordão MIG/MAG sem adoçamento apresentou um ângulo de concordância menor com um raio de concordância relativamente pequeno, como mostrado na Tab. 4.2. Isto poderia induzir uma maior concentração de tensão na região de concordância, afetando principalmente as propriedades de fadiga e corrosão na ZAC. A Figura 4.10 mostra a macrografia de uma seção transversal das condições em estudo. Observa-se que a metodologia adotada para medir o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base está coerente com a concordância dos cordões de solda MIG/MAG e MIG/MAG adoçado borda. Assim, como o fator concentrador de tensão é proporcional ao ângulo e raio de concordância, sendo uma relação que afeta as propriedades de corrosão da junta soldada, espera-se que a corrosão na ZAC seja maior para as amostras soldadas com MIG/MAG pelo menor ângulo e raio de concordância da região em estudo.

Tabela 4.2 - Determinação do ângulo e raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base das condições (MIG/MAG e MIG/MAG adoçado borda)

Condição das amostras soldadas	Ângulo de concordância (θ) ($^{\circ}$)	Raio de concordância (mm)
(a) Cordão MIG/MAG	138,8	4,7
(b) Cordão MIG/MAG Adoçado_borda	164,6	7,9



4.10 - Macrografia da seção transversal de uma amostra soldada pelo processo MIG/MAG: (a) Cordão MIG/MAG sem adoçamento da borda do cordão de solda; (b) Cordão MIG/MAG com adoçamento da borda do cordão de solda (Ataque com Marble's)

Após determinação do ângulo e raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base, foi possível associar a corrosão na ZAC ao efeito das tensões geradas por esta concordância. Assim, fez-se um estudo preliminar deste desgaste levando-se em consideração a média da dimensão linear da ZAC das condições em estudo por microscopia óptica com auxílio de um analisador de imagem, medindo-se a diferença (antes e após o processo de corrosão) com o uso das máscaras. Inicialmente este estudo foi desenvolvido levando em consideração a dimensão total da ZAC (ZACGG e ZACGF) verificando a influência da concordância na corrosão. Desta forma, foram retiradas três amostras da seção transversal das placas de teste obtendo o valor médio de cada condição, minimizando os erros decorrentes de medição do analisador de imagem. Em seguida, passaram pelo procedimento do Item 3.4.2 para revelar a microestrutura das duas regiões. Através da Fig. 4.11, observa-se que a extensão linear das regiões em estudo são diferentes decorrentes do processo de adoçamento da borda do cordão de solda, sendo de 643,55 μm para os cordões com as bordas adoçadas e 692,98 μm para os cordões MIG/MAG sem o uso da técnica.

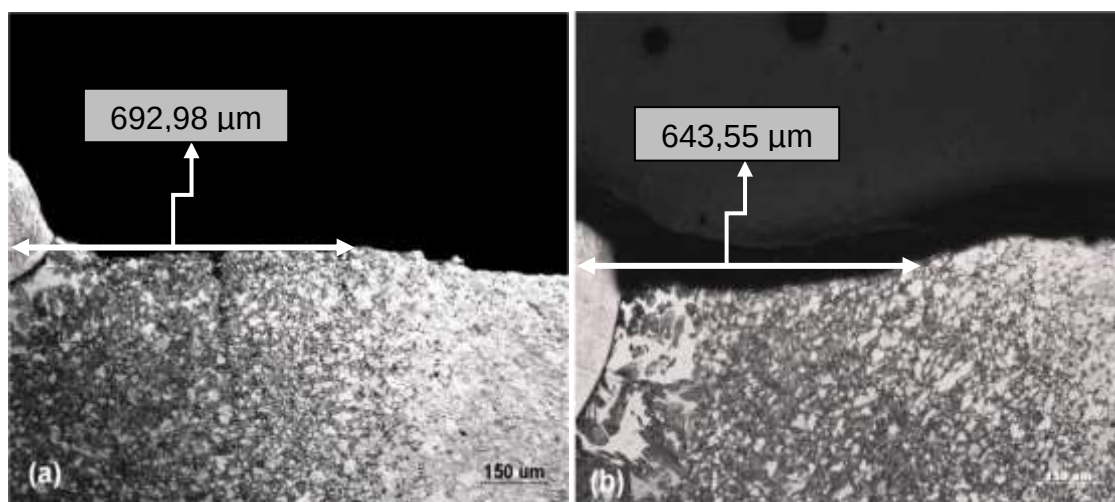


Figura 4.11 – Amostras com cordão MIG/MAG: (a) Extensão linear da ZACGG e ZACGF sem adoçamento; (b) Extensão linear da ZACGG e ZACGF com adoçamento (Ataque com Marble's)

A partir da dimensão linear de cada condição, foi possível flexionar e submeter às amostras ao ensaio de corrosão seguindo procedimento adotado na Fig. 3.33, com avaliação da área desgastada com uso de máscara seguindo as etapas da Fig. 3.38. A Figura 4.12 mostra a seção transversal das amostras soldadas com MIG/MAG (com e sem adoçamento na borda dos cordões de solda) antes e após serem desgastadas com o cloreto férrico.

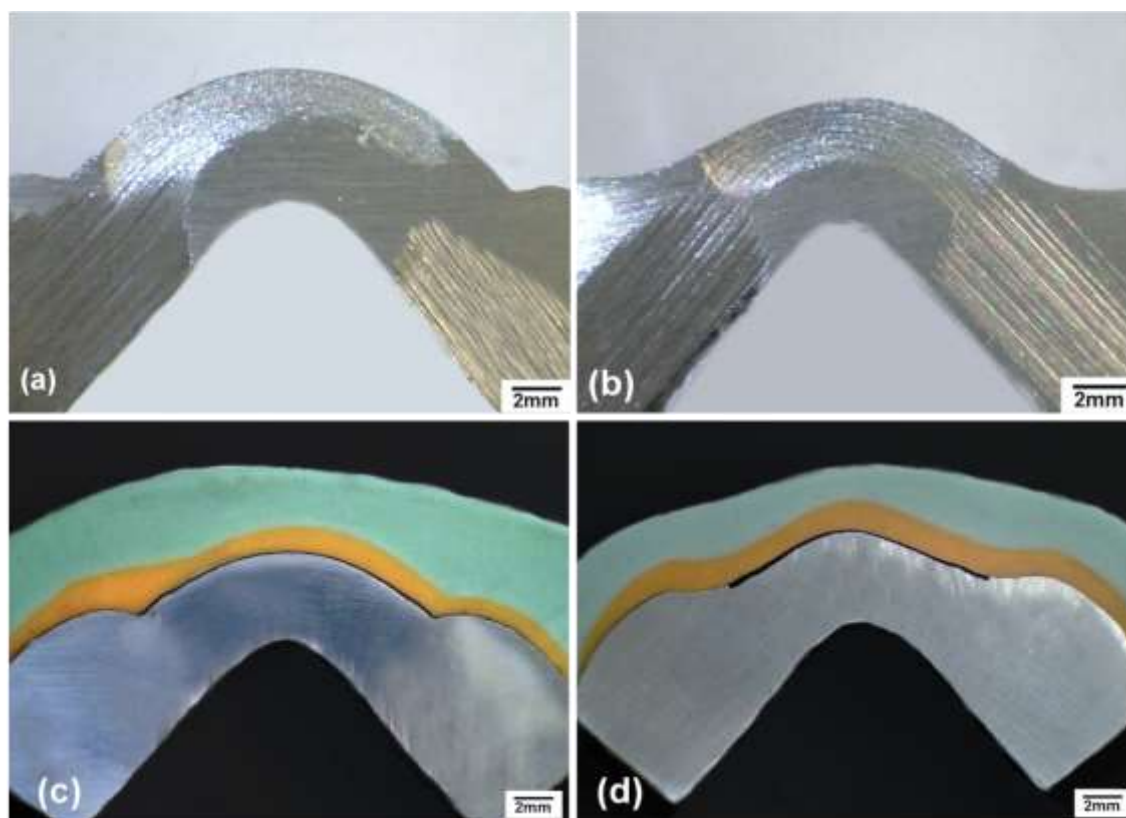


Figura 4.12 – Seção transversal das amostras soldadas com MIG/MAG: (a) Antes da corrosão sem adoçamento da borda do cordão de solda; (b) Antes da corrosão com adoçamento da borda do cordão de solda; (c) Sem adoçamento após desgaste com cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C por cinco horas; (d) Com adoçamento da borda do cordão de solda após desgaste com cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C por cinco horas

A Tabela 14.3 do Apêndice D e Fig.4.13 mostram os resultados preliminares do desgaste na ZAC por corrosão com e sem o uso do adoçamento dos cordões de solda MIG/MAG. Observa-se que esta técnica contribuiu para diminuir o desgaste corrosivo na ZAC das amostras submetidas a um período de cinco horas de exposição ao cloreto férrico (FeCl_3) aquecido. No entanto, esta diferença não foi significativa entre as condições estudadas para poder associar as tensões geradas pelo raio de curvatura entre o metal de solda e o metal de base ao desgaste na ZAC. Assim, após este estudo preliminar, fez-se a repetibilidade dos resultados.

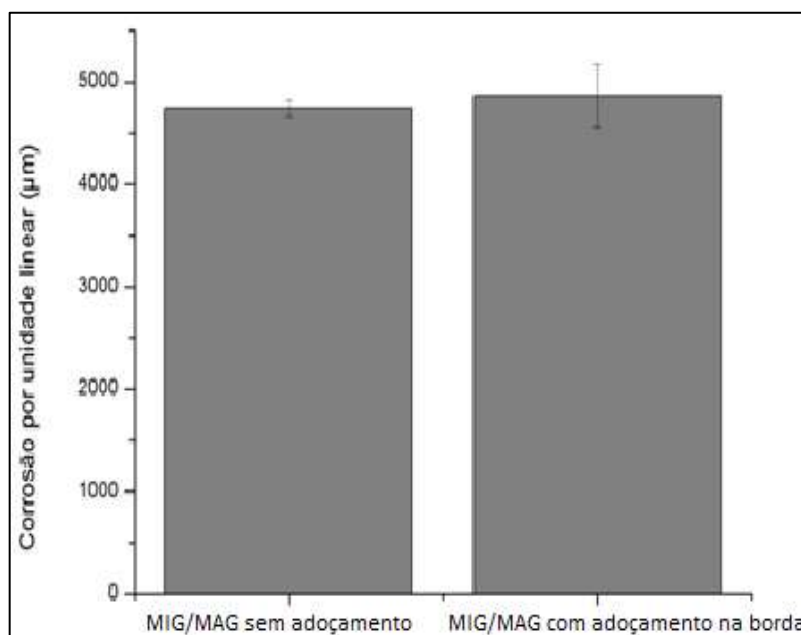


Figura 4.12 – Área da ZAC desgastada por corrosão de amostras com e sem adoçamento na borda dos cordões de solda MIG/MAG

Após estudo preliminar com três amostras de cada condição, fez-se a repetibilidade dos resultados considerando doze amostras (seis por placa de teste) das condições estudadas separando a região da ZAC em ZACGG e ZACGF. Nesta etapa foi considerada a média das áreas desgastadas dos dois lados do cordão para diferenciar a corrosão na ZAC. De acordo com a Tab. 14.4 do Apêndice D e Fig. 4.13, observa-se que o adoçamento na borda do cordão de solda contribuiu para aumentar o desgaste corrosivo na ZAC das amostras, o que foi atribuído à concentração de tensão na região de concordância além do efeito do acabamento superficial da borda contribuindo para aumentar o desgaste nesta região.

Embora esta técnica tenha sido utilizada para remover os defeitos superficiais e proporcionar uma transição suave entre o metal de solda e o metal de base, Gravalos *et. al* (2008) verificaram que o potencial de passividade dos aços inoxidáveis depende também dos diferentes padrões de rugosidade no qual uma superfície com o acabamento o mais liso possível aumenta o potencial de corrosão. Além disso, estudos realizados por Diniz *et al.* (2003) mostraram que parâmetros do processo de usinagem usados corretamente em acabamento de conjuntos soldados têm aumentado a resistência à corrosão em meios contendo íons cloretos. Kato e Ootoguro (1978) também mostraram que em regiões soldadas, além de outros fatores, os padrões de rugosidade é que determinam o acabamento da superfície, onde uma superfície mais rugosa pode levar ao rompimento do filme passivo dos aços inoxidáveis tornando-o ativo, levando à corrosão. Desta forma, o

acabamento grosseiro promovido pela ponteira rotativa pode ter contribuído para uma superfície mais rugosa, alterando a morfologia da borda do cordão de solda, sendo responsável pela formação de defeitos nesta região, levando a uma maior dificuldade de repassivação do filme de óxido de cromo que protege os ácidos inoxidáveis contra corrosão.

Por outro lado, ficou evidente que as tensões geradas na borda do cordão de solda pela geometria do raio de concordância, flexão e restrição das amostras no regime elástico, também contribuíram para aumentar o desgaste na ZAC das duas condições em estudo, sendo este desgaste maior na ZACGF. De acordo com Ferrica e Branco (1990), as restrições externas impostas às chapas soldadas contribuíram para restringir tensões na junta soldada, acelerando o processo de corrosão nesta região, como explicado por Tawancy e Luai (2012). Além deste efeito, a presença de microconstituente como a martensita na ZACGF pode ter favorecido um aumento nas tensões, contribuindo para um maior desgaste nesta região. Estudos feitos por Melo *et al.* (2013) mostraram que a presença de microconstituintes em regiões soldadas de aço inoxidáveis contribuíram para aumentar os níveis de tensões residuais nestas regiões.

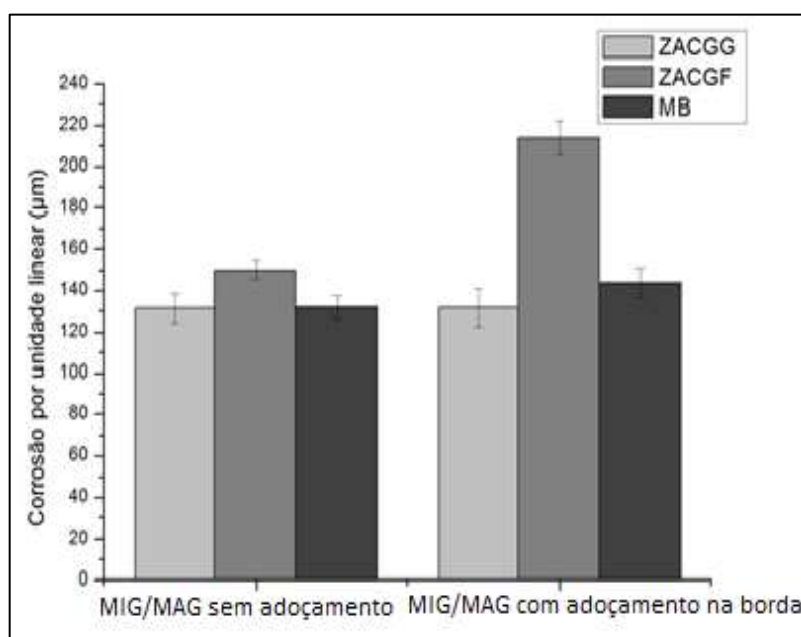
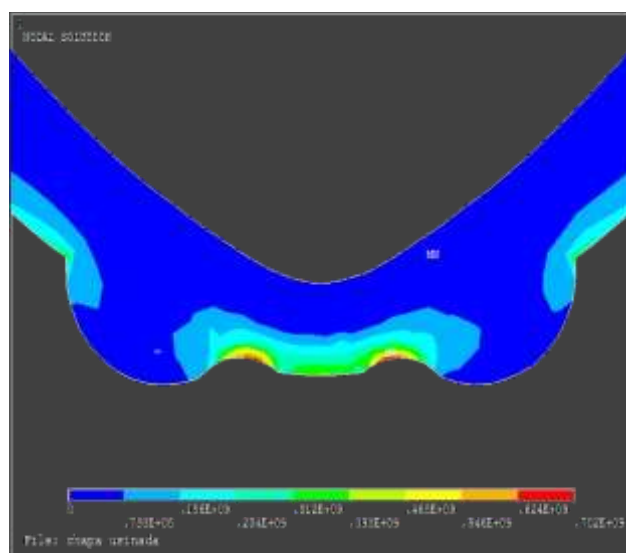


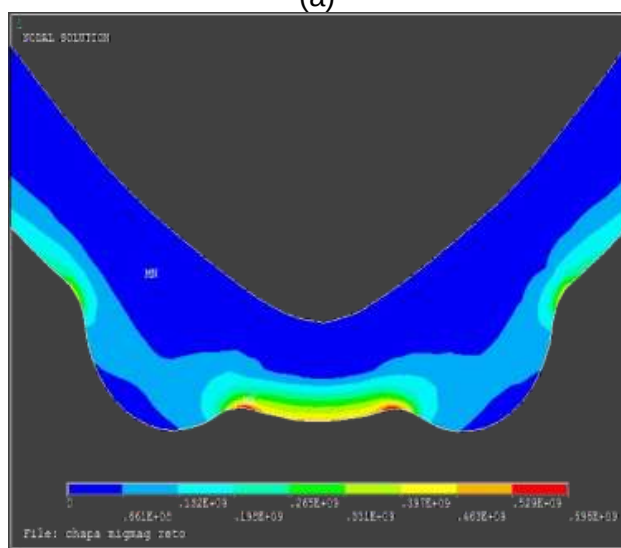
Figura 4.13 - Área da ZACGG e ZACGF desgastada por corrosão de amostras com e sem adoçamento na borda dos cordões de solda MIG/MAG; ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina); MB (Metal de Base)

A fim de comparar a atuação das tensões na condição dos cordões de solda MIG/MAG (com e sem adoçamento da borda), amostras submetidas a um carregamento

mecânico de 12.300 N, atingindo um deslocamento de 26 mm, foram simuladas com esses parâmetros para mostrar o estado de tensão na ZAC nos dois casos. Espera-se que a condição com os cordões de solda MIG/MAG adoçados gere um maior estado de tensão decorrente dos fatores expostos acima. A análise foi realizada através de um programa de análise via elementos finitos (Ansys®) simulando o processo de carregamento. Os Itens 12.1 e 12.2 do Apêndice B e Fig. 4.14 mostram a simulação do modelo numérico para as condições das amostras em estudo. Observa-se que nos dois casos o maior estado de tensão foi encontrado na região de concordância, sendo maior para as amostras adoçadas (702 MPa) e menor (595 MPa) para as não adoçadas. Com isto ficou comprovado que as tensões influenciaram no desgaste por corrosão desta região, sendo a ZAC a mais afetada.



(a)



(b)

Figura 4.14 - Simulação das tensões em uma amostra soldada pelo processo MIG/MAG: (a) Com adoçamento dos cordões de solda (b) Com cordões sem adoçamento

Levando-se em consideração que as condições de acabamento da superfície podem influenciar a repassivação e conseqüentemente a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis, foi feito um estudo comparativo do desgaste na ZAC da condição de soldagem MIG/MAG usinado borda usando dois tipos de acabamentos, conforme mostrado a seguir.

4.3.3. Efeito do acabamento superficial na borda do cordão de solda sobre o desgaste na ZAC

A fim de mostrar que o acabamento influenciou nos resultados do desgaste corrosivo na ZAC para as amostras adoçadas na borda do cordão, fez-se um estudo desta condição comparando amostras com dois tipos diferentes de acabamento superficial. Desta forma, foram utilizadas três amostras com adoçamento na borda do cordão usando uma ponteira de alumina de granulometria #60 e três com acabamento usando lixas de granulometria, #120 a #1200, comparando o efeito do acabamento no desgaste na ZAC. Por meio de microscopia eletrônica de varredura das condições em estudo mostradas na Fig.4.15, observa-se que o acabamento superficial do adoçamento da borda do cordão de solda usando apenas a ponteira apresentou sulcos na direção do adoçamento com um acabamento inferior à condição com lixamento até a lixa #1200. Com este resultado, espera-se que um acabamento mais liso possa favorecer um desgaste menor quanto à corrosão.

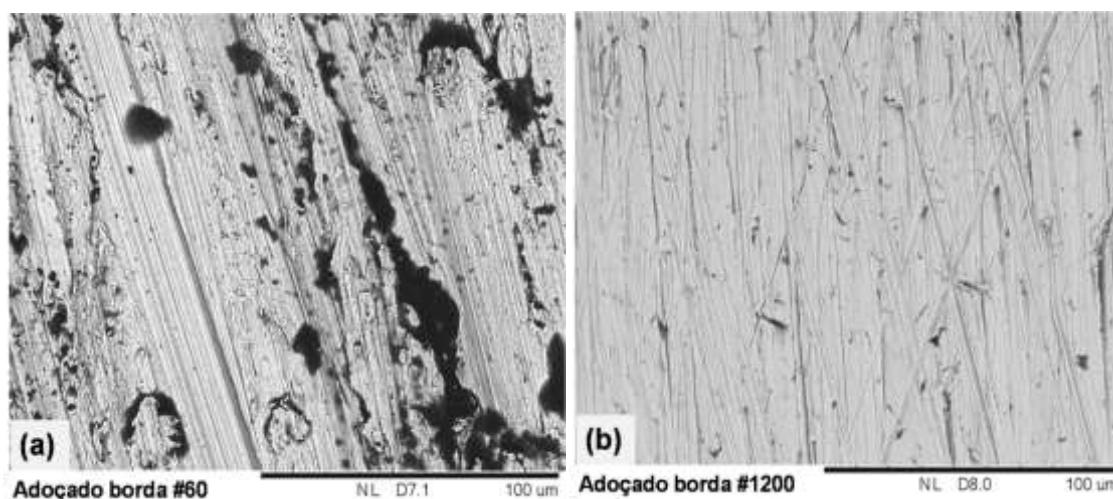


Figura 4.15 – Acabamento superficial da borda do cordão de solda nas condições: (a) Adoçada com ponteira de granulometria #60; (b) Adoçada com ponteira de granulometria #60, sendo em seguida lixada com lixa #1200

Após verificar as condições do acabamento superficial, quatro amostras de cada

condição foram flexionadas e submetidas ao ensaio de corrosão seguindo procedimento adotado na Fig. 3.33, com avaliação da área desgastada com uso de máscara seguindo as etapas da Fig. 3.38. Através da Tab. 14.5 do Apêndice D e Fig. 4.16, observa-se que o acabamento superficial influenciou o desgaste na ZAC, sendo menor para as amostras que tiveram a borda do cordão adoçada e lixada até a lixa #1200. Diniz et al. (2003) e Gravalos et al. (2010) comprovaram em seus estudos que a resistência à corrosão depende da morfologia da superfície e que quanto mais lisa for esta, maior a resistência à corrosão.

Por outro lado, observa-se também que o desgaste foi maior para a ZACGF nos três casos evidenciando os fatos já citados anteriormente. Desta forma, ficou comprovado que além do efeito concentrador de tensão proporcionado pelo raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base, o acabamento da superfície também influenciou no desgaste na ZAC.

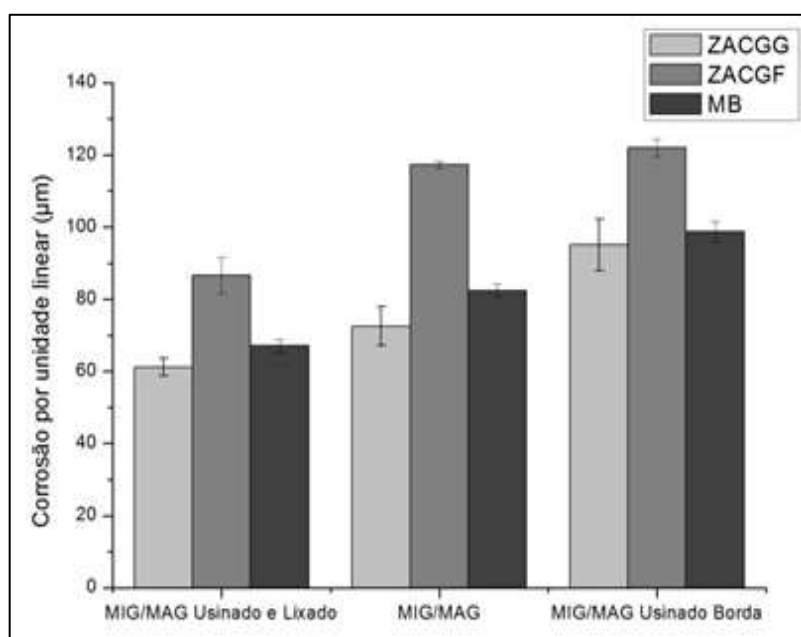


Figura 4.16 - Influência do acabamento superficial da ZACGG e ZACGF no desgaste por corrosão de amostras com e sem adoçamento na borda dos cordões de solda MIG/MAG; ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina); MB (Metal de Base)

Após estudar o efeito do adoçamento por usinagem na borda dos cordões MIG/MAG e verificar o efeito do fator concentrador de tensão e acabamento superficial no desgaste na ZAC, no item seguinte será feito uma comparação entre estas técnicas.

4.3.4. Comparação do desgaste corrosivo na ZAC de cordões MIG/MAG com e sem o uso das técnicas de adoçamento por usinagem

A fim de comparar o efeito de duas formas de adoçamento por usinagem no desgaste na ZAC, a Tab. 14.6 do Apêndice D e Fig. 4.17 mostram a avaliação geral da corrosão na ZAC dos cordões MIG/MAG. Dentre as condições estudadas, a que gerou menor desgaste foi a usinada totalmente evidenciando o efeito do fator concentrador de tensão pela eliminação dos cordões, contribuindo para este efeito. Por outro lado, a atuação de fatores (geometria do raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base, flexão e restrição das amostras no regime elástico e a presença de microconstituintes), que agiram de forma isolada e/ou associada, contribuíram para uma maior concentração de tensão na ZAC das amostras usinadas na borda do cordão, sendo esta condição a que gerou um maior desgaste, com maior evidência na ZACGF. Este efeito pode ser visto pela simulação das tensões na região em estudo. A Tabela 12.2 do Apêndice B e Fig. 4.18 mostram a distribuição das tensões principais das amostras em estudo submetidas ao carregamento de uma força de 12.300 N. Observa-se que, entre elas, o estado de maior tensão na concordância é das amostras com as bordas usinadas.

Outro fator que atuou com menor intensidade no adoçamento da borda do cordão foi o acabamento superficial, sendo um parâmetro importante a ser considerado quando do uso desta técnica.

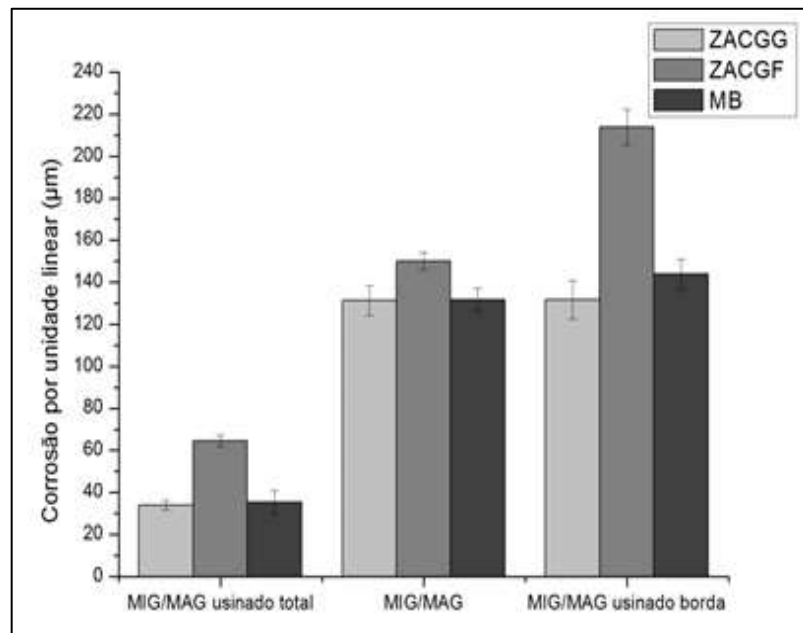


Figura 4.17 - Comparação do desgaste corrosivo na ZAC de cordões MIG/MAG com e sem o uso das técnicas de adoçamento por usinagem; ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina); MB (Metal de Base)

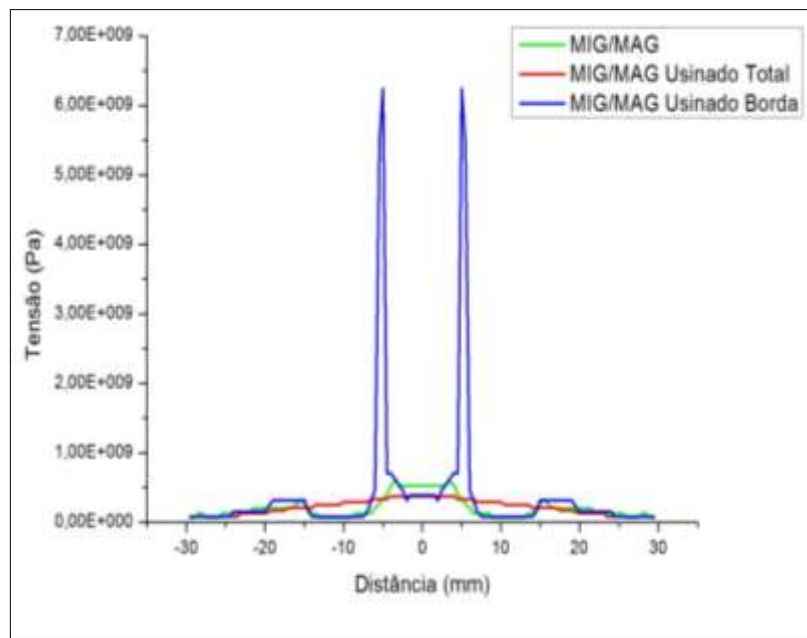


Figura 4.18 - Distribuição das tensões principais em função das distâncias das amostras com cordão MIG/MAG, sem cordão, com cordão usinado na borda

Estudos feitos por Branco (1986) e Nussbaumer (2008) verificaram que as operações de remoção do reforço da solda podem trazer à superfície defeitos interior como porosidade,

falta de fusão e trincas, criando, eventualmente, maior concentração de tensões do que se o reforço não fosse removido. Por estas razões, é preferível utilizar a técnica do passe de refusão para obter soldas com perfil mais suave do que correr o risco de obter soldas com mordeduras ou cavidades superficiais ou ainda, fazer emergir defeitos mais graves através de uma operação de remoção de reforço. Desta forma, o próximo capítulo faz uma abordagem do uso da técnica TIG Dressing usada para adoçar a borda do cordão de solda com objetivo de minimizar as tensões desta região com a mudança do perfil geométrico do cordão.

4.4. Conclusão parcial

A técnica de adoçamento por usinagem usada para avaliar o efeito da concentração de tensões no desgaste por corrosão na ZAC mostrou ser dependente da geometria final da borda adoçada e do acabamento superficial promovido pela ferramenta utilizada para fazer o adoçamento.

Uma comparação feita entre as técnicas de adoçamento por usinagem em cordões MIG/MAG mostrou que a de usinar totalmente os cordões de solda apresentou um desgaste menor na ZAC entre as condições estudadas o que foi associado às tensões geradas pela convexidade dos cordões de solda. Uma simulação numérica feita comparando o estado de tensão entre as condições em estudo mostrou que a retificação total dos cordões induziu um menor estado de tensão entre as amostras, comprovando os resultados.

Por outro lado, as amostras que tiveram a borda do cordão de solda adoçada por usinagem obtiveram um desgaste maior na ZAC, o que foi relacionado a uma maior distribuição das tensões decorrente da geometria imposta pela ferramenta. Além deste, o acabamento da superfície também contribuiu para minimizar o desgaste nesta região.

Em todas as condições, a região da ZAC de Granulometria Fina (ZACGF) foi a que obteve maior desgaste quando em contato com o cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C. Fatores como granulometria refinada, presença de microconstituintes e as tensões externas impostas às amostras no regime elástico contribuíram para este efeito.

CAPÍTULO V

AVALIAÇÃO DO DESGASTE POR CORROSÃO NA ZAC COM ADOÇAMENTO DA BORDA DO CORDÃO DE SOLDA POR TIG DRESSING

5.1. Introdução

Segundo o documento do IIW elaborado por Haagensen (2008), o TIG Dressing é usado para aumentar a concordância de juntas soldadas, minimizando as tensões e imperfeições nesta região, além de promover uma mudança microestrutural, aumentando a resistência à fadiga no pé do cordão. Baptista, Infante e Branco (2008) verificaram que o fator concentrador de tensão nas soldas diminui com aumento do raio de concordância, gerado com o uso das técnicas de modificação superficial. Baseado neste estudo, Pedersen *et al* (2009) observaram que o TIG Dressing gera uma transição mais suave entre o metal de solda e o metal de base, embora tenham observado que existe uma limitação desta técnica quanto à pequena variação do ângulo da tocha e velocidade de soldagem, sendo variáveis importantes para refundir a solda, que muda de geometria ao longo do cordão. Estudos reportados por Haagensen e Maddox (2010) mostraram que esta técnica promove um raio suave na junta soldada de no mínimo 3,0 mm. No entanto, esta técnica tem sido pouco difundida para aplicação em conjuntos soldados visando redução do desgaste por corrosão, quando comparada ao uso de técnicas convencionais de usinagem para o mesmo fim.

Sabendo-se que mudanças no raio de concordância alteram o fator concentrador de tensão na região da junta soldada, podendo afetar a corrosão de regiões como a ZAC, espera-se que o uso do adoçamento com TIG Dressing na borda do cordão de solda possa mudar este fator e alterar a microestrutura dessa região, contribuindo para um aumento da resistência à corrosão na ZAC. Desta forma, este estudo será feito analisando a influência das tensões (pelo aumento do raio de concordância) e mudanças microestruturais na corrosão na ZAC de cordões MIG/MAG, usando o TIG Dressing com e sem tecimento.

Para alcançar o objetivo proposto, o fluxograma da Fig. 5.1 mostra a sequência do procedimento para avaliar a corrosão na ZAC com uso do adoçamento por TIG Dressing.

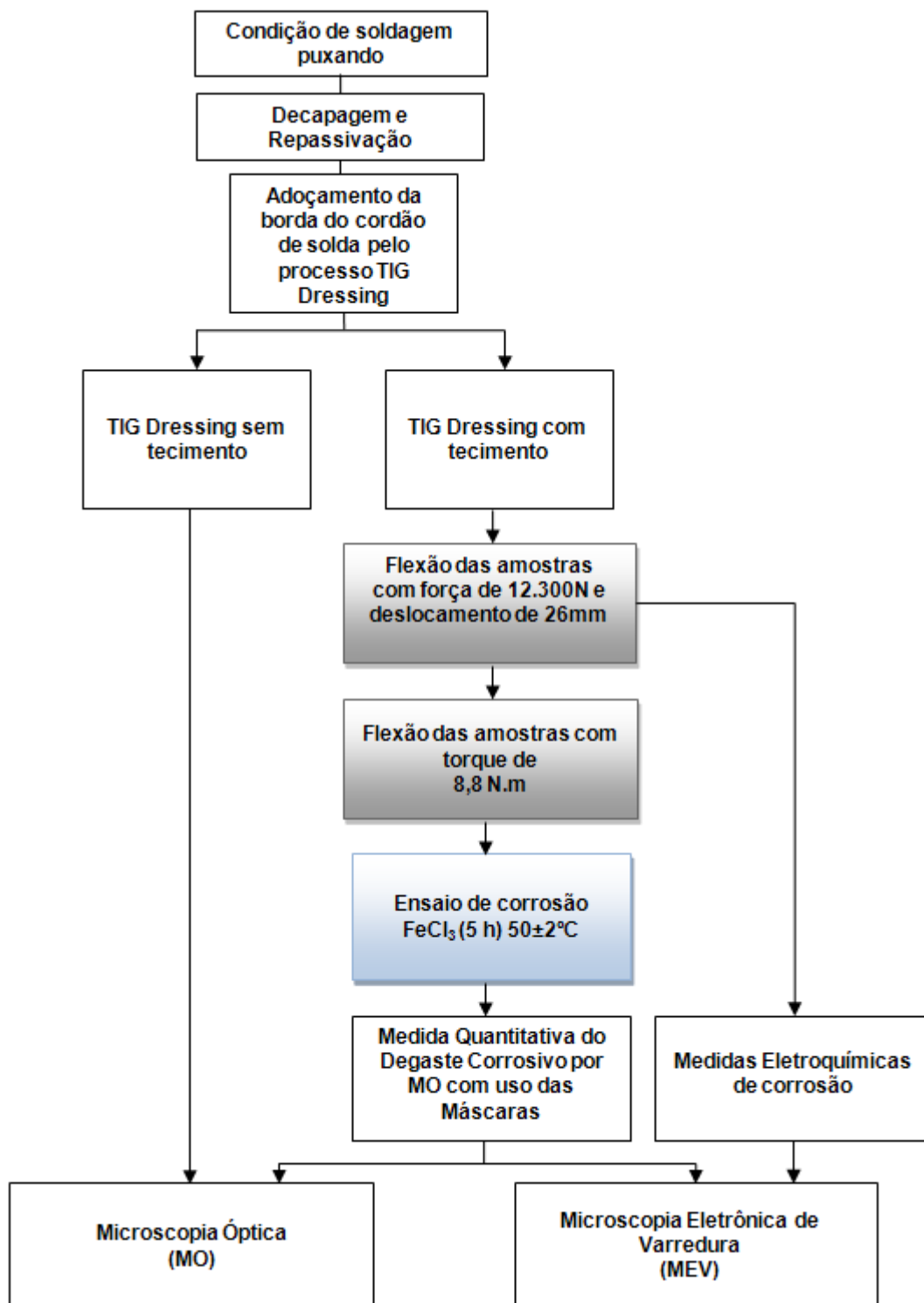


Figura 5.1 - Procedimento para avaliar a corrosão na ZAC com adoçamento por TIG Dressing

5.2. Procedimento empregado para adoçamento dos cordões de solda MIG/MAG com TIG Dressing

O adoçamento da borda do cordão usando o TIG Dressing foi realizado com auxílio de uma fonte eletrônica multiprocesso para soldagem TIG, usando como gás de proteção o Argônio (Ar) puro com vazão de 12 l/min. Para o processo de soldagem TIG foi usado um eletrodo de tungstênio com 2% de tório, com especificação AWSA5. 12 EWTh-2 de diâmetro 1,6 mm, adaptado para um bocal de número 8.

Inicialmente as soldas foram realizadas na borda do cordão MIG/MAG, variando a corrente e velocidade de soldagem, usando ângulo de ataque de 10° (empurrando) e ângulo de trabalho de $78,2^\circ$. A Figura 5.2 mostra os dispositivos usados no adoçamento com TIG Dressing.

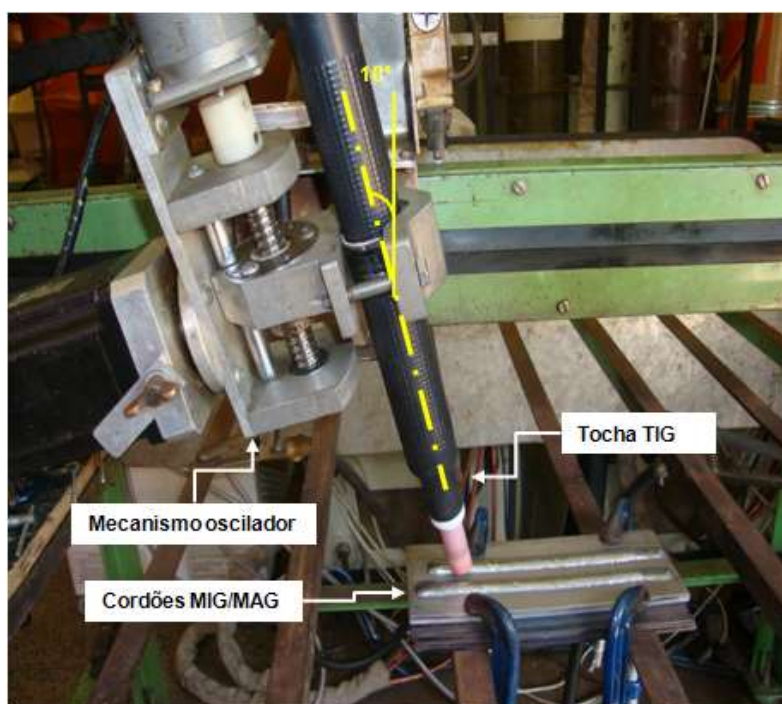


Figura 5.2 - Conjunto de dispositivos usados no adoçamento com TIG Dressing da borda do cordão de solda MIG/MAG

De acordo com Kado *et al.* (1975), ao usar esta técnica, é importante que o eletrodo TIG esteja orientado para o metal de base a uma distância que varia de 0,5 a 1,5 mm do pé do cordão para obter uma concordância suave entre o metal de solda e o metal de base. A Figura 5.3 mostra uma representação esquemática da posição da tocha para execução do TIG Dressing na borda do cordão de solda MIG/MAG.

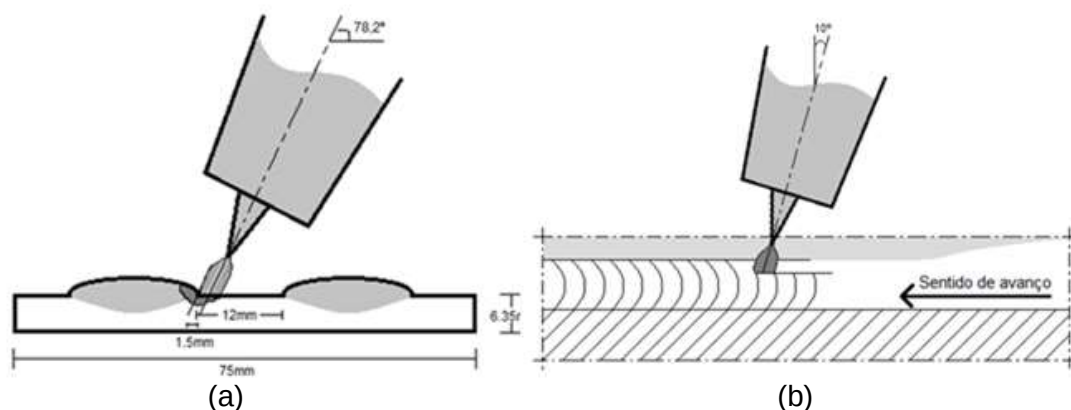


Figura 5.3 – Representação esquemática da soldagem TIG Dressing na borda do cordão de solda. (a) Posição da tocha TIG; (b) Posição da tocha na região adoçada (adaptado de Kado *et al.*, 1975)

Após estabelecer os parâmetros iniciais da tocha para o adoçamento com o TIG, foram feitos alguns testes preliminares para verificar por microscopia óptica variáveis como penetração, diluição e concordância. O item a seguir faz um estudo dessas variáveis com o uso do TIG Dressing sem tecimento.

5.3. Adoçamento da borda do cordão de solda por TIG Dressing sem tecimento

De acordo com estudos feitos por Isoura (1989) e Kado *et al.* (1975), o TIG Dressing geralmente alcança uma penetração de cerca de 3 mm proporcionando uma transição suave entre o metal de solda e o metal de base pelo aumento do raio de concordância, reduzindo o nível de tensões nesta região, além de remover falhas superficiais. Assim, espera-se que o TIG Dressing possa proporcionar esses requisitos para uma boa resistência à corrosão na borda do cordão de solda.

5.3.1. Procedimento empregado para adoçamento dos cordões de solda MIG/MAG com TIG Dressing sem tecimento

Inicialmente foi feito um estudo dos parâmetros usados para adoçar a borda do cordão de solda a fim de escolher, entre eles, qual teria o adoçamento com maior raio de concordância e baixa penetração, associada a um bom acabamento superficial. Espera-se que a escolha desses parâmetros possa minimizar as tensões presentes na borda do cordão, eliminar as imperfeições existentes entre o cordão e a chapa e promover uma alteração microestrutural e granulométrica que influenciam a corrosão dessa região. Desta

forma, o conjunto de dispositivos (tocha e placa) foi preparado para soldagem TIG Dressing sem tecimento de acordo com o procedimento citado no Item 5.2. A Tabela 5.1 mostra os parâmetros escolhidos para adoçar a borda dos cordões MIG/MAG na condição empurrando (menor penetração na região adoçada).

Tabela 5.1 – Parâmetros do TIG Dressing sem tecimento

Parâmetros de adoçamento: Gás Argônio (Ar): 12 l/min; $\theta_{\text{ataque}} = 10^\circ$; $\theta_{\text{trabalho}} = 78,2^\circ$				
	I (A)	Vs (mm/s)	DEP (mm)	DEB (mm)
$\varnothing_{\text{eletrodo}}$ 1,6 mm	140	1,08	2,0	1,5
	140	1,08	3,0	1,5
	140	1,2	3,0	1,5
	140	1,5	3,0	1,5
$\varnothing_{\text{eletrodo}}$ 2,4 mm	180	2,0	3,0	0,0
	180	3,0	3,0	0,0
	180	4,0	3,0	2,0

Nota: I: corrente; Vs: Velocidade de soldagem; DEP: Distância Eletrodo-Peça; DEB: Distância Eletrodo-Borda

A partir dos parâmetros acima foi possível realizar as macrografias de cada condição de adoçamento fazendo um corte transversal ao cordão de solda a fim de verificar a penetração e o Raio de Concordância (RC) usando um analisador de imagem e o procedimento adotado no Item 3.6, respectivamente. Por meio da Tab. 5.2 e Fig. 5.4, observa-se que estes parâmetros são sensíveis as mudanças das variáveis dos dispositivos (ângulo da tocha, distância eletrodo/peça, distância eletrodo/borda do cordão, corrente e velocidade de soldagem), sendo a distância da ponta do eletrodo à linha da borda do cordão a mais sensível para este processo.

Tabela 5.2 – Parâmetros TIG Dressing sem tecimento

Parâmetros de adoçamento com TIG Dressing: Gás Argônio (Ar): 12 l/min; $\theta_{\text{ataque}} = 10^\circ$; $\theta_{\text{trabalho}} = 78,2^\circ$							
	Condição de adoçamento	I (A)	Vs (mm/s)	DEP (mm)	DEB (mm)	Penetração (mm)	RC (mm)
$\varnothing_{\text{eletrodo}}$ 1,6 mm	(a)	140	1,08	2,0	1,5	4,0	13,9
	(b)	140	1,2	3,0	1,5	3,8	9,8
	(c)	140	1,5	3,0	1,5	3,5	5,4
	(d)	140	1,08	3,0	1,5	3,6	10,2
$\varnothing_{\text{eletrodo}}$ 2,4 mm	(e)	180	2,0	3,0	0,0	3,8	6,6
	(f)	180	3,0	3,0	0,0	2,0	12,8
	(g)	180	4,0	3,0	2,0	1,5	2,5

Nota: I: corrente; Vs: Velocidade de soldagem; DEP: Distância Eletrodo-Peça; DEB: Distância Eletrodo-Borda; RC: Raio de Concordância

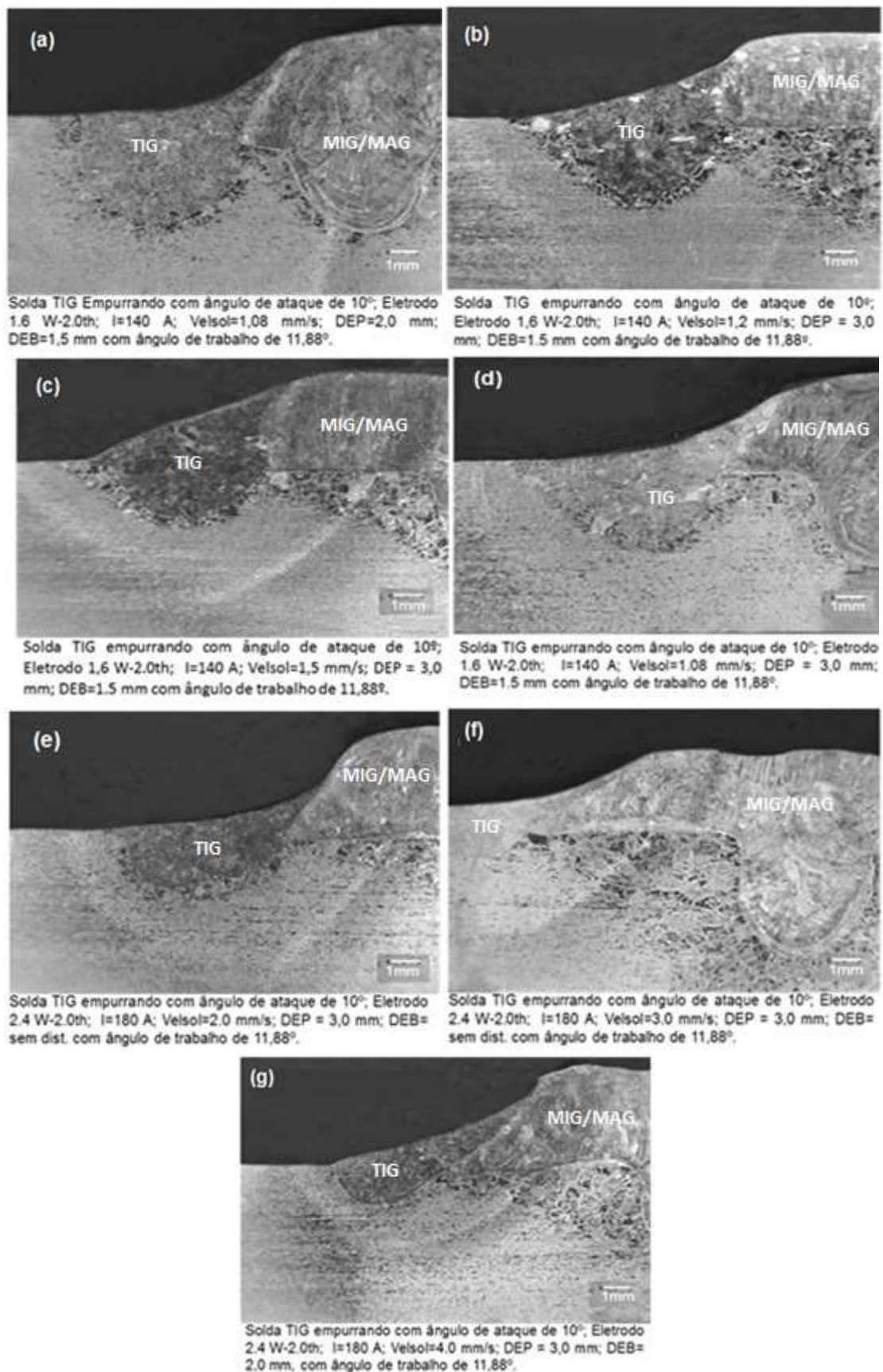


Figura 5.4 - Macrografia do perfil do adocamento usando TIG Dressing nas condições de soldagem mostradas de (a-g) (Ataque Vilella's)

Observa-se também que houve um aumento da concordância e penetração em alguns casos, sendo as duas importantes para geração de tensão que podem influenciar a corrosão na ZAC. De acordo com Pedersen *et al.* (2009) e Millington (1971), as variáveis desse processo devem proporcionar uma concordância suave com raio de curvatura de no mínimo 3,0 mm e baixa penetração para ter boas características físicas na região adoçada. Os autores não mencionam o efeito desta concordância na resistência à corrosão, mas fazem uma ressalva de que a técnica bem utilizada com o controle dos parâmetros pode ser uma boa proteção contra corrosão para a região da borda do cordão.

Por outro lado, a penetração e o acabamento da concordância não foram considerados adequados (penetração máxima de 3,0 mm e bom acabamento superficial), não sendo encontradas condições adoçadas que conciliassem bom acabamento superficial, baixa penetração e raio de concordância, em conformidade com Haagensen e Maddox (2010), na faixa estudada de parâmetros de adoçamento.

Após verificar a não adequação da técnica TIG Dressing ao procedimento adotado para adoçar a borda do cordão de solda, optou-se pela técnica TIG Dressing com tecimento pela facilidade de espalhamento da poça de fusão, induzindo concordância mais suave entre o metal de solda e o metal de base com baixa penetração, conforme apresentado a seguir.

5.4. Adoçamento da borda do cordão de solda por TIG Dressing com tecimento

Pedersen *et al.* (2009) observaram que o TIG Dressing gerou uma transição mais suave entre o metal de solda e o metal de base sendo limitada pela pequena variação no ângulo da tocha e velocidade de soldagem. Desta forma espera-se que o uso desta técnica associada ao tecimento na borda do cordão de solda possa proporcionar um conjunto de parâmetros que altere o desgaste por corrosão nesta região.

5.4.1. Procedimento empregado para adoçamento dos cordões de solda MIG/MAG por TIG Dressing com tecimento

O adoçamento da borda do cordão com o uso do TIG com tecimento foi realizado seguindo o procedimento adotado no Item 5.2. Para o tecimento foi usado um oscilador do tipo pendular com regulagem dos parâmetros que permitiu inserir a frequência de oscilação (f), o ângulo de oscilação (θ), tempo de parada lateral (t_{pl}) e tempo de parada central (t_{pc}). Dessas variáveis, apenas o tempo de parada central não foi utilizada. A amplitude é em função do ângulo de oscilação (2θ) e da distância do centro de oscilação à chapa (CT).

As variáveis de tecimento para adoçamento com TIG Dressing foram obtidas levando em consideração a distância do centro de oscilação à chapa (CT) para calcular a amplitude do tecimento em graus. A Figura 5.5 e Eq. 5.1 mostram as variáveis para calcular a amplitude de tecimento dado em graus.

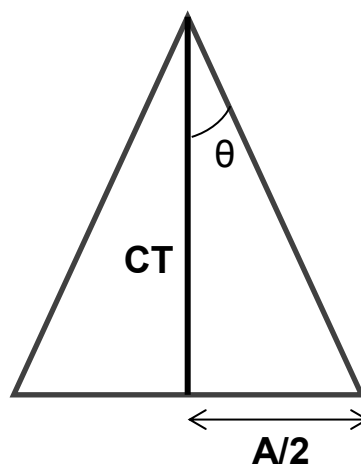


Figura 5.5 – Relação entre altura de tecimento e amplitude feita pela tocha

$$2 * \arctan \frac{A}{2.CT} = 2\theta = A(^{\circ}) \quad (5.1)$$

Após definir o procedimento para usar o tecimento no adoçamento com TIG Dressing, o trabalho foi dividido em duas partes: Parte (I) - Avaliação preliminar do adoçamento com tecimento usando a técnica TIG Dressing no desgaste corrosivo da borda do cordão de solda por microscopia óptica e Parte (II) - Avaliação do adoçamento com tecimento usando a técnica TIG Dressing com diferentes misturas de gases no desgaste corrosivo da borda do cordão de solda por microscopia óptica.

5.4.2. Parte (I): Avaliação preliminar do adoçamento com tecimento usando a técnica TIG Dressing no desgaste corrosivo da borda do cordão de solda por microscopia óptica

Inicialmente foi feito um estudo dos parâmetros que poderiam ser aplicados para adoçar a borda do cordão MIG/MAG, levando em consideração o raio de concordância, acabamento superficial e penetração. Após as soldas, as amostras foram analisadas macrograficamente fazendo-se um corte transversal aos cordões. Para tanto, foram embutidas com resina termofixa e passadas pelo procedimento do item 3.2.3, sendo em

seguida atacadas com reagente oxálico por cinco minutos. Logo após, foi escolhido a variável de tecimento com raio de concordância mais suave, associada a baixa penetração para adoçar a borda dos cordões MIG/MAG. A Tabela 5.3 mostra os parâmetros usados para tecimento da borda do cordão MIG/MAG e a Figura 5.7 ilustra as macrografias da região adoçada de cada condição. Observa-se que a condição (e) foi a que apresentou o raio de concordância mais suave entre o metal de solda e o metal de base, sendo escolhida para fazer uma avaliação preliminar do desgaste corrosivo na borda dos cordões MIG/MAG.

Tabela 5.3 – Parâmetros do TIG Dressing com tecimento

Parâmetros de adoçamento: Gás Argônio (Ar): 12 l/min; $\theta_{\text{ataque}} = 10^\circ$; $\theta_{\text{trabalho}} = 78,2^\circ$; $n^\circ \text{ bocal} = 8$							
Parâmetros de tecimento: A: 1,2°; Frequência: 1 Hz; TPL: 0,35 s							
	Condição de adoçamento	I (A)	Vs (mm/s)	DEP (mm)	DEB (mm)	RC (mm)	Penetração (mm)
$\varnothing_{\text{eletrodo}} = 1,6 \text{ mm}$	(a)	80	0,9	3,0	0,0	1,4	0,0
	(b)	90	0,9	3,0	0,0	5,0	0,8
	(c)	100	0,8	3,0	0,0	5,2	1,6
	(d)	100	0,8	3,0	1,5	5,1	0,7
	(e)	120	0,9	3,0	0,0	14,2	1,9
	(f)	100	0,8	3,0	0,0	4,9	1,3

Nota: I: corrente; Vs: Velocidade de soldagem; DEP: Distância Eletrodo-Peça; DEB: Distância Eletrodo-Borda; A: Amplitude; TPL: Tempo de Parada Lateral; RC: Raio de Concordância

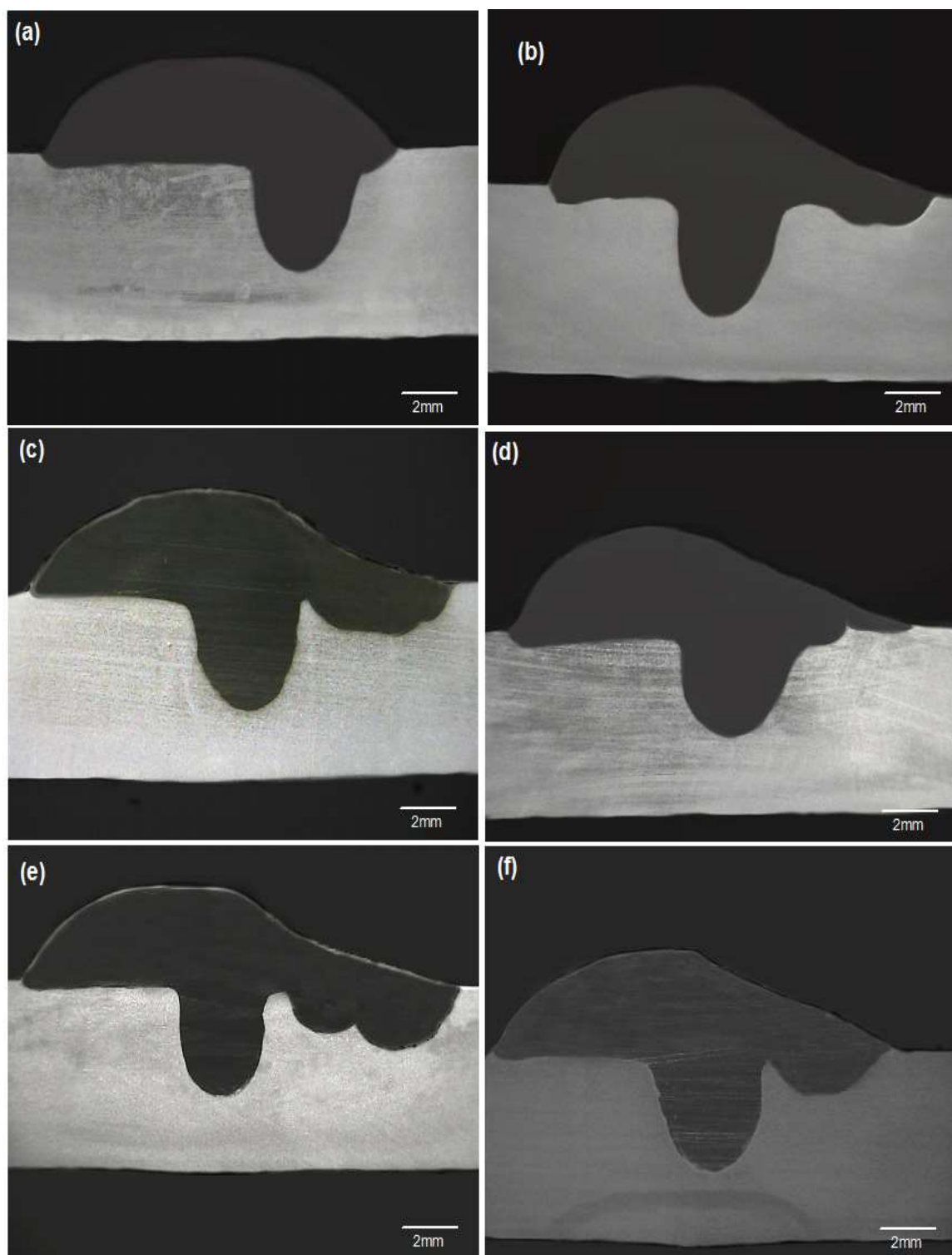


Figura 5.7 – Macrografia do Raio de Concordância e parâmetros do TIG Dressing (Ataque ácido oxálico)

Após definir os parâmetros, executou-se o adoçamento com tecimento na borda dos cordões de solda usando os parâmetros (e) da Tab. 5.3 de acordo com a Figura 5.8.

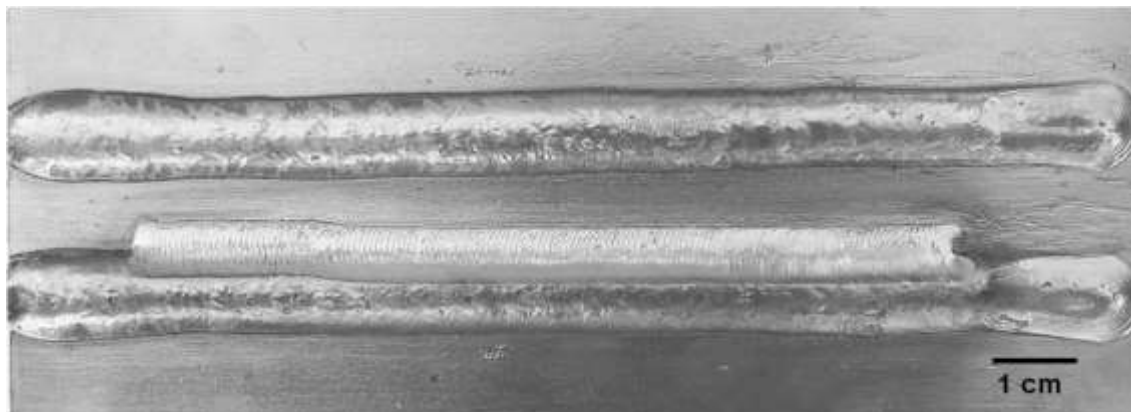


Figura 5.8 – Adoçamento com TIG Dressing na borda do cordão de solda MIG/MAG

Para a condição de adoçamento escolhida, a Tab. 5.4 mostra as áreas para calcular a diluição da parte adoçada pelo TIG Dressing e a Fig. 5.9 ilustra o perfil das macrografias indicando a metodologia usada para calcular esta diluição. O cálculo foi feito de acordo com a Eq. 3.1, levando em consideração as áreas mostradas na Fig. 5.9. O resultado da diluição mostrado na Tab. 4.8 aponta que o TIG Dressing apresentou uma diluição relativamente alta. Embora tenha ocorrido este fato, a propriedade de resistência à corrosão desta região tende a ser maior, já que o 308 L possui um potencial de corrosão superior ao 410D.

Tabela 5.4 – Resultado das áreas e diluição do TIG autógeno com tecimento

A1 (mm ²)	A2 (mm ²)	Dil (%)
8,42	5,87	41,06

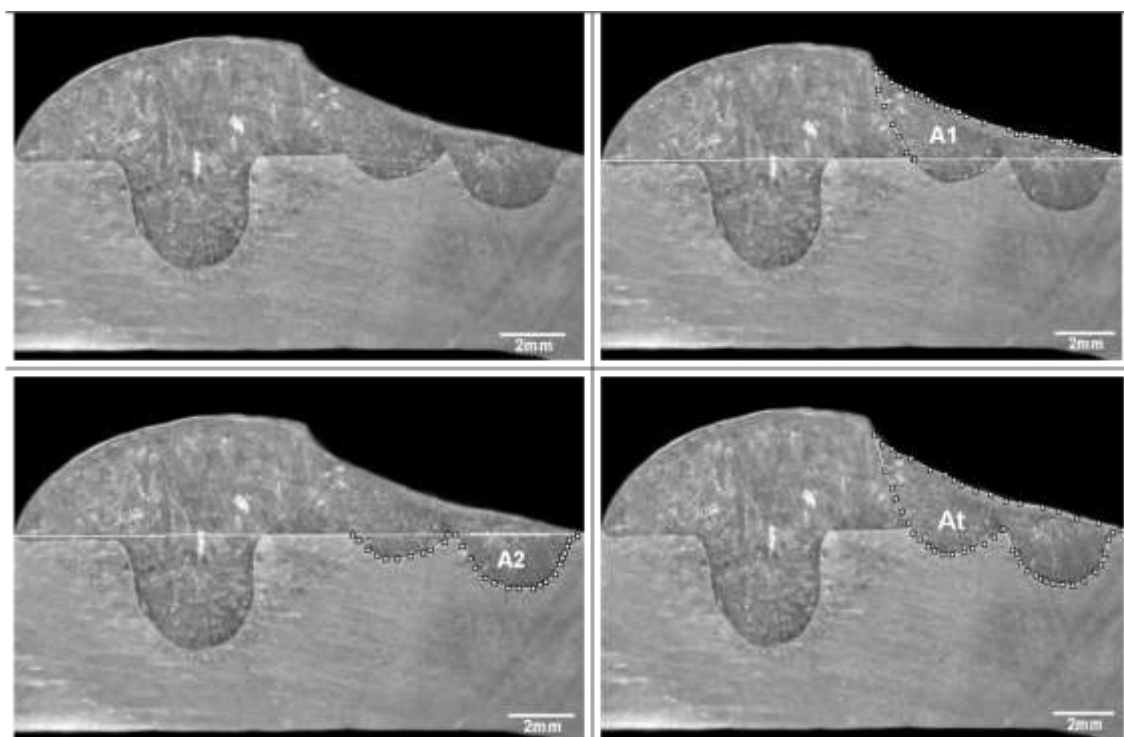


Figura 5.9 – Relação entre o raio de concordância e parâmetros do TIG Dressing (ataque ácido oxálico)

As micrografias da região adoçada pelo TIG Dressing estão representadas na Fig. 5.10. Observa-se pelas microestruturas que a região adoçada apresenta ferrita delta ($\text{Fe-}\delta$) representada pelas linhas escuras da Fig. 5.10 (d) com as partes claras representando a austenita. A ZAC do TIG Dressing apresenta uma microestrutura de granulometria grosseira formada por martensita e ferrita.

Nesta avaliação preliminar foi feito uma comparação entre o desgaste da região adoçada com a não adoçada a fim de mostrar o efeito da técnica sobre esta propriedade. Entretanto, sabendo que o adoçamento levaria a uma mudança no perfil geométrico entre o metal de solda e o metal de base, eliminando a linha de concordância, decidiu-se usar outro procedimento para quantificar este desgaste. Desta forma, foram determinadas novas medidas tomando como ponto de referência a distância a partir do centro do cordão até a linha de concordância de uma amostra flexionada após ataque metalográfico para revelar a microestrutura na ZAC, sendo possível marcar a nova distância linear que seria usada nas condições em estudo.

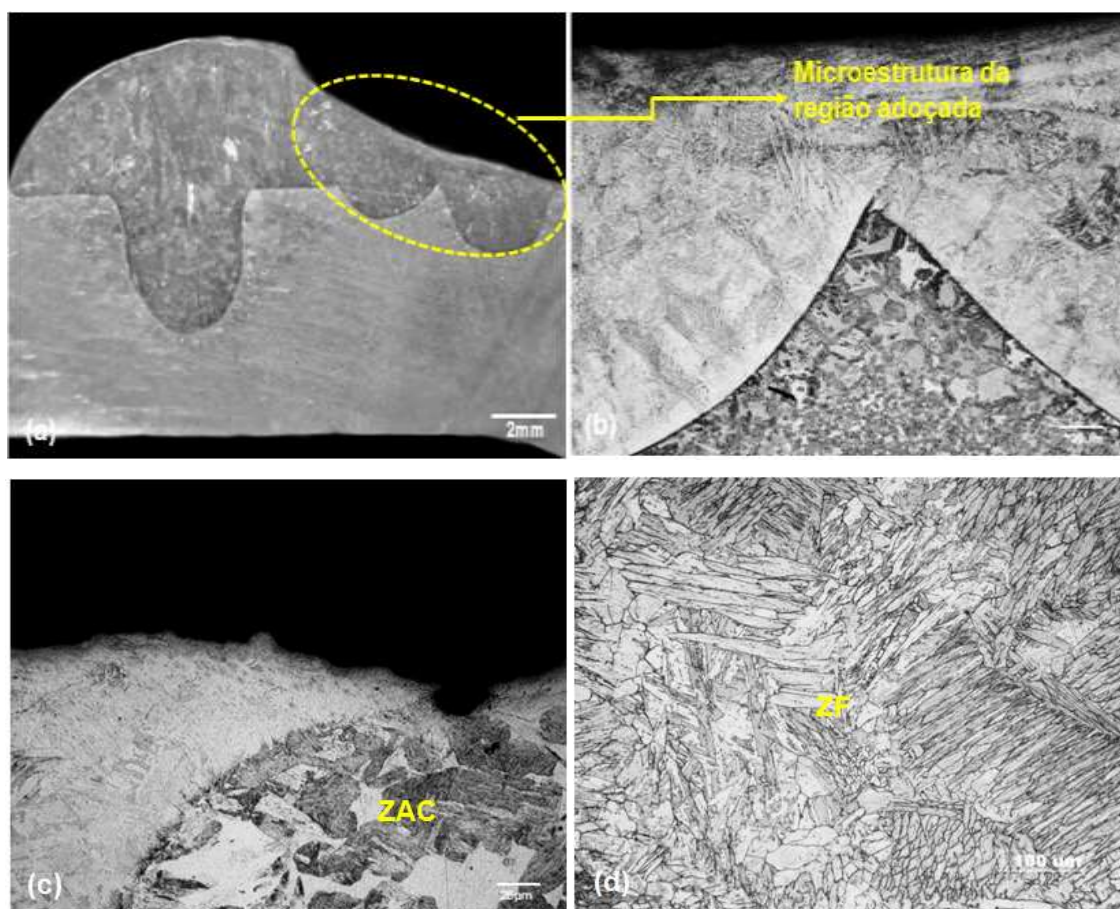


Figura 5.10 – Microestrutura da região adoçada com TIG Dressing: (a) macrografia da região adoçada; (b) micrografia da região adoçada; (c) Zona Afetada pelo Calor (ZAC) do TIG Dressing; (d) Zona Fundida (Zona Fundida) (ataque com Marble's)

As novas medidas lineares foram feitas por microscopia óptica em três amostras (de cada condição) medindo 75 x 25,4 x 6,35 mm, fazendo-se uma média das três amostras para se ter um erro menor da região a ser analisada. A determinação desta medida foi feita contornando a superfície flexionada das amostras soldadas com MIG/MAG sem ataque de cloreto férrico, usando um analisador de imagem, tendo como referência inicial a linha de concordância do cordão de solda MIG/MAG e como referência final, a ZAC do TIG Dressing. Para tanto, foi necessário fazer um corte transversal de três amostras adoçadas com TIG, retiradas de placas distintas para medir a extensão dessa região. O procedimento adotado para esta medição foi auxiliado com um bisturi que fez as marcações delimitando as distâncias como é visto na Fig. 5.11. Para tanto, foi necessário embutir e passar pelo procedimento de lixamento do item 3.4.2. Em seguida, foram atacadas com reagente Marble's para revelar a microestrutura e medir as regiões submetidas ao desgaste.

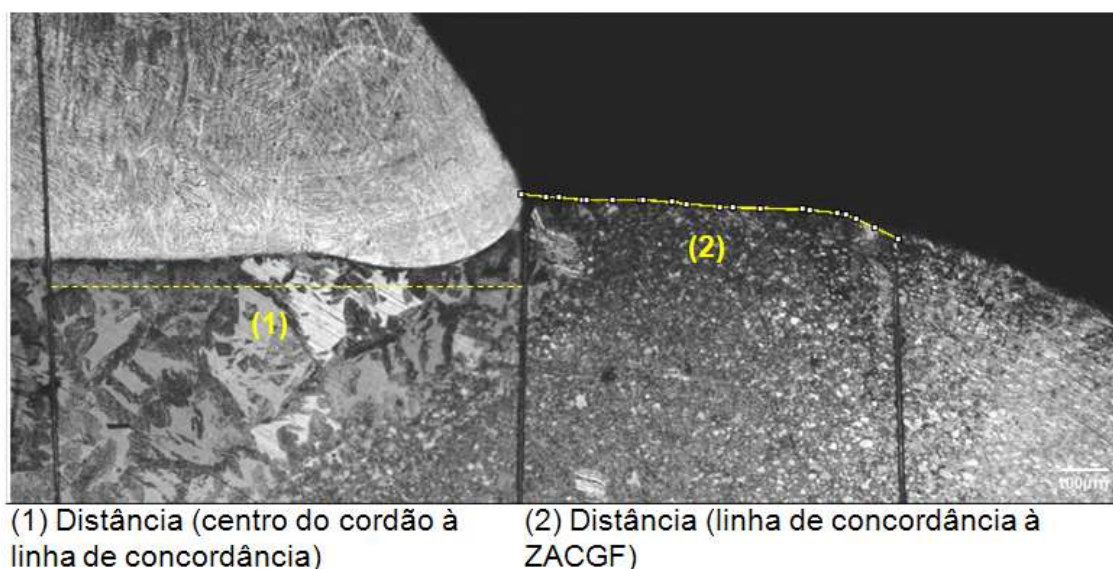


Figura 5.11 – Separação por região de uma amostra de aço inoxidável ferrítico Ace P410D soldado com aço inoxidável austenítico ER 308L (ataque com Marble's)

Logo após este procedimento, foi possível transpor esta medida para as amostras submetidas ao desgaste corrosivo com máscara nas condições soldadas com MIG/MAG e TIG Dressing com tecimento seguindo o procedimento do Item 3.5.4. A Figura 5.12 mostra o desgaste dessas regiões pela diferença das áreas com o uso da máscara polimérica.

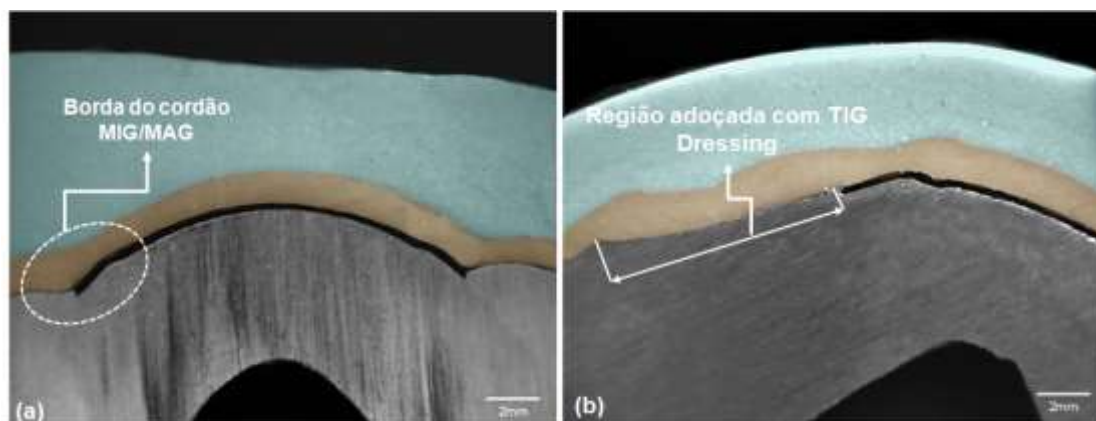


Figura 5.12 - Região desgastada com cloreto férrico (FeCl_3): (a) Borda do cordão MIG/MAG sem adoçamento; (b) Borda do cordão MIG/MAG adoçada com TIG Dressing

A partir desta análise foram feitas as avaliações preliminares do desgaste corrosivo na borda dos cordões MIG/MAG com e sem adoçamento com TIG Dressing levando em consideração a extensão total da ZAC. Na Tabela 15.1 do Apêndice E e Fig. 5.13 observa-se que o cloreto férrico (FeCl_3) contribuiu para o desgaste na borda dos cordões de solda, sendo este desgaste menor nas amostras adoçadas com a técnica. Este resultado mostrou

que a técnica TIG Dressing proporcionou uma concordância mais suave entre o metal de solda e o metal de base, minimizando o efeito das tensões geradas (pela convexidade dos cordões, associada as tensões externas), além de proporcionar uma mudança microestrutural, minimizando os fatores que geram corrosão nesta região.

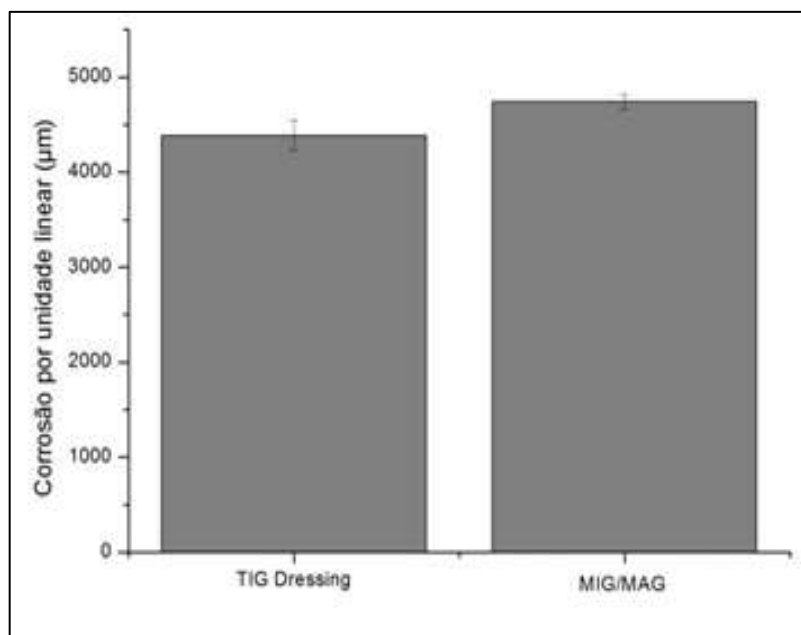


Figura 5.13 - Área desgastada por corrosão de amostras soldadas com MIG/MAG com e sem o uso do adoçamento por TIG Dressing

Após esta avaliação preliminar decidiu-se fazer um estudo mais detalhado da borda do cordão adoçada, dando ênfase a corrosão na ZAC do TIG Dressing para poder comparar com o desgaste na ZAC do MIG/MAG. Para tanto, usou-se três mistura de gases (100% Ar, Ar + 1% N₂, Ar + 3,8% N₂) no adoçamento com o TIG Dressing.

5.4.3. Parte (II): Avaliação do adoçamento com tecimento usando a técnica TIG Dressing com diferentes misturas de gases no desgaste corrosivo da borda do cordão de solda por microscopia óptica

Para esta avaliação inicialmente foi feito um estudo dos parâmetros que poderiam ser aplicados para adoçar a borda do cordão MIG/MAG, levando em consideração o raio de concordância medido pelo procedimento do Item 3.6, acabamento superficial e penetração medida pelo analisador de imagem. Para tanto, o adoçamento foi realizado com auxílio dos dispositivos do Item 5.2 variando a DEB (Distância Eletrodo à Borda do cordão de solda) e em seguida as placas foram cortadas na dimensão de 75 x 25,4 x 6,35 mm para posterior

embutimento e lixamento seguindo procedimento do item 3.4.2. A Tabela 5.5 e Fig. 5.14 mostram que a condição (b) foi a adequada para ser usada com as misturas de gases proposta nesta etapa.

Tabela 5.5 – Parâmetros do TIG Dressing com tecimento e mudança da distância do eletrodo à linha da borda do cordão

Parâmetros de adoçamento: Gás Argônio (Ar): 12 l/min; $\theta_{\text{ataque}} = 10^\circ$; $\theta_{\text{trabalho}} = 78,2^\circ$; $n^\circ \text{ bocal} = 8$							
Parâmetros de tecimento: A: 1,2°; Frequência: 1 Hz; TPL: 0,35 s							
	Condição de adoçamento	I (A)	Vs (mm/s)	DEP (mm)	DEB (mm)	RC (mm)	Penetração (mm)
$\varnothing_{\text{eletrodo}} = 1,6 \text{ mm}$	(a)	100	0,8	3,0	1,5	9,6	1,9
	(b)	100	0,8	3,0	0,0	16,4	1,3

Nota: I: corrente; Vs: Velocidade de soldagem; DEP: Distância Eletrodo-Peça; DEB: Distância Eletrodo-Borda; A: Amplitude; TPL: Tempo de Parada Lateral; RC: Raio de Concordância

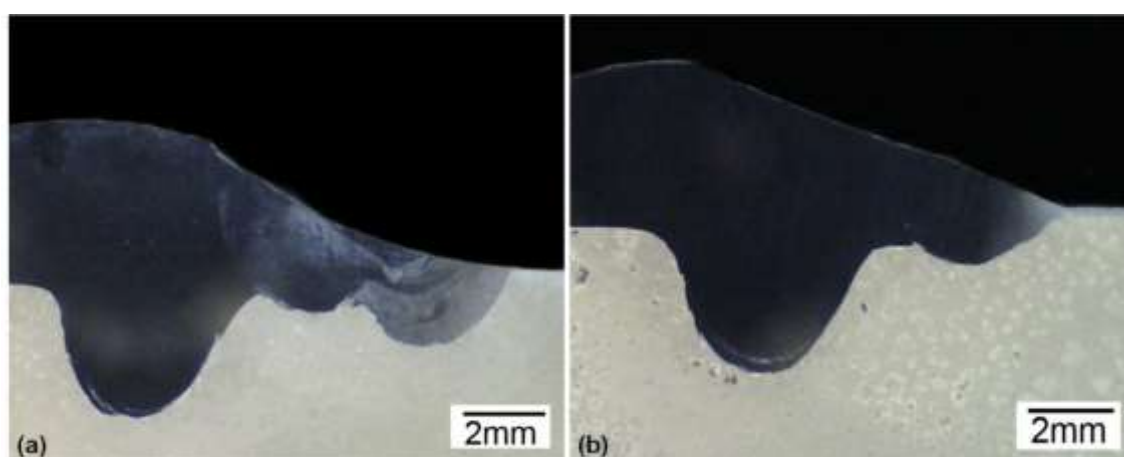


Figura 5.14 - Macrografia do Raio de Concordância: (a) Com DEB (Distância do Eletrodo à linha da Borda do Cordão); (b) Sem a DEB

Escolhido o conjunto de parâmetros que mais se adequou a proposta deste trabalho, fez-se os adoçamentos nas bordas dos cordões MIG/MAG para depois analisar sua influência na corrosão na ZAC. Para tanto, usou-se um misturador de gás que proporcionasse a mistura dos gases (100% Ar, Ar + 1% N₂, Ar + 3,8% N₂). O valor de 3,8 % de N₂ foi obtido ao se tentar usar um valor nominal de 4 %, mas após medições verificou-se que o valor real foi de 3,8%. Além disto, optou-se usar duas correntes extremas para cada mistura de gás a fim de obter diferentes extensões e distribuição de tamanho médio dos grãos na ZAC, com variações microestruturais e granulométricas na zona fundida.

Esta abordagem de se procurar adicionar N₂ ao gás de proteção à base de Ar foi

proposta e desenvolvida com o intuito de que o teor adicionado de N_2 promovesse uma restrição à formação de ferrita delta ($Fe-\delta$), aumentando, conseqüentemente, o teor de austenita. À frente será feita uma análise do metal de solda neste contexto. Por outro lado, destaca-se que os resultados indicaram que a análise de corrosão deveria ser feita na ZAC das condições em estudo (usinado borda,usinado total, TIG Dressing e ZAC do MIG/MAG).

A Tabela 5.6 mostra os parâmetros usados para adoçar a borda dos cordões MIG/MAG. Dessas condições, foi possível analisar apenas a corrosão na ZAC com as misturas de gases: 100% Ar e 99,0% Ar + 1,0% N_2 , não sendo possível estudar as outras condições já que romperam durante o dobramento das amostras. Embora tenha sido constatado que a técnica TIG Dressing é sensível às variações de ângulo da tocha, distância entre o eletrodo e a linha da borda do cordão e à distância entre o eletrodo e a chapa, os resultados mostraram que o raio de curvatura mais suave foi obtido para a corrente de 100 A usando 100% de Ar como gás de proteção. Baseado neste fator, além das variações microestruturais, espera-se que a corrosão na ZAC seja menor para esta condição uma vez que uma concordância mais suave entre o metal de solda e o metal de base induz um menor estado de tensão nesta região.

Tabela 5.6 - Parâmetros do TIG Dressing com tecimento e mudança de corrente

Parâmetros de adoçamento: Mistura de Gases: 12 l/min; $\theta_{ataque} = 10^\circ$; $\theta_{trabalho} = 78,2^\circ$; n° bocal = 8						
Parâmetros de tecimento: A: 1,2°; Frequência: 1 Hz; TPL: 0,35 s						
	Mistura de gases	I (A)	Vs (mm/s)	DEP (mm)	DEB (mm)	R (mm)
$\varnothing$ eletrodo 1,6 mm	100% Ar	100	0,8	3,0	0,0	24,3
		150	0,8	3,0	0,0	-
	96,2% Ar + 3,8% N_2	100	0,8	3,0	0,0	-
		150				-
	99,0% Ar + 1,0% N_2	100	0,8	3,0	0,0	19,3
		150	0,8	3,0	0,0	-

No item a seguir será analisado a formação dos microconstituintes presentes por zona da solda das condições de soldagem usando o TIG Dressing da Tab. 5.6.

5.4.3.1. Avaliação microscópica da zona fundida pelo TIG Dressing

Para as condições de adoçamento realizadas com a técnica TIG Dressing, partiu-se para calcular a diluição e energia de soldagem da parte adoçada, fazendo uma estimativa das microestruturas presentes nesta região com auxílio do diagrama de Schaeffler. Desta forma, as amostras foram seccionadas transversalmente às soldas, embutidas e lixadas

seguindo procedimento adotado no item 3.2.3 e logo após foram atacadas com reagente Marble's para revelar macroscopicamente o perfil dos cordões. O cálculo da diluição foi feito de acordo com a Eq. 3.1 que prevê a microestrutura da zona fundida e energia de soldagem de acordo com a Eq. 5.2 (por ser a transferência do tipo goticular, há grande constância dos sinais de tensão e corrente, não havendo, portanto, necessidade de se usar o cálculo por meio da potência instantânea). O resultado para cada condição é mostrado na Tab. 5.7 indicando que o TIG Dressing apresentou uma diluição relativamente alta do metal de base 410D, sendo que as amostras que apresentaram um valor relativamente baixo deste parâmetro foram as que usaram a corrente de 100 A com pequena alteração das misturas de gases usadas. Desta forma, espera-se que estas alterações influenciem nas mudanças microestruturais da zona fundida e zona afetada pelo calor.

$$E = \frac{\text{Tensão (V)} * \text{Corrente (A)}}{\text{Vsoldagem} \left(\frac{\text{mm}}{\text{s}} \right)} (\text{J/mm}) \quad (5.2)$$

Tabela 5.7 – Diluição e energia de soldagem do TIG autógeno com tecimento

Amostras	A1 (mm ²)	A2 (mm ²)	Diluição (%)	Energia de Soldagem (kJ/mm)
1% N ₂ 100A	9,252	9,289	50,099	1,49
1% N ₂ 150A	8,195	31,137	79,164	2,32
3,8% N ₂ 100A	9,004	7,617	45,827	1,49
3,8% N ₂ 150A	12,286	30,572	71,333	2,57
Ar 100A	9,687	7,631	44,063	1,40
Ar 150A	13,229	22,878	63,361	2,53

A partir dos resultados da diluição foi realizado uma estimativa das microestruturas da zona fundida pelo TIG Dressing usando um programa específico para esta análise. A previsão do indicador de corrosão desta zona também pode ser estipulada pelo mesmo programa através do PRE (*Pitting Resistance Equivalent*). A Figura 5.15 mostra o aspecto do cordão, apresentando uma solda limpa sem óxidos aparente ou outros tipos de defeitos do cordão. Por outro lado, nas Figs. 5.16 e 5.17 observa-se que usando a mistura (Ar + 1% N₂) como gás de proteção e uma corrente de 100 A, obteve-se uma microestrutura com martensita e ferrita na zona fundida. A Figura 5.18 mostra a microestrutura resultante da zona fundida com a presença dos referidos microconstituintes mostrando que o teor de nitrogênio de 1% no gás de proteção do TIG influenciou o modo de solidificação e, portanto, na microestrutura da solda, controlando o percentual de formação de ferrita e martensita contribuindo para uma maior tenacidade e ductilidade desta zona. Comportamento

semelhante foi observado por Lothongkum *et al.* (2001) ao adicionar teores de N₂ variando de 1 a 4% ao Ar na soldagem TIG de um aço inoxidável austenítico. Desta forma, as amostras que foram submetidas a esta condição de soldagem resistiram às tensões geradas durante o dobramento para ensaio de corrosão, sendo aproveitadas para avaliar esta propriedade.

Ainda, de acordo com a Fig. 5.16, o valor do PRE do metal de solda apresentou um valor intermediário entre o 410D e o 308L não sendo uma solda resistente a ambientes agressivos contendo íons cloretos.

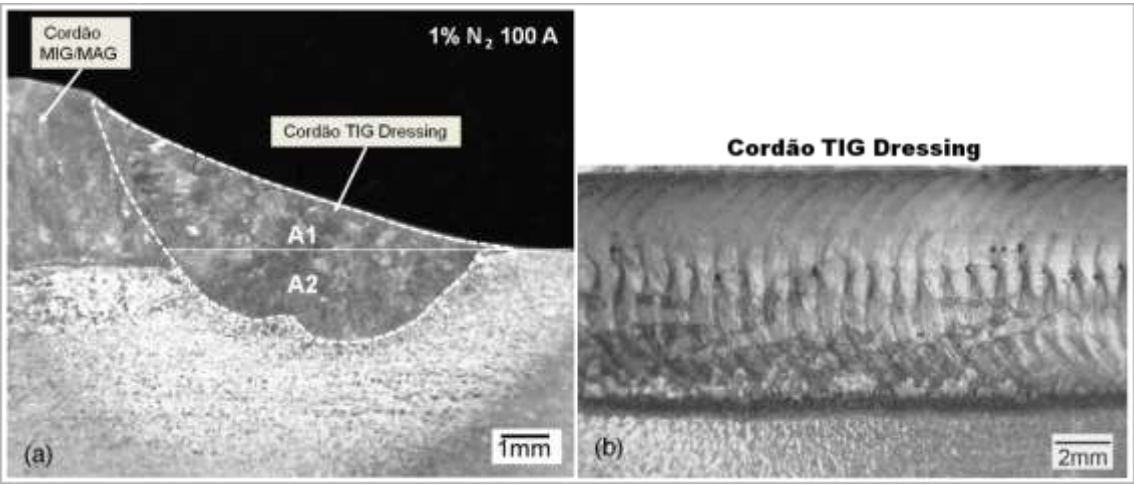


Figura 5.15– Cordão TIG Dressing: (a)Área da diluição usando gás de proteção Ar + 1% N₂ e uma corrente de 100 A; (b) Morfologia do cordão TIG Dressing

Schaeffler				DeLong				
Calculated structure: Martensite + Ferrite				Ferrite Number: ---				
Warnings: Mart. crack < 400°C				Ferrite Content: ---				
WRC-92				Corrosion index				
Ferrite Number: ---				(%Cr + 3.3x%Mn + 16xppmN)				
				PRE				
				410D		11.30		
				410D		11.30		
				308L		20.06		
				Weld Metal		15.68		
Weld Metal								
%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%Cu	ppm N
0.016	0.46	1.19	15.53	5.14	0.05	0.01	0.04	---
	ECr	ENi		ECr	ENi		ECr	ENi
Schaeffler:	16.26	6.21	DeLong:	16.26	6.21	WRC-92:	15.68	5.70

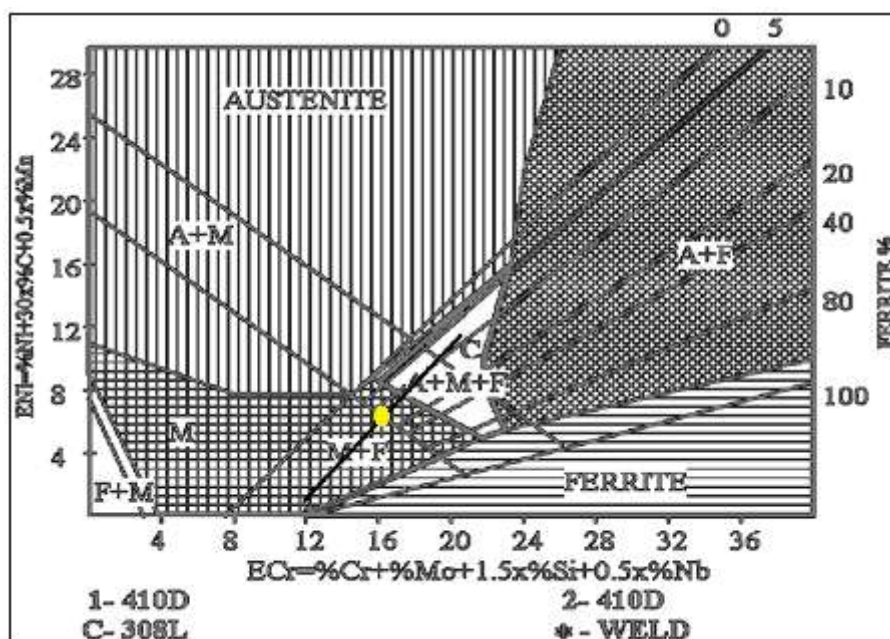


Figura 5.17– Diagrama de Schaeffler para a solda do TIG autógeno usando como gás de proteção (Ar + 1% N₂) e uma corrente de 100 A

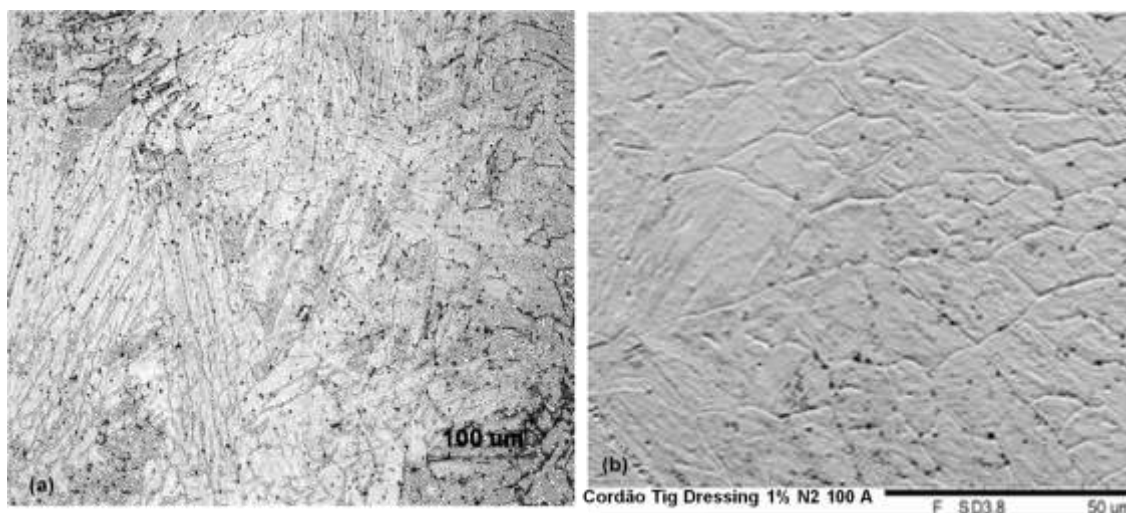


Figura 5.18 – Microestrutura da Zona Fundida (ZF) do TIG Dressing usando gás de proteção (Ar + 1% N₂) para corrente de 100 A: (a) Microscopia óptica da ZF do TIG Dressing; (b) Microscopia eletrônica de varredura da ZF do TIG Dressing (ataque com Marble's)

A condição do cordão TIG autógeno usando como gás de proteção o Ar + 1% N₂ e uma corrente de 150 A apresentou uma solda limpa sem óxidos aparente ou outros tipos de defeitos, mas uma alta diluição tendo como resultado uma microestrutura formada (prevista) por martensita e ferrita como mostrado na Fig. 5.19 e 5.20, respectivamente. Através da Fig. 5.21 do diagrama de Schaeffler pode-se observar que a alta diluição gerou uma

microestrutura com susceptibilidade a trincas para temperaturas inferiores a 400 °C. Assim, o alto teor de martensita, considerado um microconstituente frágil, gerou uma alta concentração de tensões diminuindo a ductilidade nesta região. Com isto, a ZAC de granulometria grossiera do aço inoxidável ferrítico, também formada por ferrita e martensita (de granulometria grossiera) ficou mais vulnerável a formação de trincas sob solicitação à esforços externos. Desta forma, as amostras preparadas para o ensaio de corrosão usando esta condição de soldagem, não suportaram a carga usada no dobramento, levando a ruptura na ZAC grossiera, não sendo possível fazer os ensaios de corrosão para esta condição de soldagem. A Figura 5.22 mostra a microestrutura da zona fundida do TIG Dressing para corrente de 150 A e a formação de trinca na ZAC. De acordo com Peckener (1977) e Pickring (1985), um dos maiores problemas dos aços inoxidáveis ferríticos não estabilizados é a perda de ductilidade nas regiões soldadas, que normalmente são frágeis e de menor resistência à corrosão, o que eles atribuíram ao elevado crescimento de grão e a formação parcial de martensita.

Observa-se também que aumentando a diluição para uma corrente de 150 A, o valor do PRE na zona fundida diminuiu, tornando a solda mais susceptível à corrosão.

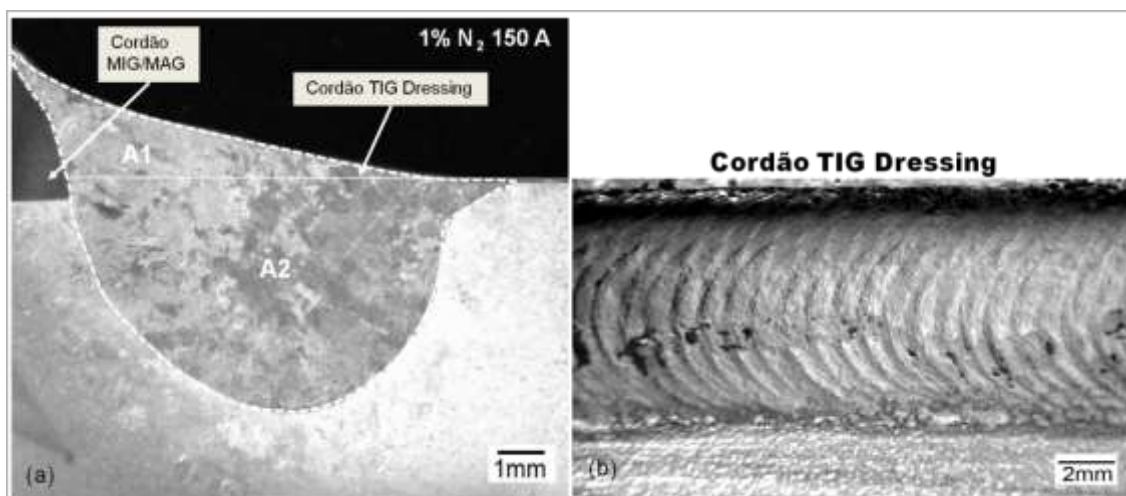


Figura 5.19 – Cordão TIG Dressing: (a) Área da diluição usando gás de proteção Ar + 1% N₂ e uma corrente de 150 A; (b) Morfologia do cordão TIG Dressing

Schaeffler									DeLong								
Calculated structure: Martensite + Ferrite									Ferrite Number: --- Ferrite Content: ---								
Warnings: Mart. crack < 400°C									Corrosion Index (%Cr + 3.3x%Mo + 16xppmN) PRE								
									410D 11.30								
									410D 11.30								
									308L 20.06								
									Weld Metal 13.14								
Weld Metal																	
%C		%Si		%Mn		%Cr		%Ni		%Mo		%Nb		%Cu		ppm N	
0.013		0.48		0.85		13.04		2.34		0.03		0.01		0.03		---	
		ECr		ENi				ECr		ENi				ECr		ENi	
Schaeffler:		13.78		3.16		DeLong:		13.78		3.16		WRC-92:		13.07		2.80	

Figura 5.20 – Previsão da microestrutura calculada pelo diagrama de Schaeffler para zona fundida usando Ar + 1% N₂ como gás de proteção na corrente de 150 A

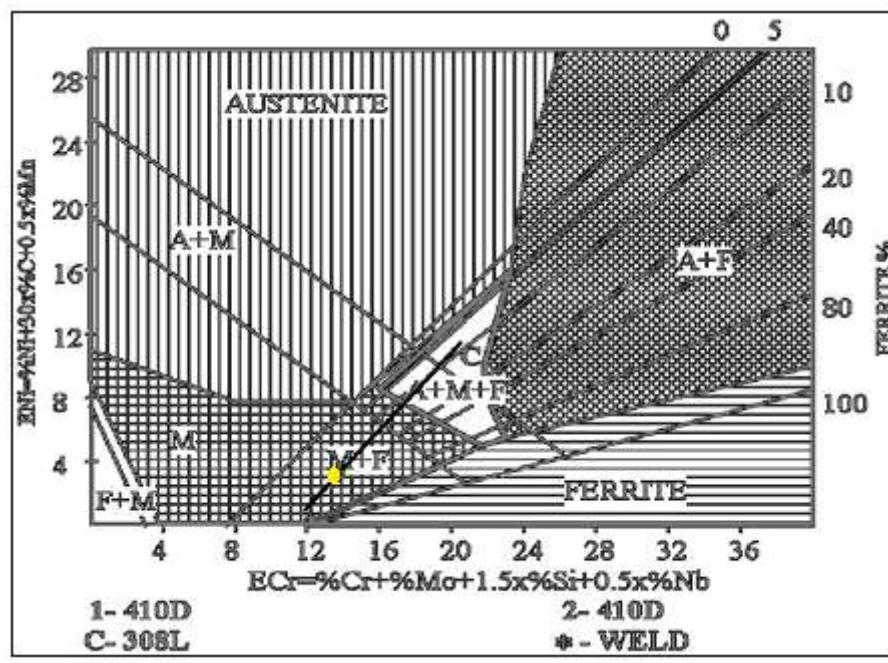


Figura 5.21– Diagrama de Schaeffler para TIG autógeno usando Ar + 1% N₂ na corrente de 150 A

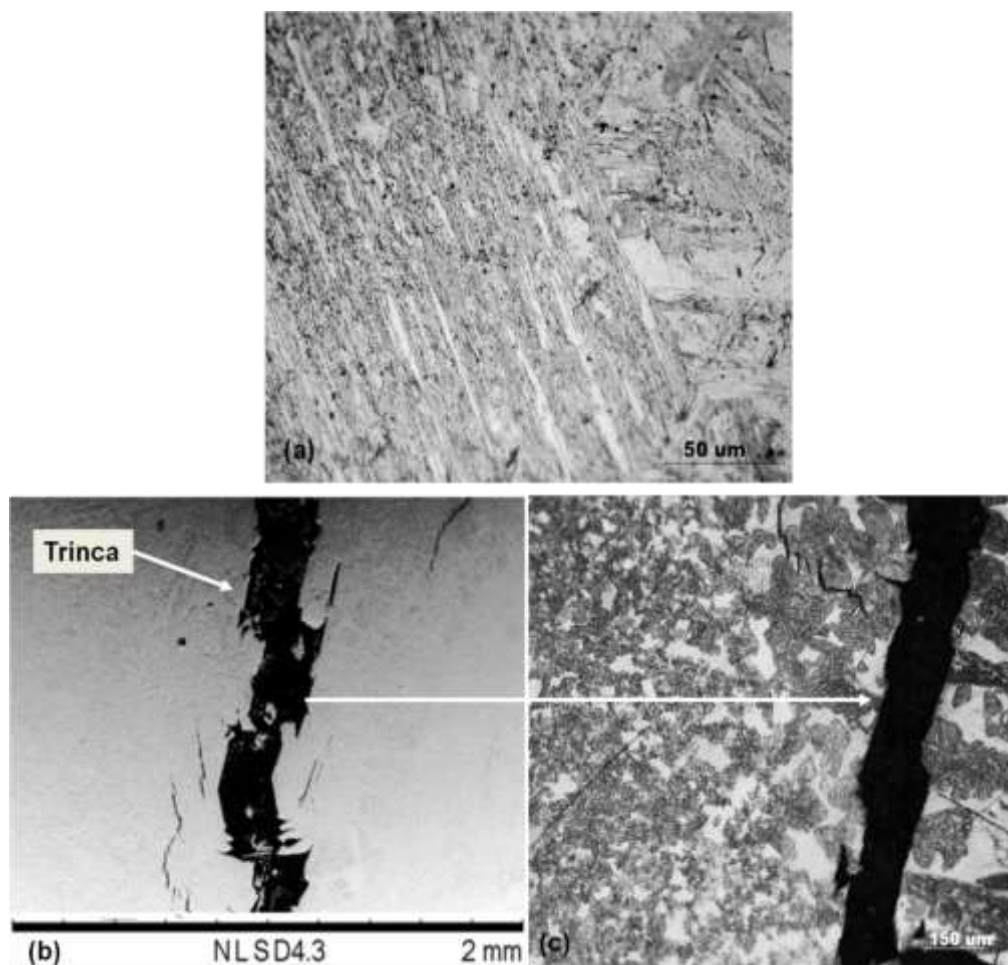


Figura 5.22 - Microestrutura da região soldada: (a) ZF do TIG Dressing usando gás de proteção (Ar + 1% N₂) para corrente de 150 A; (b) Microscopia Óptica de uma trinca; (c) MEV de uma trinca na ZAC (ataque com Marble's)

A condição do cordão TIG autógeno usando como gás de proteção o Ar + 3,8% N₂ e uma corrente de 100 A apresentou uma solda sem óxidos aparente ou outros tipos de defeitos no cordão, mas uma diluição relativamente alta como é mostrado na Fig. 5.23. Em função desta diluição, o uso de 3,8% N₂ no gás de proteção do TIG levou a formação de uma microestrutura com formação de martensita, austenita e ferritana zona fundida como pode ser mostrado na previsão do diagrama de Schaeffler indicado na Fig. 5.24 e 5.25. A presença de microconstituintes frágeis como a martensita pode deixar a região susceptível a formação de trincas quando submetida à solicitação mecânica. As Figuras 5.26 e 5.27 mostram a formação e propagação de uma trinca em uma amostra gerada após ser submetida ao dobramento para o ensaio de corrosão. Observa-se que a trinca começou na zona fundida e se propagou para ZAC, evidenciando que os microconstituintes presentes nesta zona elevaram as características de fragilidade com pouca resistência à esforços externos, não sendo possível usar esta condição de soldagem para os testes de corrosão.

Além deste microconstituente, a formação de nitretos de cromo pelo alto teor de nitrogênio, pode ter contribuído para uma região frágil.

Por outro lado, Abdalla (2005) constatou que teores elevados de N_2 podem alterar o modo de solidificação da zona fundida, tornando-o austenítico, reduzindo o teor de ferrita delta ($Fe-\delta$) e a solda ser vulnerável a trincas. Os valores no diagrama de Schaeffler indicado na Fig. 5.24 indicam susceptibilidade à trincas para temperaturas inferiores a 400 °C. O valor do PRE para esta condição mostra uma solda com baixa resistência à corrosão.

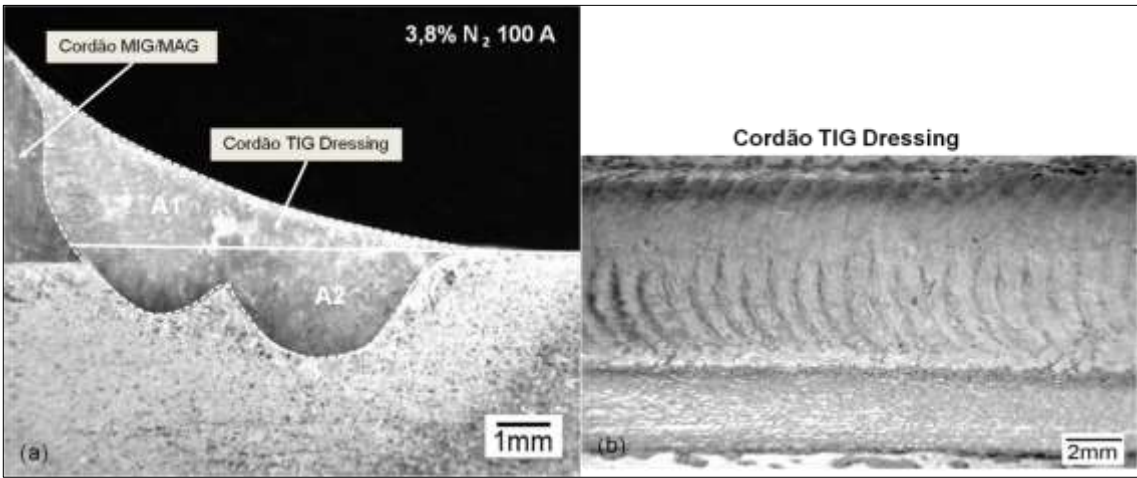


Figura 5.23 – Cordão TIG Dressing: (a) Área da diluição com Ar + 3,8% N_2 na corrente de 100 A; (b) Morfologia do cordão TIG Dressing

Schaeffler									DeLong		
Calculated structure: Austenite + Martensite + Ferrite, 13.6% Ferrite									Ferrite Number: --- Ferrite Content: ---		
Warnings: Mart crack: < 400°C									Corrosion index (%Cr + 3.3x%Mo + 16xppmN) PRE		
									410D 11.30		
									410D 11.30		
									308L 20.06		
									Weld Metal 16.05		
WRC-92											
Ferrite Number: ---											
Weld Metal											
%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%Cu	ppm N			
0.016	0.45	1.23	15.89	5.54	0.05	0.00	0.04	---			
	ECr	ENi		ECr	ENi		ECr	ENi			
Schaeffler:	16.62	6.65	DeLong:	16.62	6.65	WRC-92:	15.94	6.12			

Figura 5.24 - Previsão da microestrutura calculada pelo diagrama de Schaeffler para zona fundida usando Ar + 3,8% N_2 como gás de proteção na corrente de 100 A

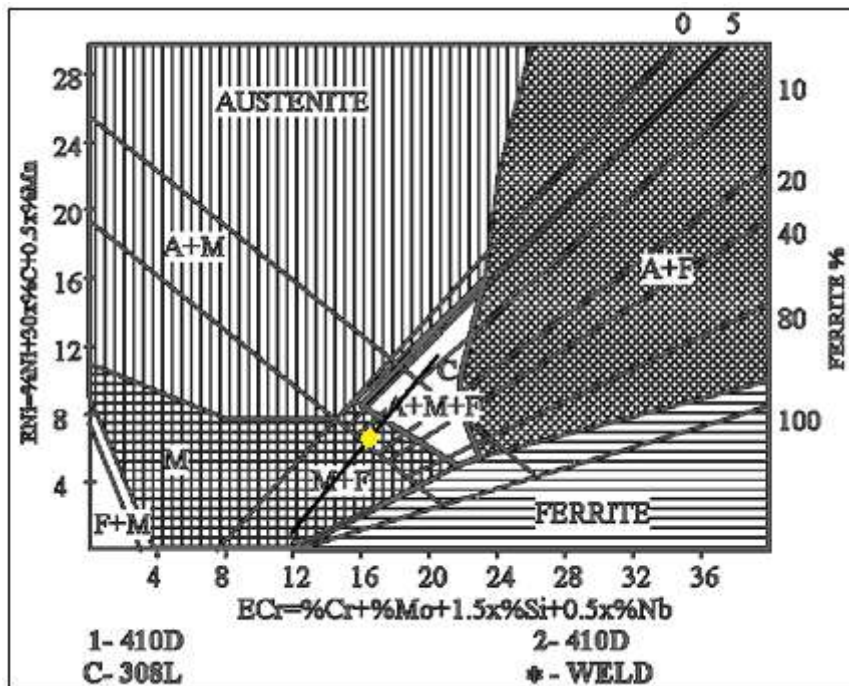


Figura 5.25 – Diagrama de Schaeffler para a solda do TIG autógeno usando como gás de proteção (Ar + 3,8% N₂) e uma corrente de 100 A

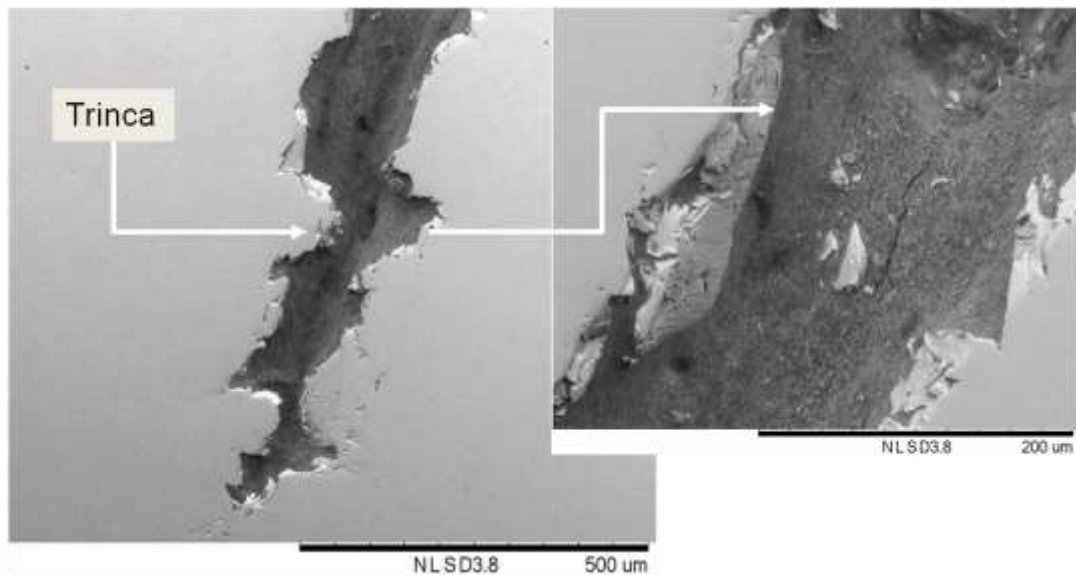


Figura 5.26 – Morfologia da trinca formada na Zona Fundida do TIG Dressing usando gás de proteção (Ar + 3,8% N₂) na corrente de 100 A

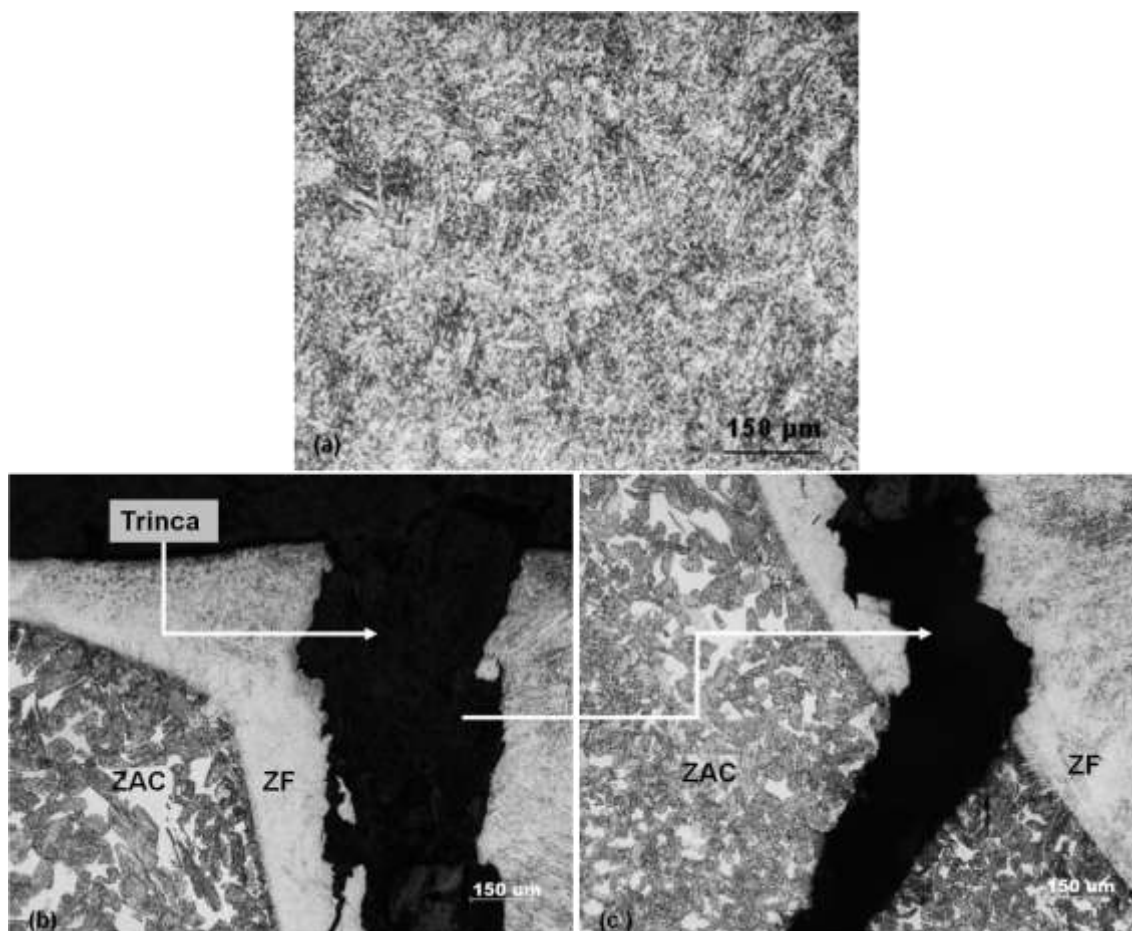


Figura 5.27 - Microestrutura da região soldada do TIG Dressing: (a) ZF do TIG Dressing usando Ar + 3,8% N₂ e 100 A; (b) Microscopia Óptica de uma trinca na ZF do TIG Dressing; (c) MEV de uma trinca se prolongando até a ZAC (ataque com Marble's)

A condição do cordão TIG autógeno usando como gás de proteção o Ar + 3,8% N₂ e uma corrente de 150 A apresentou uma alta diluição como está indicado na Fig. 5.28. A microestrutura prevista para esta condição foi a martensita e ferrita de acordo com as Figs. 5.29 e 5.30 do diagrama de Schaeffler com susceptibilidade à trincas para temperaturas inferiores a 400 °C. Como o metal de solda apresentou uma alta diluição no metal de base, a presença de teores elevados de martensita levou a formação e propagação de uma trinca na zona em estudo quando estas amostras foram submetidas ao dobramento para ensaio de corrosão, não sendo possível usar esta condição de soldagem para analisar esta propriedade. Além deste microconstituente, a formação de nitretos de cromo pelo alto teor de nitrogênio, pode ter contribuído para uma região mais frágil. A Figura 5.31 mostra a morfologia de uma trinca formada na zona fundida do TIG Dressing e a Fig. 5.32 mostra a microestrutura do TIG Dressing com formação e propagação da trinca para ZAC.

Além da função dos microconstituintes frágeis contribuindo para formação de trincas, o efeito das tensões residuais podem ter alterado a distribuição de tensões durante a solidificação da zona fundida aumentando a fragilidade do cordão de solda. Alguns autores, Kou (2002) e Francis *et al.* (2007) investigaram que na soldagem de materiais dissimilares o nível de tensões residuais aumenta substancialmente pela diferença entre os coeficientes de dilatação e contração térmica durante o processo de soldagem, sendo vulnerável a formação de trincas.

Observa-se também que o valor do PRE também é baixo para esta condição de soldagem aumentando a susceptibilidade da solda à corrosão, o que pode ser explicado por meio de estudos realizados por Fedele (2010). Este autor mostrou que a diversidade microestrutural aumenta a probabilidade da existência de sítios ativos para a corrosão, onde a diferença de composição química entre as fases primárias e secundárias, presentes na microestrutura do material, pode ativar a microcorrosão galvânica.

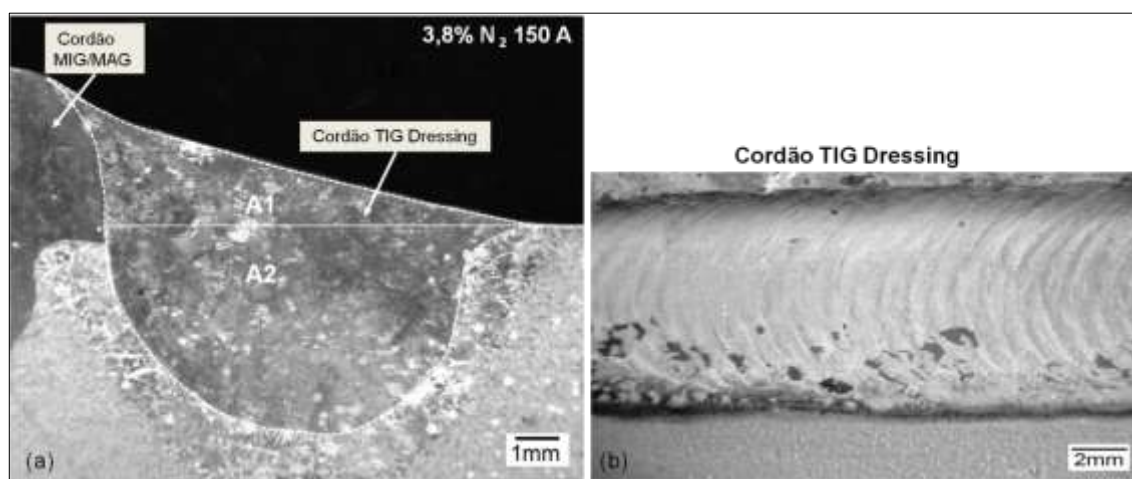


Figura 5.28 – Cordão TIG Dressing: (a) Área da diluição com Ar + 3,8% N₂ na corrente de 150 A; (b) Morfologia do cordão TIG Dressing

Schaeffler		DeLong						
Calculated structure: Martensite + Ferrite		Ferrite Numbers: --- Ferrite Contents: ---						
Warnings: Mart. crack. < 400°C		Corrosion index (%Cr + 3.3x%Mo + 16xppmN) PRE						
		410D 11.30						
		410D 11.30						
		308L 20.06						
		Weld Metal 13.81						
WRC-92								
Ferrite Numbers: ---								
Weld Metal								
%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%Cu	ppm N
0.014	0.47	0.94	13.78	3.88	0.03	0.01	0.03	---
	ECr	ENi		ECr	ENi		ECr	ENi
Schaeffler:	14.44	3.97	DeLong:	14.44	3.97	WRC-92:	13.74	3.57

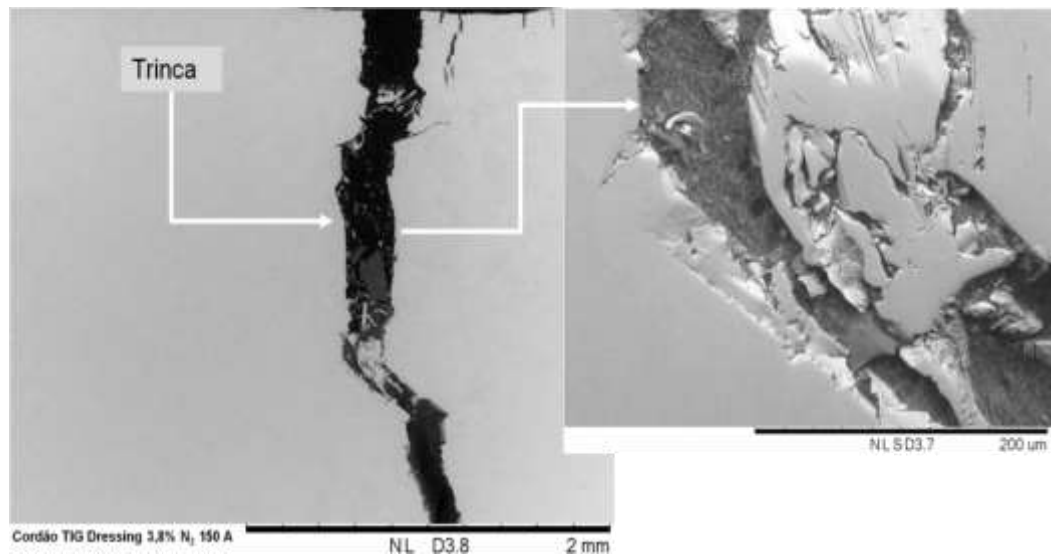


Figura 5.31 – Morfologia da trinca formada na zona fundida do TIG Dressing usando gás de proteção (Ar + 3,8% N₂) na corrente de 150 A

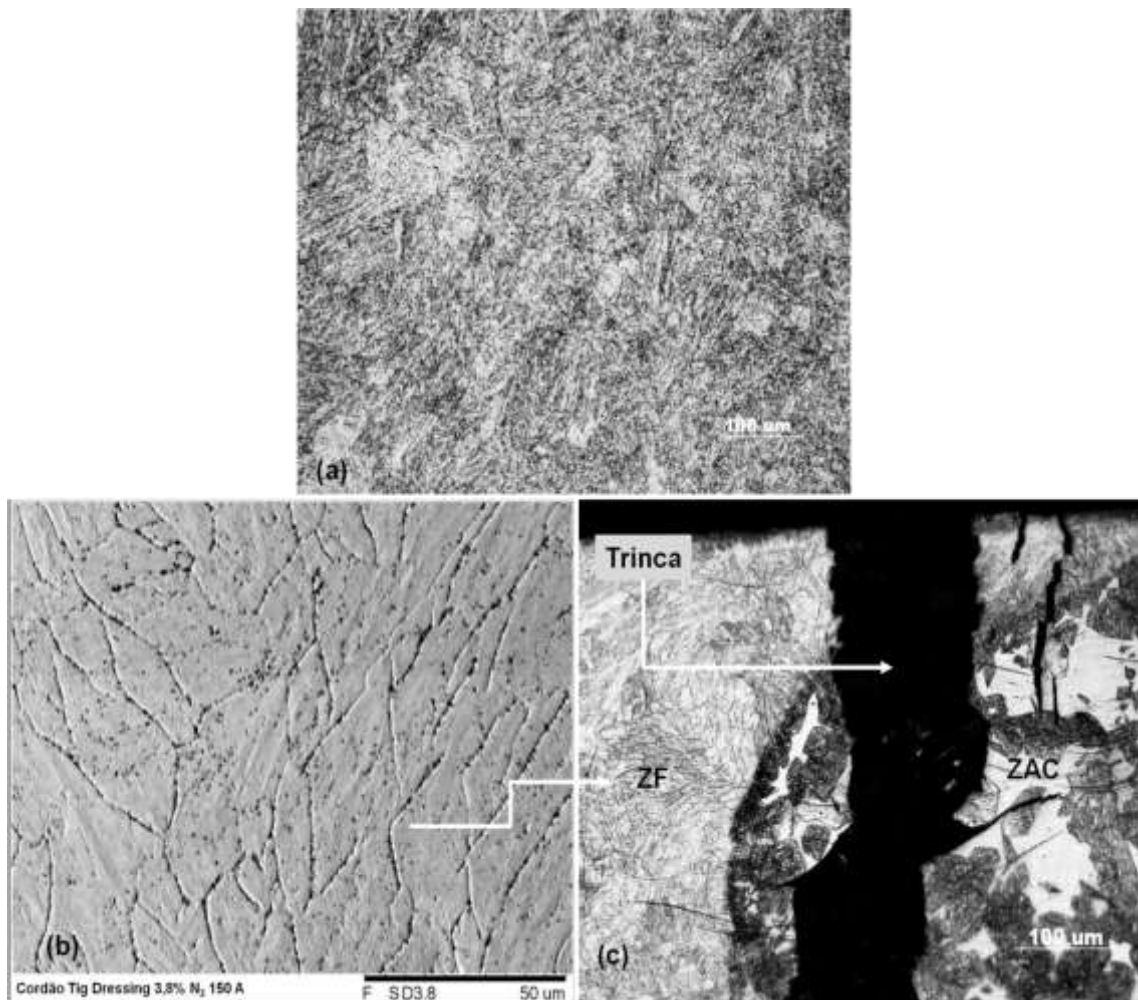


Figura 5.32 - Microestrutura da região soldada: (a) Zona Fundida (ZF) do TIG Dressing usando gás de proteção (Ar + 3,8% N₂) para corrente de 150 A; (b) MEV da Zona Fundida do TIG Dressing; (c) Microscopia óptica de uma trinca (ataque com Marble's)

O cordão TIG autógeno usando como gás de proteção o Ar puro e uma corrente de 100 A, apresentou uma camada de oxidação e também diluição relativamente alta, embora inferior às condições anteriores como mostrado na Fig. 5.33. A microestrutura prevista para esta condição foi a austenita, martensita e ferrita com um teor de ferrita de aproximadamente 13% como indicado na Figs. 5.34 e 5.35 do diagrama de Schaeffler. A presença da austenita sendo parcialmente substituído pela ferrita delta ($\text{Fe-}\delta$) aumentou a ductilidade da zona fundida, podendo sofrer solicitação externa sem ocorrência de trincas. Comportamento semelhante foi observado por Karlsson (1998) e Lothongkum *et al.* (2001), demonstrando que o percentual aceitável de ferrita delta ($\text{Fe-}\delta$) no metal de solda para aplicações práticas de resistência à corrosão e aumento da tenacidade dos aços inoxidáveis está na faixa de 3 a 12%.

A microestrutura da zona fundida observada na Fig. 5.36 mostra a presença da ferrita delta nos contornos de grãos austeníticos indicando que houve uma substituição parcial da austenita pela ferrita o que elevou a tenacidade do cordão de solda TIG. Desta forma, para esta condição de soldagem não houve a formação de trincas durante o dobramento das amostras, sendo aproveitada para os ensaios de corrosão.

Observa-se também que o valor do PRE também é baixo, embora mais alto quando comparado às condições anteriores, o que poderia justificar uma maior resistência à corrosão.

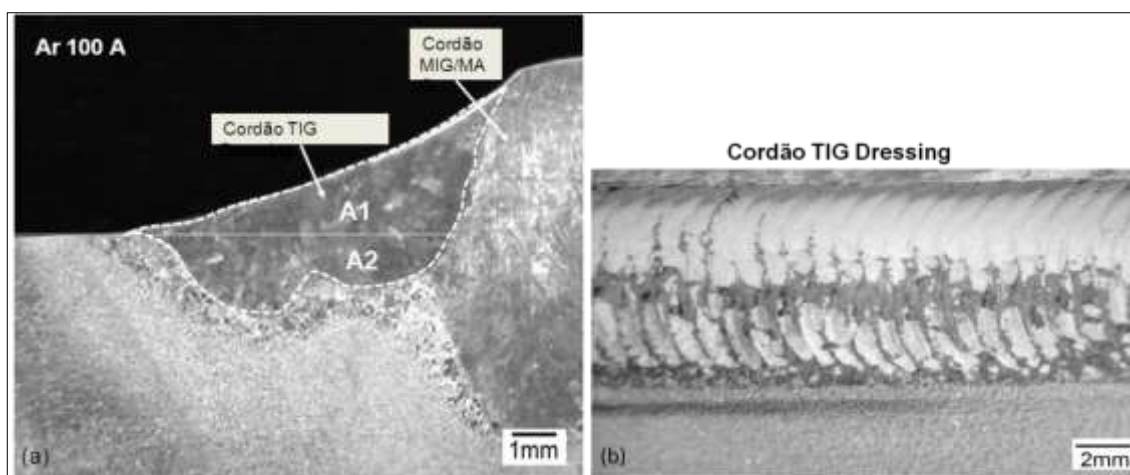


Figura 5.33–Cordão TIG Dressing: (a) Área da diluição com 100% Ar na corrente de 100 A; (b) Morfologia do cordão TIG Dressing

Schaeffler										DeLong									
Calculated structure: Austenite + Martensite + Ferrite, 13.3% Ferrite										Ferrite Number: --- Ferrite Content: ---									
Warnings: Mart. crack. < 400°C										Corrosion index (%Cr + 3.3x%Mo + 16xppmN) PRE									
										410D 11.30									
										410D 11.30									
										308L 20.06									
										Weld Metal 16.20									
WRC-92																			
Ferrite Number: ---																			
Weld Metal																			
%C		%Si		%Mn		%Cr		%Ni		%Mo		%Nb		%Cu		ppm N			
0.017		0.45		1.25		16.05		5.71		0.05		0.00		0.04		---			
		ECr		ENi				ECr		ENi				ECr		ENi			
Schaeffler:		16.77		6.84		DeLong:		16.77		6.84		WRC-92:		16.10		6.30			

Figura 5.34 - Previsão da microestrutura calculada pelo diagrama de Schaeffler para zona fundida usando 100% Ar como gás de proteção e uma corrente de 100 A

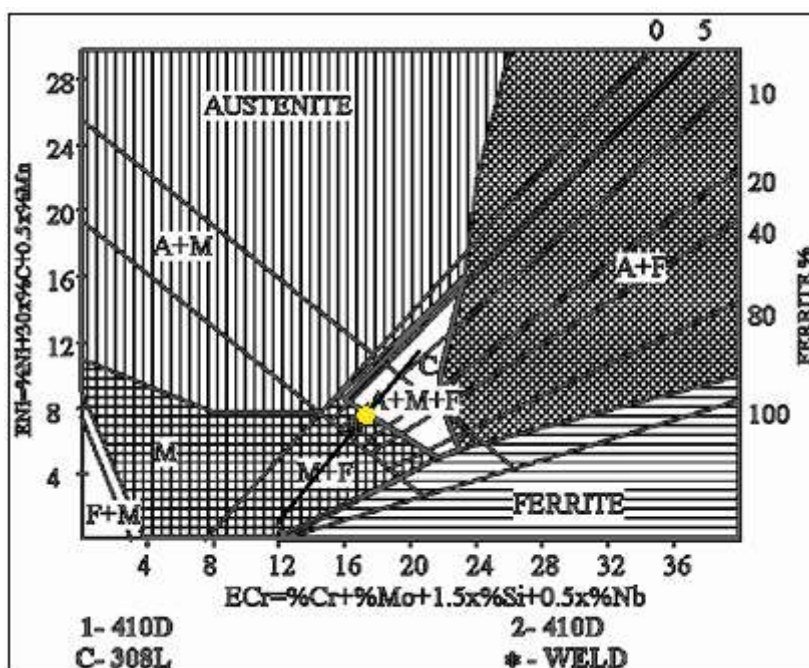


Figura 5.35 – Diagrama de Schaeffler para a solda do TIG autógeno usando como gás de proteção 100% Ar na corrente de 100 A

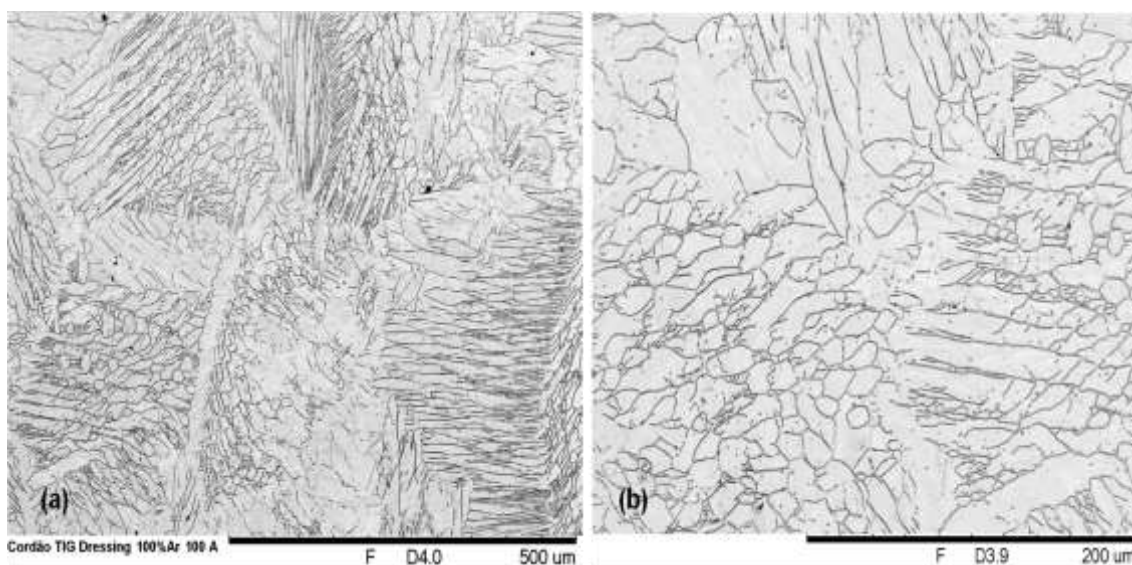


Figura 5.36 - Microscopia eletrônica de varredura da Zona Fundida do TIG Dressing (ataque com Marble's)

O cordão TIG autógeno usando argônio puro como gás de proteção e uma corrente de 150 A apresentou uma camada de oxidação e uma alta diluição como é mostrado na Fig. 5.37. A microestrutura prevista para esta condição foi a martensita e ferrita como está indicado nas Figs. 5.38 e 5.39 do diagrama de Schaeffler com susceptibilidade à trincas para temperaturas inferiores a 400 °C. Embora o diagrama tenha mostrado a presença de microconstituintes frágeis como a martensita para esta condição de soldagem, a zona fundida do TIG Dressing foi mais resistente às tensões geradas pelo dobramento do que o metal de base (MB), levando a formação e propagação de uma trinca nesta região durante o dobramento das amostras para ensaio de corrosão. Através da Fig. 5.40 observa-se que a zona fundida apresentou uma distribuição aleatória dos grãos ferríticos de granulometria fina gerando uma deformação uniforme após o dobramento das amostras. No entanto, o metal de base formado por grãos ferríticos de granulometria grosseira não suportaram as tensões impostas durante o dobramento, deformando até a ruptura desta região. Desta forma, não foi possível usar esta condição de soldagem para avaliar a susceptibilidade à corrosão. Observa-se também que o valor do PRE também é baixo para esta condição.

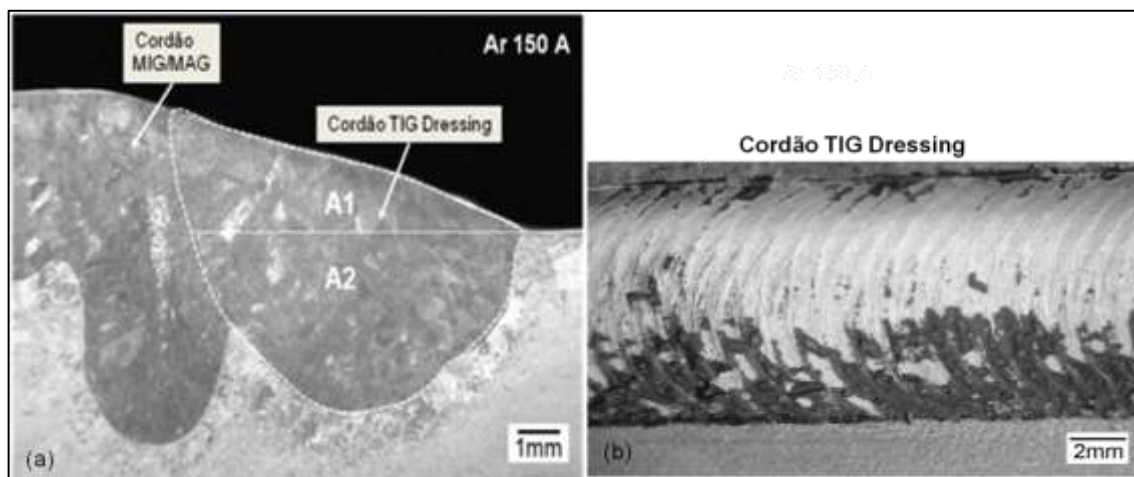


Figura 5.37– Cordão TIG Dressing: (a) Área da diluição com 100% Ar na corrente de 150 A; (b) Morfologia do cordão TIG Dressing

Schaeffler Calculated structure: Martensite + Ferrite Warnings: Mart. crack. < 400°C																																												
WRC-92 Ferrite Number: ---																																												
Weld Metal <table> <tr> <th>%C</th><th>%Si</th><th>%Mn</th><th>%Cr</th><th>%Ni</th><th>%Mo</th><th>%Nb</th><th>%Cu</th><th>ppm N</th></tr> <tr> <td>0.015</td><td>0.46</td><td>1.03</td><td>14.39</td><td>3.85</td><td>0.04</td><td>0.01</td><td>0.03</td><td>---</td></tr> <tr> <td></td><td>ECr</td><td>ENi</td><td></td><td>ECr</td><td>ENi</td><td></td><td>ECr</td><td>ENi</td></tr> <tr> <td>Schaeffler:</td><td>15.12</td><td>4.81</td><td></td><td>DeLong:</td><td>15.12</td><td>4.81</td><td>WRC-92:</td><td>14.43</td></tr> </table>									%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%Cu	ppm N	0.015	0.46	1.03	14.39	3.85	0.04	0.01	0.03	---		ECr	ENi		ECr	ENi		ECr	ENi	Schaeffler:	15.12	4.81		DeLong:	15.12	4.81	WRC-92:	14.43
%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%Nb	%Cu	ppm N																																				
0.015	0.46	1.03	14.39	3.85	0.04	0.01	0.03	---																																				
	ECr	ENi		ECr	ENi		ECr	ENi																																				
Schaeffler:	15.12	4.81		DeLong:	15.12	4.81	WRC-92:	14.43																																				
DeLong Ferrite Number: --- Ferrite Content: --- Corrosion index (%Cr + 3.3x%Mo + 16xppmN) PRE 410D 11.30 410D 11.30 308L 20.06 Weld Metal 14.51																																												

Figura 5.38 - Previsão da microestrutura calculada pelo diagrama de Schaeffler para zona fundida usando 100% Ar como gás de proteção na corrente de 150 A

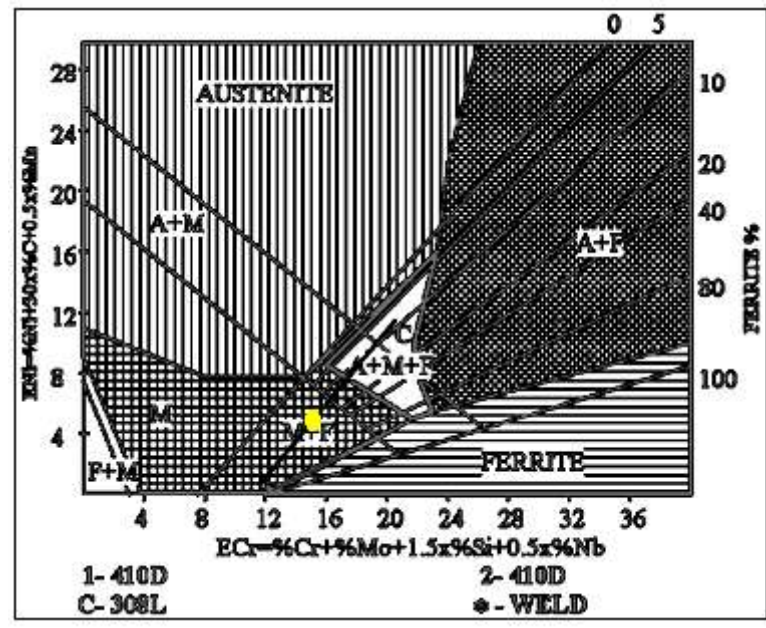


Figura 5.39 – Diagrama de Schaeffler para a solda do TIG autógeno usando como gás de proteção 100% Ar na corrente de 150 A

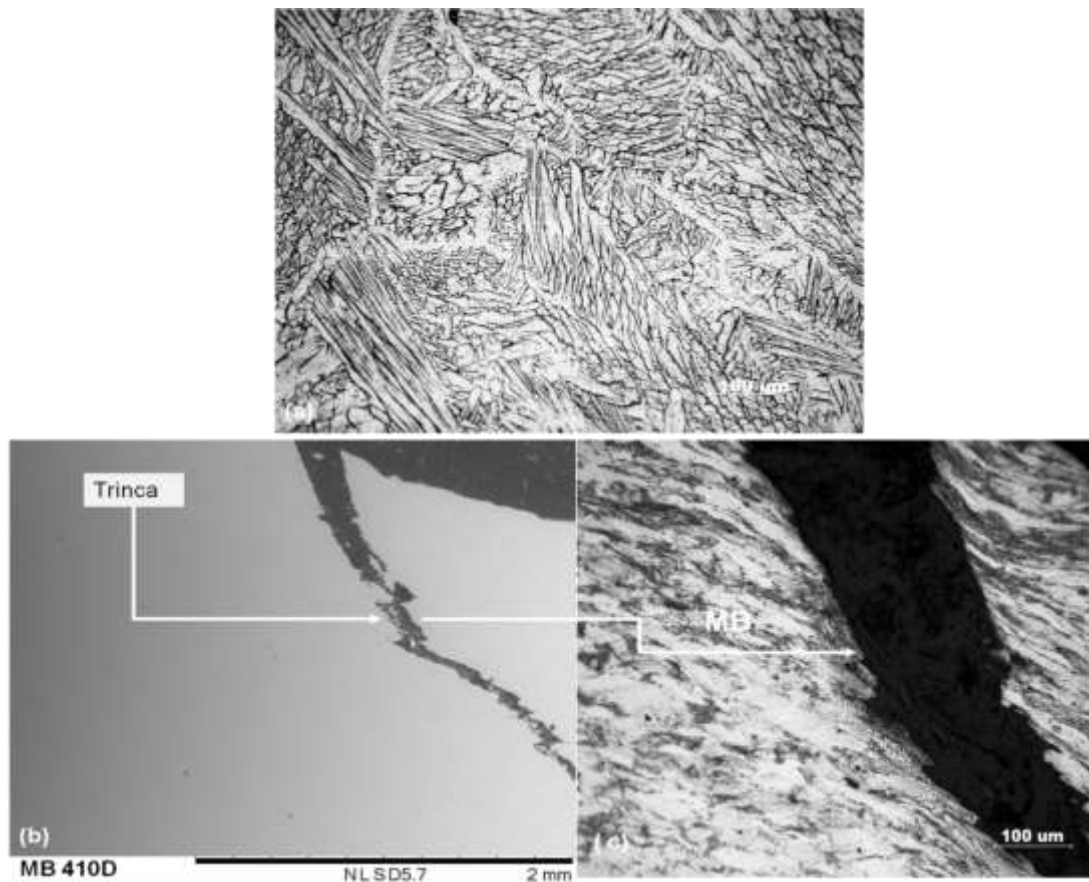


Figura 5.40 - Microestrutura da região soldada: (a) ZF do TIG Dressing usando 100% Ar 150 A; (b) MEV do MB (Metal de Base); (c) Microscopia óptica de uma trinca no metal de base (ataque com Marble's)

De acordo com os resultados, duas condições foram aproveitadas para os ensaios de corrosão, as misturas contendo 99% Ar + 1% N₂ e 100% Ar. No entanto será feita uma avaliação da microestrutura e da dureza na ZAC de cada condição estudada.

5.4.3.2. Avaliação microscópica da Zona Afetada pelo Calor (ZAC) do TIG Dressing com tecimento

A ZAC formada a partir da técnica TIG Dressing para as condições em estudo, apresentou duas regiões distintas formadas por Granulometria Grosseira (ZACGG) e outra de Granulometria Fina (ZACGF). Através da Figura 5.41 observa-se que a ZACGG apresentou uma estrutura formada por ilhas de martensita nos contornos de grãos ferríticos e a ZACGF também apresenta a mesma composição microestrutural com martensita mais refinada nos contornos de grãos ferríticos e uma distribuição mais uniforme, proporcionando características granulométricas para um bom desempenho das propriedades mecânicas. No entanto, sua atuação em meios agressivos pode não ter o mesmo resultado. O alto percentual das ilhas de martensita diferente da matriz de origem (ferrítica), eleva a quantidade de sítios ativos que aumentam a susceptibilidade à dissolução anódica. Neste sentido, Tomashov et al. (1989) mostraram que aços com contornos de grãos mais finos eram mais suscetíveis à corrosão por pites, desde que eles tivessem mais contornos de grãos com inclusões heterogêneas. Assim, esta região aparece como uma das mais propensas à corrosão pela quantidade de contorno de grão deste microconstituente.

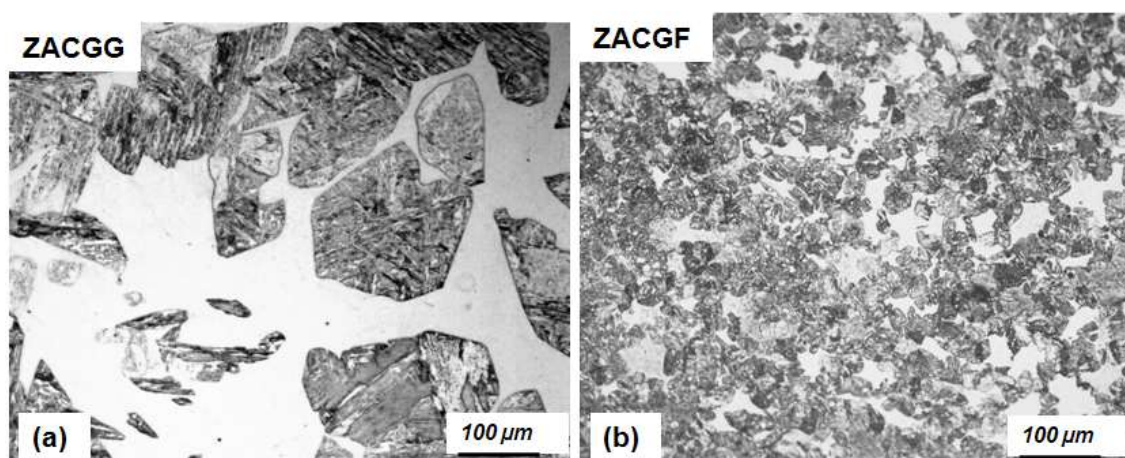


Figura 5.41 – Microestrutura da ZAC: (a) ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); (b) ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina)

5.4.3.3. Influência da energia de soldagem com uso do gás de proteção argônio (Ar) e argônio mais nitrogênio (Ar + N₂) no percentual de ilhas de martensita na ZAC

As variações microestruturais na ZAC são influenciadas pela energia de soldagem e/ou presença de elementos químicos (N, Mn, Si, Cr, etc) que possam influenciar a metalurgia alterando o tamanho médio e/ou distribuição dos microconstituintes desta região, mudando as propriedades de resistência à corrosão.

A ZAC do aço inoxidável em estudo com teor de cromo abaixo de 12 % e baixo teor de carbono apresenta martensita sendo considerado um microconstituente frágil de alta energia que contribui para diminuir a resistência à corrosão desta região. De acordo com Oñoro (2006), além da martensita, outro microconstituente presente nesta região é a Ferrita delta (Fe- δ) como também carbonetos de cromo do tipo (M₂₃C₆) dispersos que contribuem para diminuir a resistência à corrosão (TOTEMEIER *et al.*, 2006). Outros autores, dentre eles Williams e Barbaro (2005), alegaram que sua influência na corrosão depende do seu percentual, morfologia e distribuição nesta região.

Levando em consideração este fator, decidiu-se calcular o percentual de martensita na ZAC do aço inoxidável ferrítico 410D, levando-se em consideração que a variação na energia de soldagem das condições em estudo possa mudar o percentual e distribuição das ilhas de martensita, aumentando a susceptibilidade à corrosão desta região. A influência do nitrogênio do gás de proteção sobre a extensão na ZAC e conseqüentemente no percentual de distribuição das ilhas de martensita também será discutido.

Desta forma, espera-se que as regiões da ZAC (ZACGG e ZACGF) possam ter diferentes percentuais de ilhas de martensita, levando em consideração que o cálculo foi feito baseado na morfologia deste microconstituente. A Figura 5.42 mostra a formação de martensita agrupadas na forma de ilhas na região em estudo com presença de carbonetos.

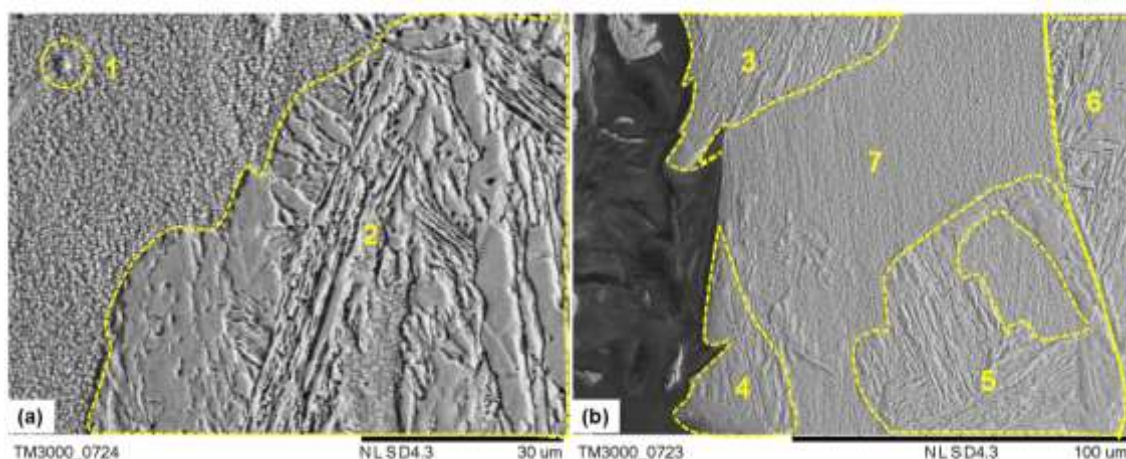
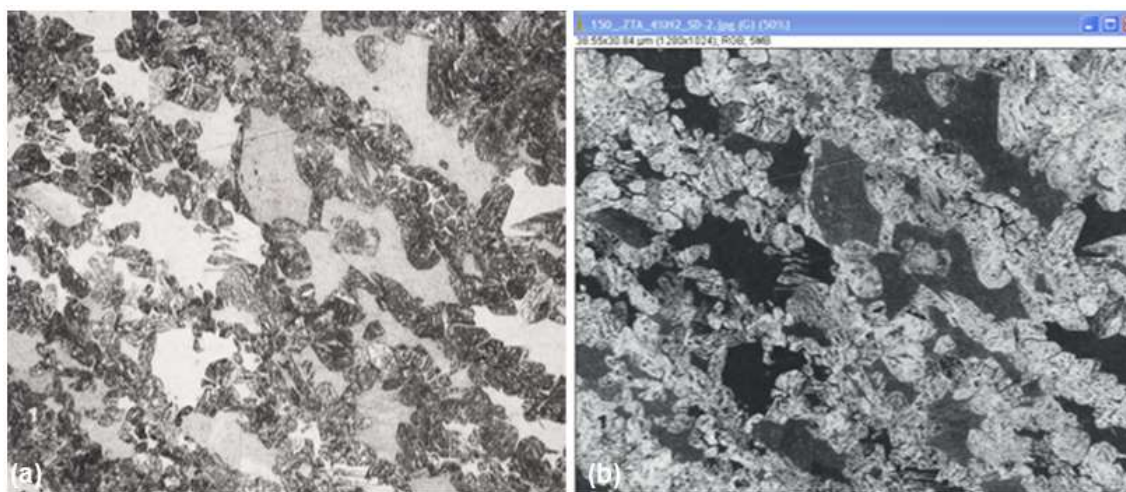


Figura 5.42 – Formação de microconstituintes na ZAC: (a) (1) Carboneto de cromo e (2) ilha de martensita; (b) De (3) a (6) Ilhas de martensita e (7) Ferrita

O procedimento utilizado para calcular o percentual das ilhas de martensita na ZAC foi calculado com auxílio de um analisador de imagem com calibração para este tipo de análise. Para tanto, foram realizadas três micrografias com ampliação de 100 X na ZAC de granulação grossiera (ZACGG) e da ZAC de granulação fina (ZACGF) nas condições de adoçamento do TIG Dressing com tecimento usando como gás de proteção (100% Ar; Ar + 1% N₂; Ar + 3,8 % N₂) nas correntes de 100 e 150 A. A Tabela 5.8 mostra o resultado da análise feita através da Figura 5.43 mostrando o procedimento para calcular a percentagem das ilhas de martensita usando as ferramentas de um analisador de imagem. Para tanto se usou uma amostra padrão da ZAC de granulação fina obtida pelo processo de soldagem TIG Dressing adotando como gás de proteção (Ar + 3,8% N₂) e corrente de soldagem de 150 A. As partes claras em contraste da Figura 5.43b indicam a presença das ilhas de martensita.

Tabela 5.8 – Avaliação do percentual de ilhas de martensita

Amostra	Área hachurada (µm ²)	Área total (µm ²)	Ilhas de Martensita (%)
ZAC_3,8% N ₂ _150A	615,669	1189.099	51,77



Figuras 5.43 – Procedimento para cálculo de martensita na ZAC: (a) Amostra usando gás de proteção Ar + 3,8% N₂ na corrente de 150 A; (b) Ilhas de martensita em contraste de branco

Após fazer esta avaliação, foi possível calcular o percentual das ilhas de martensita das condições em estudo. Para tanto, foram usados os valores das energias de soldagem da Tab. 14.2 do Apêndice D e as imagens de cada condição de soldagem com auxílio de um analisador de imagem. Através da Tabela 14.3 do Apêndice D e Fig. 5.44 observa-se que o percentual das ilhas de martensita mudou em função da energia de soldagem e/ou teor de nitrogênio sendo mais significativo para as amostras adoçadas com a corrente de 150 A. Destaca-se que a análise da Fig. 5.44 deve ser feita com cuidado, pois é o número percentual de ilhas e não sua área, pois é esperado que uma maior energia de soldagem leve a uma menor taxa de resfriamento (resfriamento mais lento) e, conseqüentemente, a uma menor transformação martensítica. Neste caso, houve um maior número de ilhas, com uma distribuição de tamanho diferente.

Assim, observa-se que a diferença entre as condições estudadas está na forma de distribuição das ilhas de martensita, sendo mais uniforme na ZACGF. Embora Zheng *et al.* (2010) tenham verificado que variando a energia de soldagem em um aço inoxidável ferrítico com teor de cromo abaixo de 12%, esta propriedade teve pouca influência no percentual e distribuição de martensita na ZAC, porém foi observado um elevado crescimento de grão com o aumento da energia de soldagem.

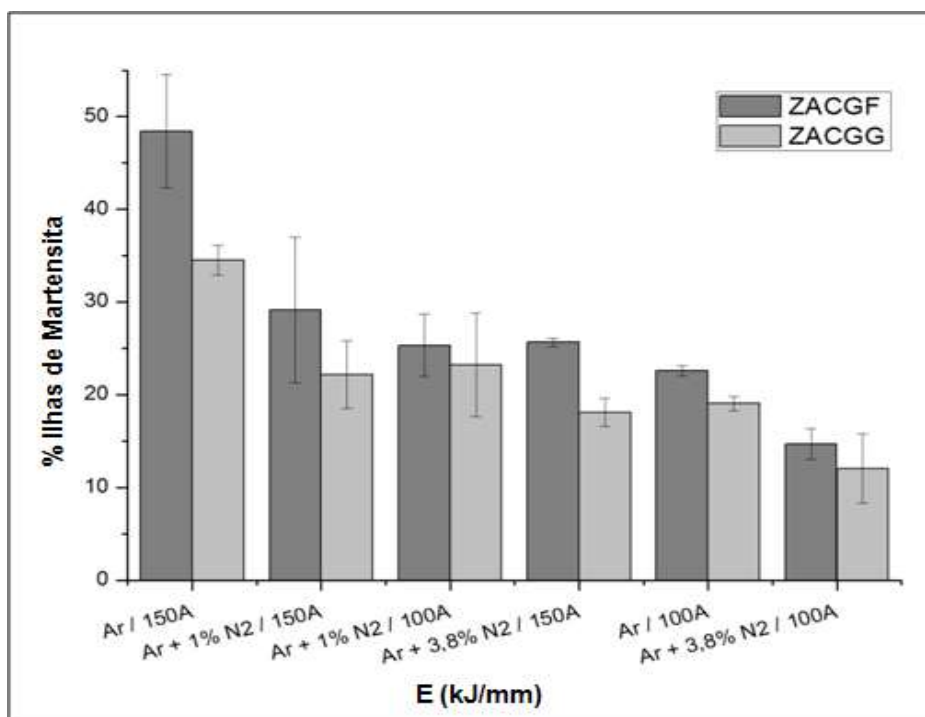
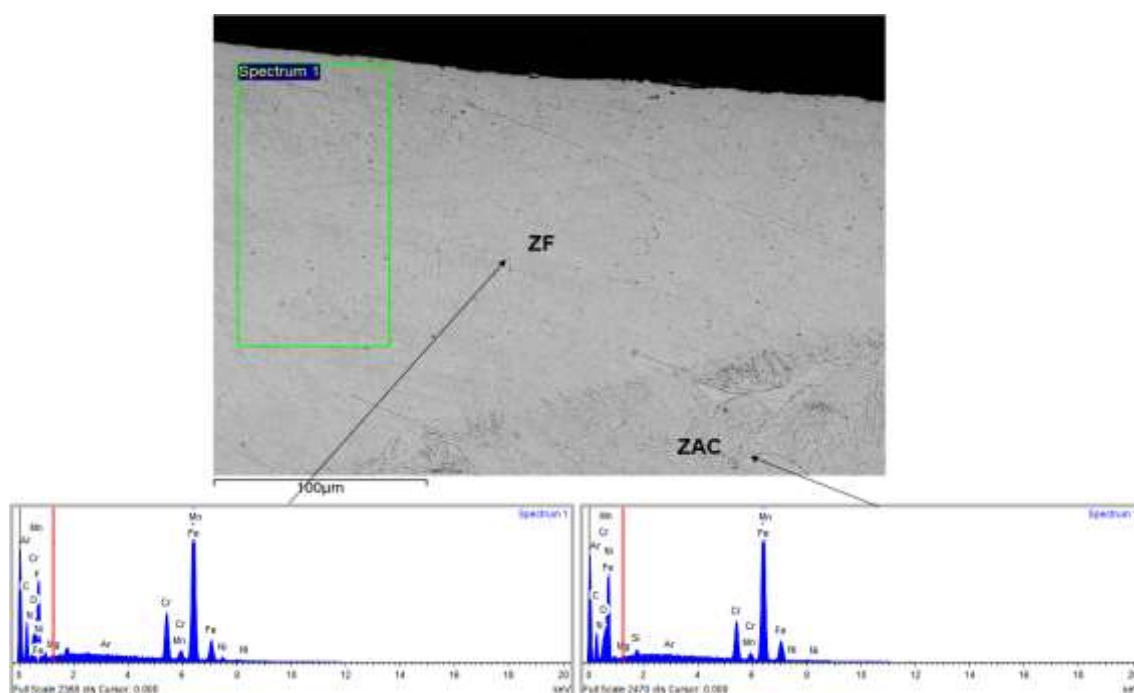
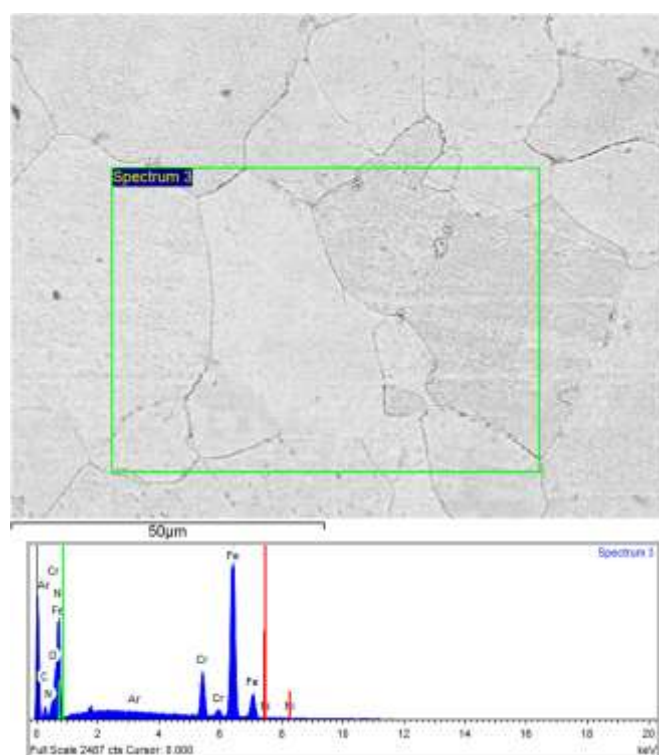


Figura 5.44 - Percentual das ilhas de martensita em função da energia de soldagem; ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina)

Levando em consideração que a martensita é função da composição química da liga, a qual surge pela presença de elementos intersticiais austenitizante, como o carbono e nitrogênio, foi feita uma avaliação por EDS (Espectrômetro de Energia Dispersiva) para identificar os elementos químicos presentes na ZF, ZAC e MB. Esta avaliação mostrou que as condições estudadas usando nitrogênio no gás de proteção apresentou este elemento na ZF e ZAC. A Figura 5.45 mostra o EDS de uma amostra adoçada usando gás de proteção Ar + 1% N₂. Observa-se que houve difusão do nitrogênio da ZF no teor de aproximadamente 0,382% para ZAC com teor de aproximadamente 0,319%, possibilitando uma ampliação do campo austenítico alterando o tamanho médio das ilhas de martensita decorrente de uma maior quantidade deste microconstituente e/ou pelo aumento da quantidade destas ilhas. O MB também apareceu com um percentual de 0,120% deste elemento.



(a)

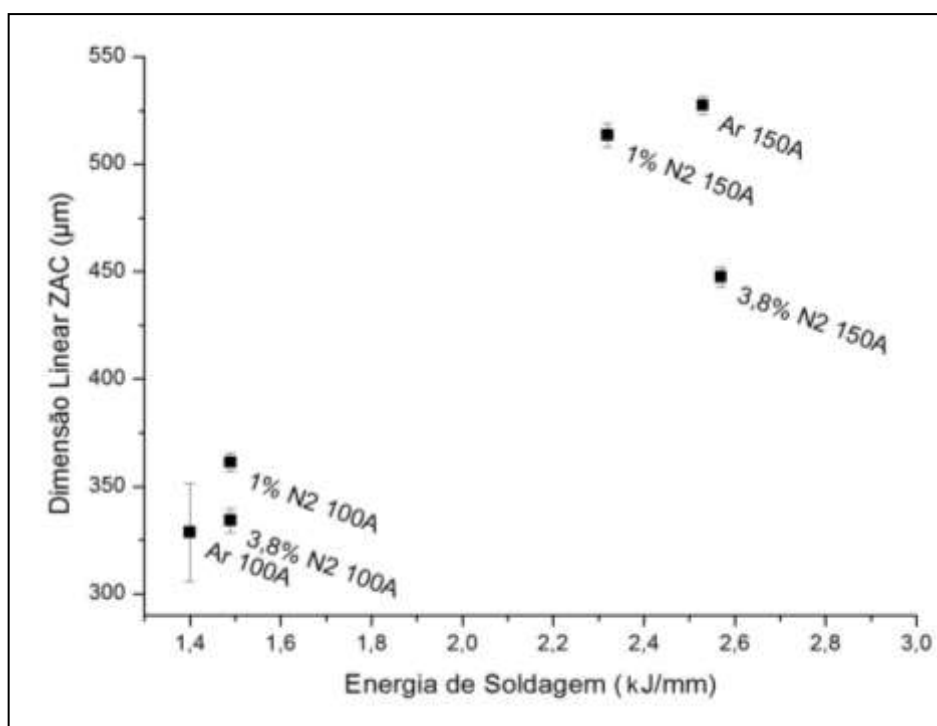


(b)

Figura 5.45 – EDS de amostras adoçada com TIG Dressing: (a) ZF e ZAC; (b) MB

Os dados da Tab. 15.2 do Apêndice E e Fig. 5.46 mostram que a dimensão da ZAC variou em função da energia de soldagem e/ou teor de nitrogênio, indicando uma possível variação no tamanho médio dos microconstituintes nesta região e/ou um aumento na

quantidade destas ilhas. Das condições analisadas, as misturas contendo (Ar + 1% N₂ e 100% Ar) na corrente de 100 A apresentaram pouca variação no percentual das ilhas de martensita, sendo sua distribuição mais uniforme na ZACGF nas amostras com gás de proteção de (Ar + 1% N₂). Desta forma, espera-se que esta condição tenha um desgaste por corrosão maior nesta região por possuir uma maior quantidade de sítios ativos para corrosão.



5.46 - Dimensão linear da ZAC em função da energia de soldagem

Para uma avaliação mais completa a cerca das propriedades que envolvem a região da borda do cordão, amostras de soldagem MIG/MAG foram submetidas ao ensaio de dureza para caracterizar os microconstituintes desta região como pode ser visto no item a seguir.

5.4.3.4. Análise da dureza na borda do cordão TIG Dressing

A avaliação da dureza na borda do cordão TIG Dressing foi feita por região da borda comparando as condições de soldagem em estudo analisando as previsões microestruturais que regem esta região de acordo com o diagrama de Schaeffler e pela energia de soldagem e/ou influência do nitrogênio do gás de proteção. Para tanto foi usado o procedimento do Item 3.4.2 para medir a dureza por região da solda.

Os resultados desta avaliação expresso na Tab. 15.4 do Apêndice E e Fig. 5.47 mostraram que a região do cordão TIG Dressing apresentou dureza mais elevada, sendo que a condição com gás de proteção (3,8% N₂ + 96,2% Ar) na corrente de 100 e 150 A apresentou maior dureza o que pode ser atribuído à presença de martensita nesta região. O diagrama de Schaeffler visto nas Figs. 5.30 e 5.35, mostrou a existência de martensita nesta região o que explica estes resultados. De acordo com Lippold e Kotecki (2005), a característica da martensita é função da composição química da liga, a qual surge pela presença de elementos intersticiais austenitizantes, como o carbono e nitrogênio. O nitrogênio também fazendo parte da ZF, como visto nas condições analisadas pelo EDS, contribuiu para formação deste microconstituente elevando a dureza desta região.

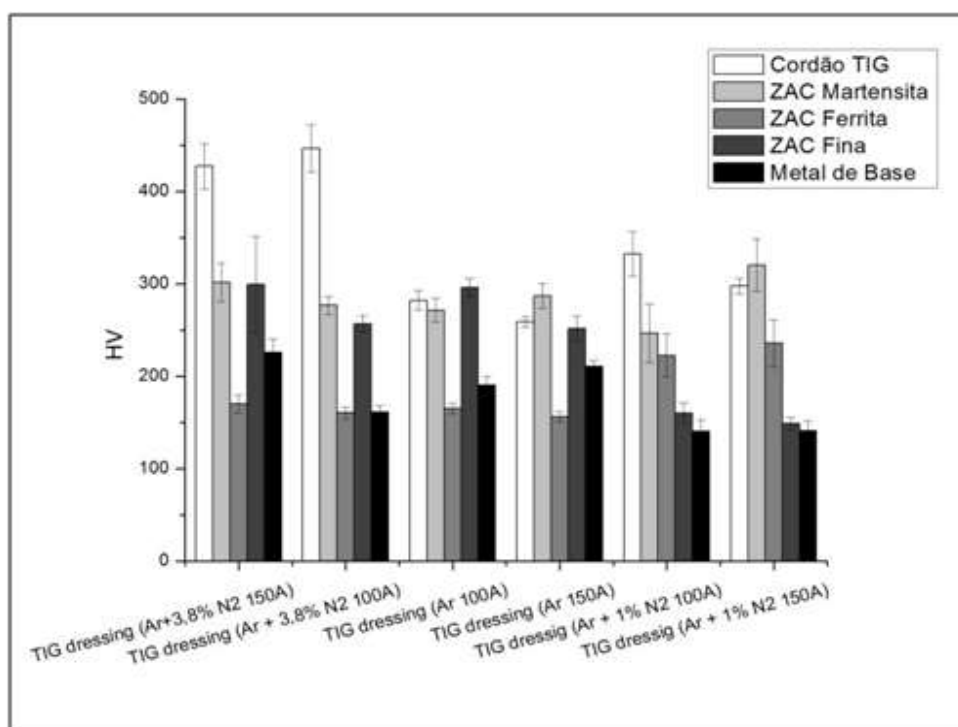


Figura 5.47 - Dureza da região da borda do cordão de solda TIG Dressing com diferentes mistura de gases

Por outro lado, observa-se uma dispersão nos valores de dureza da martensita da ZACGG e ZACGF de acordo com a Fig. 5.48, evidenciando que nestas regiões a composição da martensita tende a ser diferente, além da dispersão no tamanho médio dos grãos. Zheng *et al.* (2010), estudando a ZAC dos aços inoxidáveis ferríticos com teor de cromo abaixo de 12%, observaram que um dos maiores problemas encontrados para esses tipos de aços é a fragilização decorrente do elevado tamanho de grão nesta região. Além disto, estudos realizados por Lakshminarayanan *et al.* (2005) mostraram que a dureza na

ZAC de um aço inoxidável ferrítico com teor de cromo abaixo de 12% soldado com TIG autógeno aumentou com a diminuição da energia de soldagem o que foi atribuído ao refino de grão desta região.

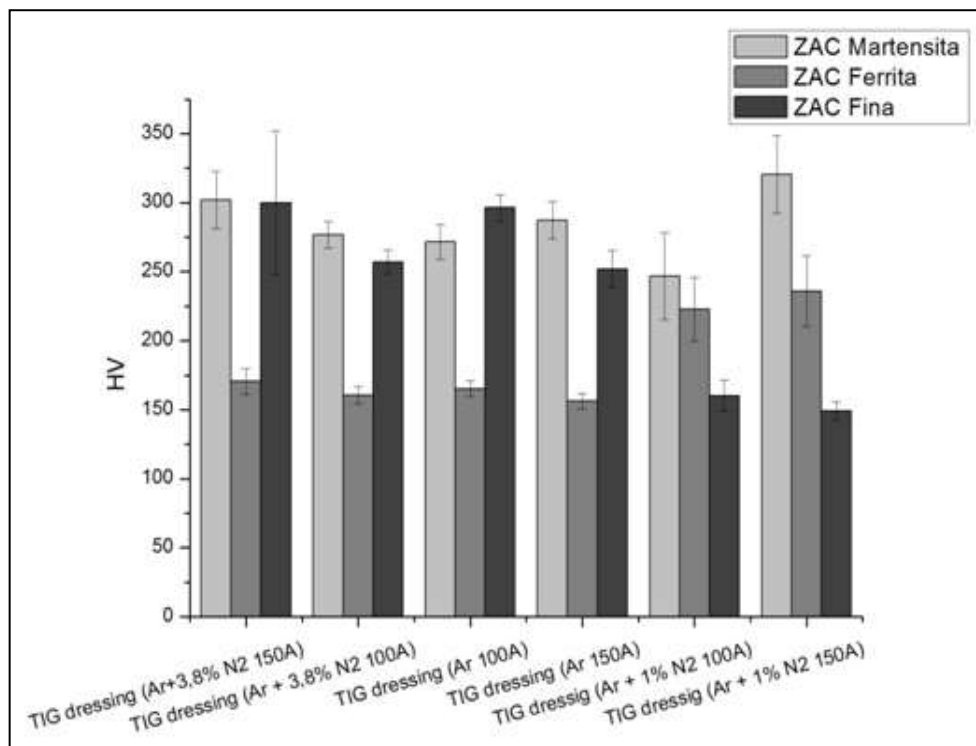


Figura 5.48 - Dureza na ZAC dos cordões de solda TIG Dressing com diferentes mistura de gases

Fazendo um estudo das condições aproveitadas para corrosão (99% Ar + 1% N₂ e 100% Ar) na corrente de 100 A, observa-se na Fig. 5.49 que a ZAC teve o mesmo comportamento errático, mostrando a dispersão nos resultados sendo influenciada pelos fatores já mencionados. Mesmo no caso do metal de base, onde a dureza não deveria variar, mediu-se valores diferentes, pois esta se encontrava muito próxima à ZAC.

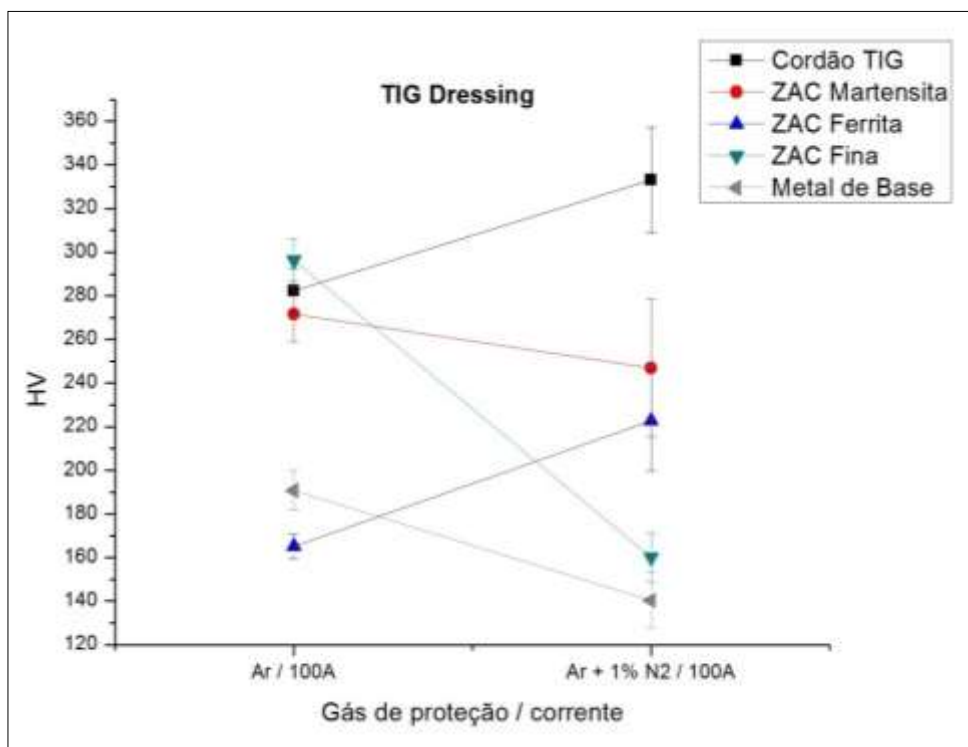


Figura 5.49 - Dureza na região da borda do cordão de solda TIG Dressing com as mistura de gases (Ar e Ar + 1% N₂) na corrente de 100 A

No próximo item será feito um estudo do desgaste na ZAC do TIG Dressing levando em consideração as tensões atuantes na concordância entre o metal de solda e o metal de base e a influência de microconstituintes ativos em meios contendo íons cloretos.

5.4.3.5. Efeito da concordância entre o metal de solda e o metal de base sobre o desgaste na ZAC

A fim de estudar a aplicação das tensões geradas na região de concordância entre o metal de solda e o metal de base no desgaste na ZAC, foi realizado um estudo deste efeito entre amostras soldadas pelo processo MIG/MAG e MIG/MAG adoçadas pelo TIG Dressing, associando o raio de concordância ao desgaste da região em estudo. Para tanto, esta análise foi feita levando em consideração a área de corrosão por extensão linear na ZAC.

Os raios de concordância dos cordões soldados por MIG/MAG e MIG/MAG adoçado com TIG Dressing calculados a partir do procedimento do Item 3.7 mostraram que dentre estas condições, o cordão MIG/MAG sem adoçamento apresentou um raio de concordância relativamente pequeno, como mostrado na Tab. 5.9. Isto poderia induzir uma maior concentração de tensão na região de concordância, afetando principalmente as propriedades de fadiga e corrosão na ZAC. Assim, como o fator concentrador de tensão é

inversamente proporcional ao raio de concordância, sendo uma relação que afeta as propriedades de corrosão da junta soldada, espera-se que a corrosão na ZAC seja maior para as amostras soldadas com MIG/MAG pelo menor raio da região em estudo.

Tabela 5.9 - Determinação do raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base das condições (MIG/MAG e MIG/MAG adoçado com TIG Dressing)

Condição das amostras soldadas	Raio de concordância (mm)
Cordão MIG/MAG	4,7
99,0% Ar + 1,0% N ₂	19,3
100% Ar	24,3

Após determinação do raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base, foi possível associar a corrosão na ZAC ao efeito das tensões geradas por esta concordância por região da ZAC (ZACGG e ZACGF). Desta forma, foram retiradas três amostras da seção transversal das placas de teste (no total, seis amostras) a fim de obter o valor médio do desgaste por região da ZAC de cada condição, minimizando os erros decorrentes de medição do analisador de imagem. Em seguida foi medido o desgaste na ZAC pela diferença de área das regiões com o uso das máscaras seguindo procedimento adotado no Item 3.5.4. A Figura 5.50 mostra a seção transversal das amostras em estudo após serem desgastadas com o cloreto férrico (FeCl₃) com o uso das máscaras. Observa-se que a menor área desgastada é encontrada na amostra adoçada com o TIG Dressing.

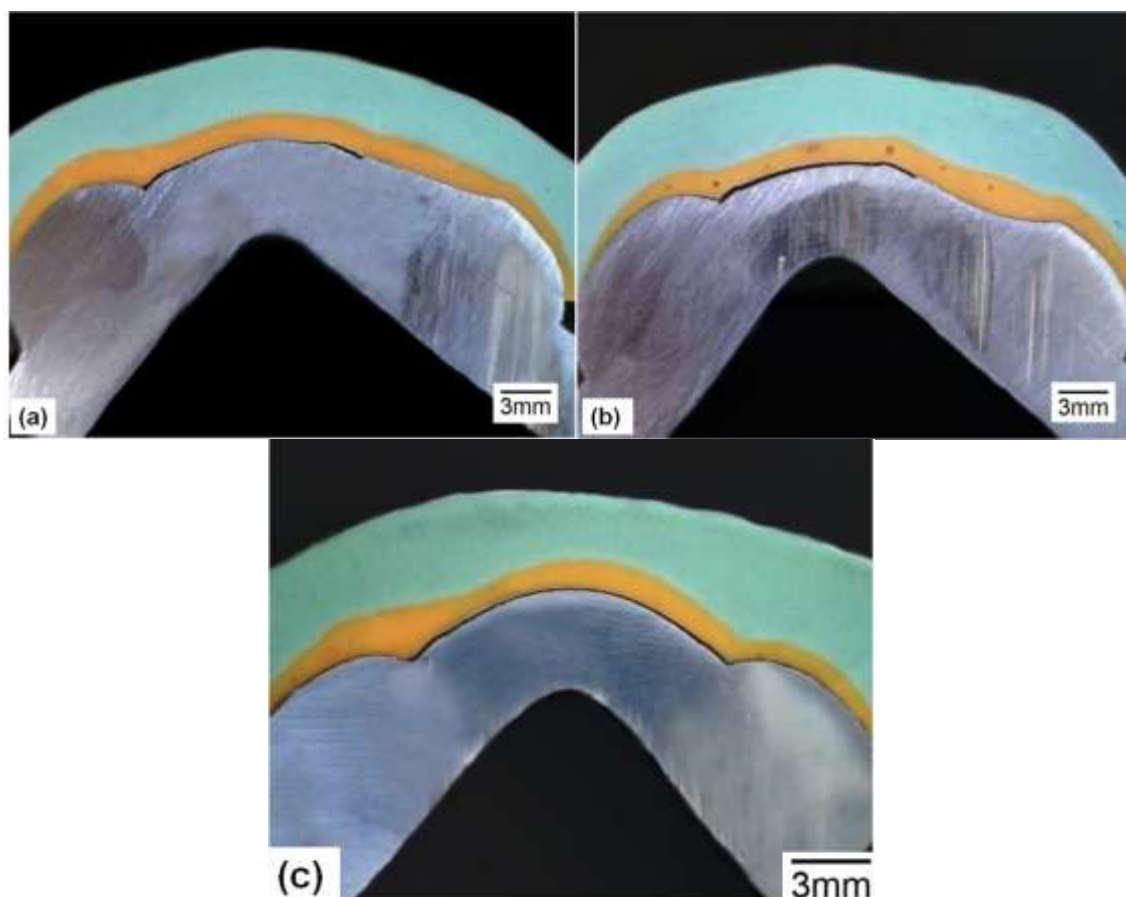


Figura 5.50 - Seção transversal das amostras soldadas com MIG/MAG após desgaste com cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C por cinco horas; (a) Com adoçamento por TIG Dressing usando 100% Ar; (b) Com adoçamento por TIG Dressing usando 99,0% Ar + 1,0% N_2 ; (c) Sem adoçamento

A Tabela 15.5 do Apêndice E e Fig. 5.51 mostram os resultados das regiões da ZAC desgastadas por corrosão com e sem adoçamento na borda do cordão variando o gás de proteção. Observa-se que esta técnica contribuiu para diminuir o desgaste por corrosão na ZAC dos cordões MIG/MAG das amostras submetidas a um período de cinco horas de exposição ao cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C por cinco horas, sendo seus resultados influenciados pelo efeito das tensões atuantes na ZAC associadas ao raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base e à presença de microconstituintes. Em todos os casos foi observado um desgaste maior na ZACGF indicando uma distribuição refinada da granulometria dos microconstituintes anódicos dispersos nesta região, aumentando o número de sítios ativos para corrosão sendo influenciado pela energia de soldagem através da mudança da corrente e gás de proteção. Das condições adoçadas pelo TIG Dressing observa-se que a presença do nitrogênio no gás de proteção influenciou pouco a energia de soldagem e conseqüentemente no tamanho médio e/ou quantidade dos

microconstituintes ativos para corrosão. No entanto, dentre elas, o TIG adoçado com 100% Ar mostrou ser a melhor condição por apresentar uma geometria com raio de concordância maior contribuindo para uma menor concentração de tensão na ZAC, levando a um desgaste menor em meios contendo íons cloretos. Efeito semelhante estudado por Takahashi e Ito (1971), já discutido em capítulos anteriores, mostraram que o raio de concordância entre a solda e o metal de base tem uma influência considerável quanto à geração de tensões, tendendo a diminuir com o aumento desta variável.

Com raciocínio análogo, observa-se que as amostras soldadas com MIG/MAG sem o uso do adoçamento por TIG Dressing e o metal de base (MB) apresentaram um desgaste maior, sendo associado ao efeito das tensões geradas pela geometria das amostras em estudo, que possuem menor raio de concordância. Além destas, ficou evidente que as tensões produzidas na borda do cordão de solda pela flexão e restrição das amostras no regime elástico também contribuiu para aumentar o desgaste na ZAC das condições em estudo. De acordo com Ferrica e Branco (1990), as restrições externas impostas às chapas soldadas contribuem para restringir tensões na junta soldada, acelerando o processo de corrosão nesta região, como explicado por Tawancy e Luai (2012).

A seguir será discutido o efeito dos fatores (tensões e microconstituintes) das condições com e sem adoçamento no desgaste sobre a ZAC.

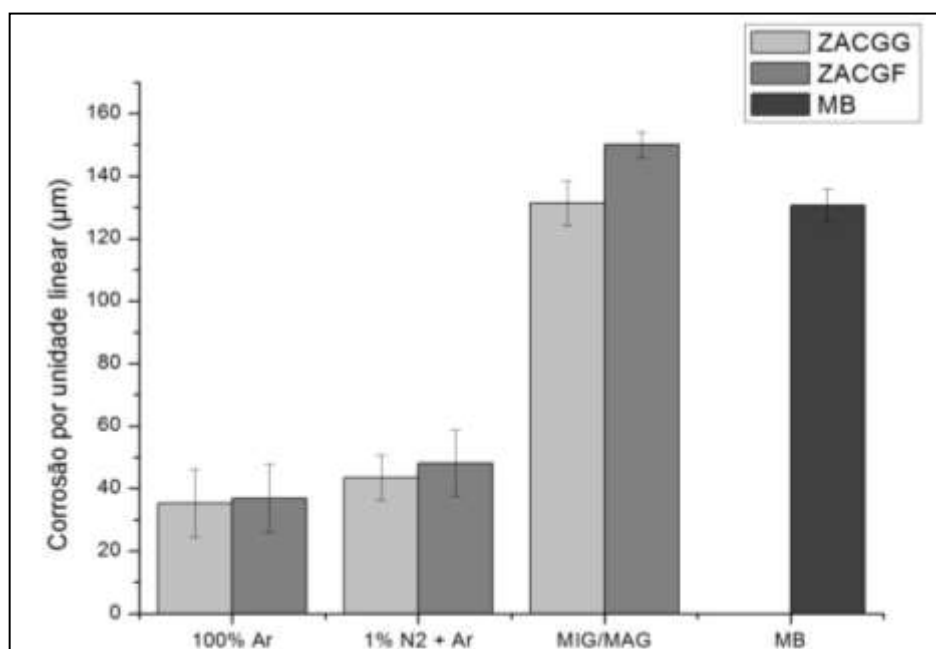


Figura 5.51 – Corrosão por unidade linear de amostras MIG/MAG com adoçamento (100% Ar e 1%N2+Ar) e sem adoçamento (MIG/MAG) por TIG Dressing comparativamente ao metal de base (MB); ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina)

A fim de mostrar o efeito das tensões na região em estudo sobre o desgaste na ZAC, amostras das condições em estudo foram simuladas a partir de um carregamento mecânico de 12.300 N, induzindo um deslocamento de 26 mm. A análise foi feita via elementos finitos (Ansys®) simulando o processo de carregamento através da análise das tensões geradas nas amostras de acordo com a geometria de cada uma. As Figuras 12.1 e 12.4 do Apêndice B apresentam a simulação do modelo numérico para a condição de uma amostra cuja geometria simula existir dois cordões de solda equidistantes do centro com geometrias distintas (sem introduzir, contudo, mudanças microestruturais e tensões térmicas) e a Fig. 5.52 mostra o resultado desta simulação.

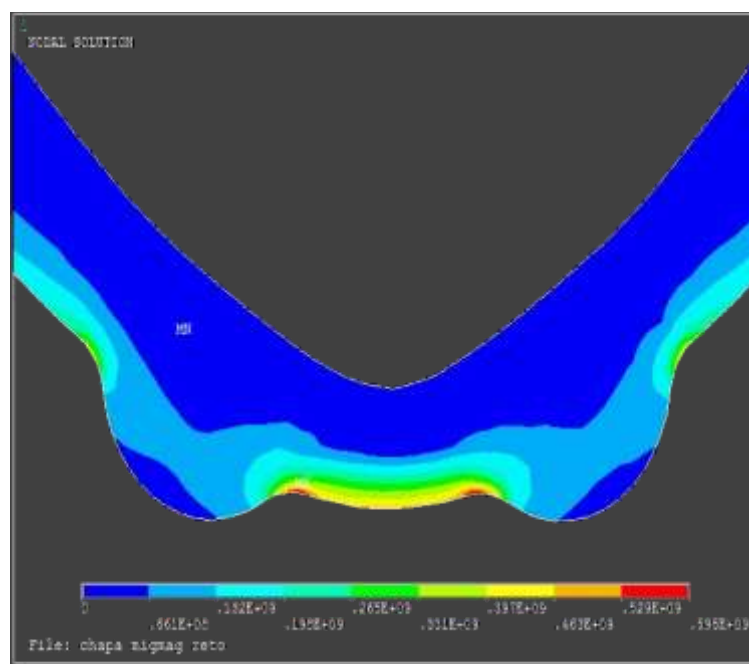
Observa-se que a tensão é máxima na região de concordância entre o metal de solda e o metal de base, sendo que a ZAC concentra um maior estado de tensão, onde a condição sem adoçamento (Fig. 5.52 a) obteve o maior valor (595 MPa). A amostra adoçada com TIG Dressing apresentou um maior estado de tensão nas bordas dos cordões não adoçados, indicando que a geometria proporcionada pelo adoçamento contribuiu para mudar o fator concentrador de tensão nesta região. Desta forma, pode-se concluir que além da geometria das amostras, a mudança no raio de curvatura das amostras adoçadas variando o gás de proteção (100% Ar e Ar + 1% N₂), também contribuíram para mudar o estado de tensão da região em estudo, levando a um maior desgaste na ZAC das amostras com menor raio de concordância, como mostrado na Tab. 5.9.

Além das tensões geradas pela concordância entre o metal de solda e o metal de base, as heterogeneidades microestruturais e a distribuição não uniforme das tensões residuais aumentaram a susceptibilidade à corrosão na ZAC das condições em estudo. Segundo Fedele (2010), a diversidade microestrutural aumenta a probabilidade da existência de sítios ativos para a corrosão. A diferença de composição química entre as fases primárias e secundárias, presentes na microestrutura do material, pode ativar a micro corrosão galvânica.

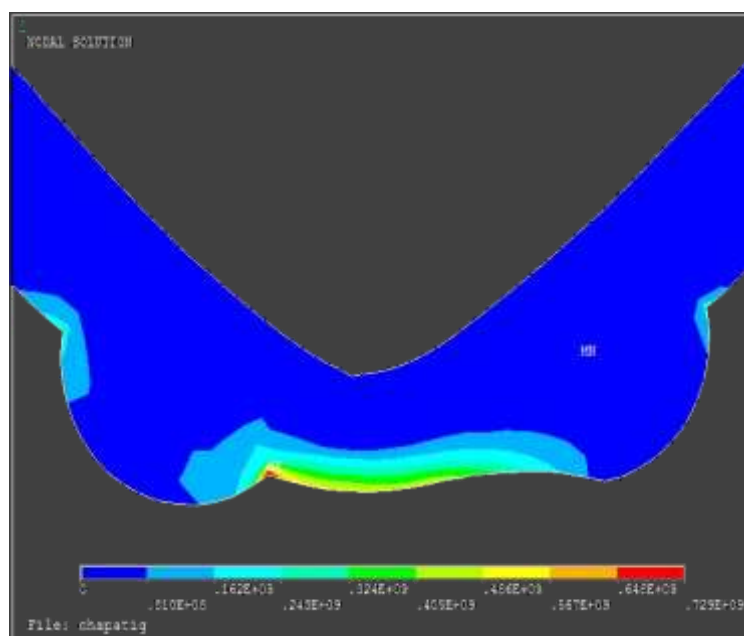
Por outro lado, a concentração de tensões residuais geradas por esta variação microestrutural na ZAC contribui para formação de defeitos cristalinos não estáveis apresentando elevada energia interna, sendo mais reativos em comparação aqueles isentos de tensões residuais. Levando em consideração estes fatores, a ZAC do aço inoxidável em estudo apresenta basicamente martensita e ferrita com poucos carbonetos como mostrado na Fig. 5.42. No entanto, dentre estes microconstituintes, a martensita se destaca como a mais reativa, possuindo um comportamento anódico em relação à ferrita em meios contendo íons cloretos.

A Figura 5.53 mostra o comportamento anódico deste microconstituente em relação à ferrita na ZAC do aço inoxidável ferrítico em estudo quando submetido à solução de cloreto

de sódio na concentração de 3,5 % em um ensaio de polarização potenciodinâmica. Segundo Lu *et al.* (2005) e Garcia *et al.* (2008), a sensitização da microestrutura e as tensões residuais podem causar o colapso dos filmes finos de óxidos aderentes e passivos que protegem os aços inoxidáveis da corrosão.



(a)



(b)

Figura 5.52 - Simulação das tensões em uma amostra soldada pelo processo MIG/MAG: (a) Com a borda dos cordões sem adoçamento (b) com a borda dos cordões adoçada pelo TIG Dressing

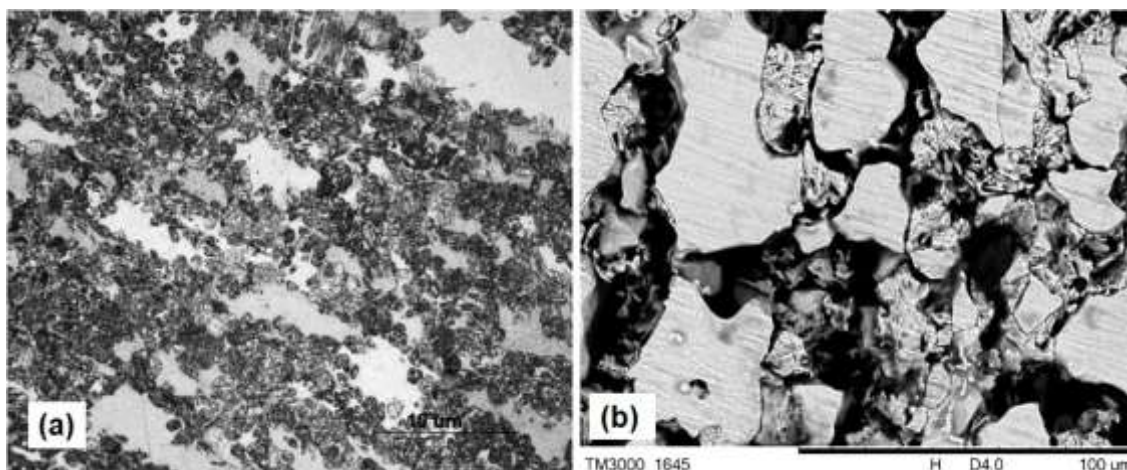


Figura 5.53 – Microconstituintes martensita e ferrita formados na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) do aço inoxidável ferrítico Ace P410D: (a) Antes do ataque com NaCl_3 ; (b) Após o ataque com NaCl_3

Levando-se em consideração que o adocamento por TIG Dressing usou dois tipos de gás de proteção (100% Ar e 99% Ar + 1% N_2) e que houve difusão do nitrogênio da ZF para ZAC e MB, decidiu-se fazer um estudo da corrosão por medidas eletroquímicas dessas regiões, medindo a susceptibilidade à corrosão através dos valores do potencial e corrente de corrosão como será mostrado no próximo item.

5.5. Medidas eletroquímicas para avaliar a susceptibilidade à corrosão na borda do cordão de solda

Estudos feitos por Beom et al. (2010) mostraram que o potencial de corrosão de uma liga de aço inoxidável ferrítico com teor de cromo abaixo de 11% diminuiu com o aumento da concentração de NaCl, sendo que quanto menor o teor de cromo da liga, menor é o seu potencial de corrosão. Outro fator que contribuiu para diminuir este potencial foi a formação de microconstituintes anódicos em relação à matriz. No caso de juntas soldadas desses aços, a ZAC se torna a mais susceptível à corrosão devido à presença de martensita, sendo considerado um microconstituente de alta energia em relação à Ferrita.

Por outro lado, de acordo com ASM (2006), o potencial de corrosão de uma junta soldada de aço inoxidável austenítico é influenciado pelo teor de ferrita delta. Estudos feitos por Kwok *et al.* (2006) e Cui e Ludin (2007) mostraram que a ferrita delta é o microconstituente principal que afeta a corrosão de juntas de aços inoxidáveis austeníticos. No entanto, Alvarez *et al.* (2013) mostraram que o percentual e distribuição de martensita

gerada por deformação de diferentes aços inoxidáveis austeníticos, foi responsável pela dissolução anódica destes aços.

Levando em consideração estes fatores, o item a seguir aborda os parâmetros eletroquímicos de potencial e corrente de corrosão correlacionando-os aos microconstituintes presentes por região da solda.

5.5.1. Ensaios eletroquímicos

Nos ensaios eletroquímicos foi empregado um Potenciostato/Galvanostato acoplado a um microcomputador. Para os ensaios foi utilizado um sistema de três eletrodos: contra eletrodo de grafite, eletrodo de referência de Calomelano Saturado e eletrodo de trabalho (denominado amostras ou corpos-de-prova, os quais se referem aos materiais avaliados neste estudo).

Os ensaios utilizados para desenvolvimento deste trabalho foram: medida do potencial de circuito aberto em função do tempo (OCP vs tempo) até a estabilização do potencial; polarização potenciodinâmica, para estimativa dos potenciais de passivação primário e quebra da camada passiva e potencial de pites. O ensaio foi realizado em condição aerada.

A região de varredura deste ensaio foi medida em potencial de -100 mV em função do OCP até valores próximos de 0,3 Vvs. ECS (Eletrodo de Calomelano Saturado). A velocidade de varredura nestes ensaios depolarização seguiu o recomendado pela norma ASTM G5-94, ou seja, 0,166 mV/s. Após o ensaio de polarização, as amostras foram caracterizadas no MEV.

Utilizou-se como eletrólito uma solução de NaCl 0,5 mol/dm³, sendo esta solução preparada a partir de NaCl de alta pureza e água deionizada (esta solução foi utilizada a fim de simular um meio mais agressivo que o fluido corpóreo). Para a medição da quantidade de NaCl a ser diluída foi utilizada uma balança de resolução centesimal. No procedimento utilizado para a realização dos ensaios eletroquímicos foi necessário embutimento das regiões da solda (ZF, ZAC e MB) das condições em estudo com dimensão de 1 cm² em resina epóxi usada como eletrodo de trabalho. As amostras foram lixadas até a grana 1200, sendo em seguida imersas em solução e deixadas em circuito aberto até alcançar o potencial de corrosão. A Figura 5.54 mostra a célula eletroquímica usada nos ensaios de polarização potenciodinâmica.

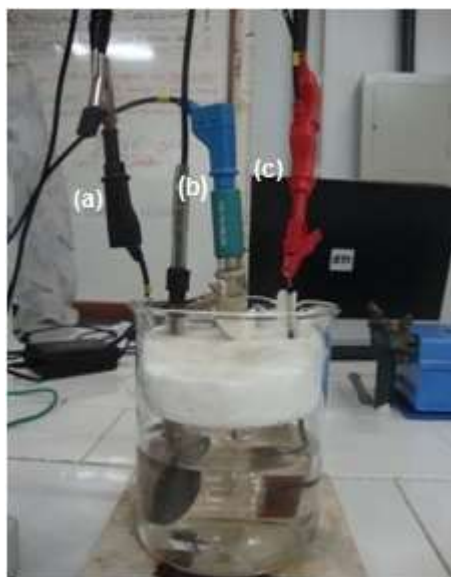


Figura 5.54 – Célula Eletroquímica com três eletrodos: (a) Eletrodo de grafite; (b) eletrodo de referência de Calomelano Saturado; (c) Eletrodo de trabalho

5.5.2. Avaliação da susceptibilidade à corrosão na região da borda do cordão de solda por ensaio de polarização potenciodinâmica

A Tabela 5.10 e Fig. 5.55 mostram os resultados do potencial de corrosão e potencial de pite na presença do NaCl das amostras retiradas da ZF (Zona Fundida) do TIG Dressig e MB (Metal de Base). Observa-se que em todos os casos houve uma repassivação do filme que protege os aços inoxidáveis contra corrosão, sendo que a resistência à corrosão mostrou ser diferente entre as condições estudadas com potencial de corrosão variando de -0.3963 V (MB) à -0.2079 V (1% N₂ 100 A). A presença do nitrogênio no gás de proteção influenciou o modo de solidificação da zona fundida controlando o percentual de formação de ferrita delta e martensita, elevando a amostra para um potencial mais positivo dentre as condições. Entretanto, houve um aumento da corrente de passivação, dificultando a formação da película de proteção para um potencial de pite menos nobre (0,03 V), levando a uma condição de maior susceptibilidade à corrosão em relação à condição com Ar puro, o que pode ser atribuído a uma falta de homogeneidade química na interface de formação entre a ferrita delta e austenita contribuindo para este efeito.

Bayoumi e Ghanem (2005) verificaram que a relação entre os teores de nitrogênio, variando de (0,1 a 0,5%) e níquel, variando de (0,1 a 8,5%) de um aço inoxidável austenítico especifica a susceptibilidade à corrosão desta liga promovida pela adsorção do nitrogênio na superfície do metal, sendo eficiente apenas quando a relação entre o teor de nitrogênio e níquel atingem maiores valores (3,462), onde o nitrogênio é adsorvido na superfície do metal

por indução de cargas eletrônicas fracas (ligações de Van der Waals), repulsando os íons cloretos, além de reagir com os íons H^+ na solução conduzindo a um pH mais elevado, retardando a corrosão. Desta forma, a amostra soldada com Ar puro apresentou uma corrente de corrosão um pouco menor, acelerando a formação do filme passivo, contribuindo para um potencial de pite mais nobre.

Entre as condições estudadas, o metal de base foi que apresentou potencial de corrosão e potencial de pite menos nobre, sendo associado aos baixos teores de cromo e níquel presentes no aço inoxidável ferrítico em estudo, contribuindo para um desgaste mais rápido. Em todas as amostras observou-se um aumento abrupto da corrente, indicando a formação de pites pela quebra do filme passivo, sendo associado ao potencial de nucleação de pites. Dentre as condições observadas, a soldada com Ar puro mostrou ser mais resistente à quebra do filme, apresentando potencial mais nobre. A Figura 5.56 mostra o tipo de corrosão desenvolvido nas amostras a partir das condições eletroquímicas utilizadas neste trabalho. Observa-se que houve formação de pequenos pites na ZF do TIG Dressing das amostras usando como gás de proteção, 100% Ar e a mistura de Ar +1% N_2 . Por outro lado, o MB apresentou corrosão preferencial e corrosão intergranular quando submetida a 1M de NaCl, mostrando que o tipo e forma de corrosão é diferente para cada material.

Tabela 5.10 – Parâmetros eletroquímicos do ensaio de polarização potenciodinâmica na ZF e MB

	Log densidade de corrente (A/cm^2)	E (V)	Ep (V)
100% Ar 100A	- 6,6837	-0,2989	0,1602
1% N_2 100A	-6,5263	-0.2079	0,03
MB	-5,1636	-0.3963	0,0685

Nota: E: Potencial de corrosão; i: Corrente de corrosão; Ep: Potencial de pite

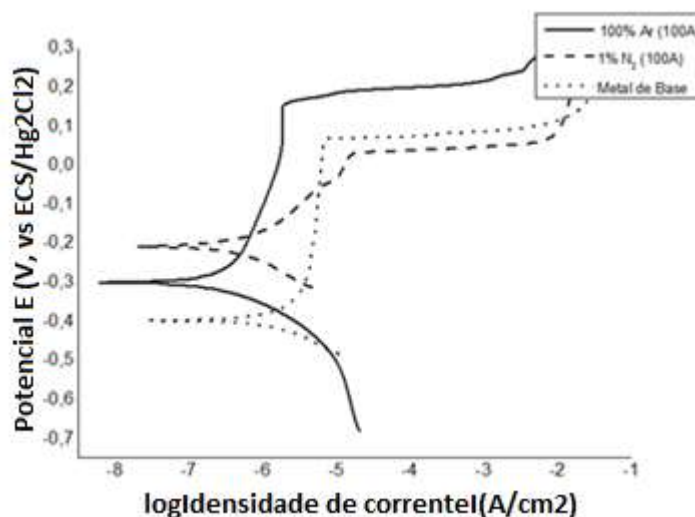


Figura 5.55 – Curvas de polarização potenciodinâmica da Zona Fundida (ZF) do TIG Dressing variando gás de proteção e Metal de Base (MB) na solução de 1M de NaCl

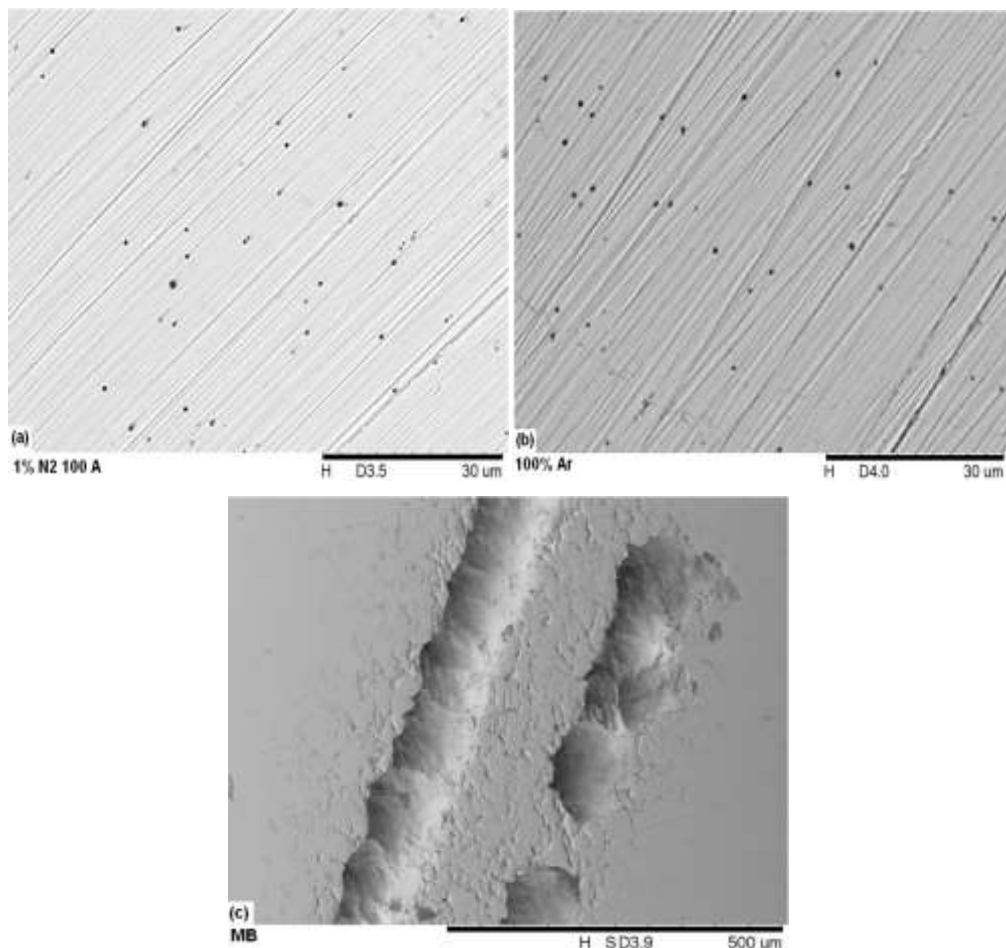


Figura 5.56 – Corrosão desenvolvida nos materiais em estudo: (a) ZF do TIG Dressing com gás de proteção (Ar + 1% N₂); (b) ZF do TIG Dressing com gás de proteção (100% Ar); (c) MB

A Tabela 5.11 e Fig. 5.57 mostram os resultados do potencial e corrente de corrosão na região da ZAC do aço inoxidável ferrítico em estudo. Observa-se nos dois casos que houve dissolução anódica gerada pela corrosão uniforme, não havendo repassivação do filme que protege os aços inoxidáveis contra corrosão. A região da ZAC considerada a mais susceptível à corrosão pelas variações microestruturais com a presença da martensita e ferrita, induziu a microcorrosão galvânica e esgotamento de cromo dificultando a repassivação, acelerando a adsorção dos ânions agressivos de cloro na superfície, favorecendo a corrosão. Além disto, o aço inoxidável em estudo possui 11,2 % de cromo estando no limite do mínimo de cromo requerido para repassivação.

Das condições analisadas, não foi observada uma diferença significativa da corrente e potencial de corrosão, sendo que a condição usando a mistura de 1% N₂ + Ar mostrou

uma maior resistência à corrosão apresentando um potencial mais nobre e menor corrente de corrosão, retardando o processo de corrosão nesta região. Por outro lado, a taxa de dissolução acelerada da película passiva na ZAC, decorrentes das variações microestruturais, principalmente da martensita (microconstituente anódico em relação à ferrita), permitiu a adsorção mais rápida dos íons cloretos não sendo possível a repassivação das duas condições nesta região. A Figura 5.58 mostra que houve corrosão uniforme na região da ZAC, com ataque preferencial nas ilhas de martensita, evidenciando que este microconstituente tem um efeito deletério na corrosão da ZAC contribuindo para dissolução anódica do filme passivo nesta região.

Tabela 5.11 – Parâmetros eletroquímicos do ensaio de polarização potenciodinâmica na ZAC

	Log densidade de corrente (A/cm ²)	E (V)
ZAC 1% N2 100A	-6,1526	-0,308
ZAC 100% Ar 100A	-6,0638	-0,3304

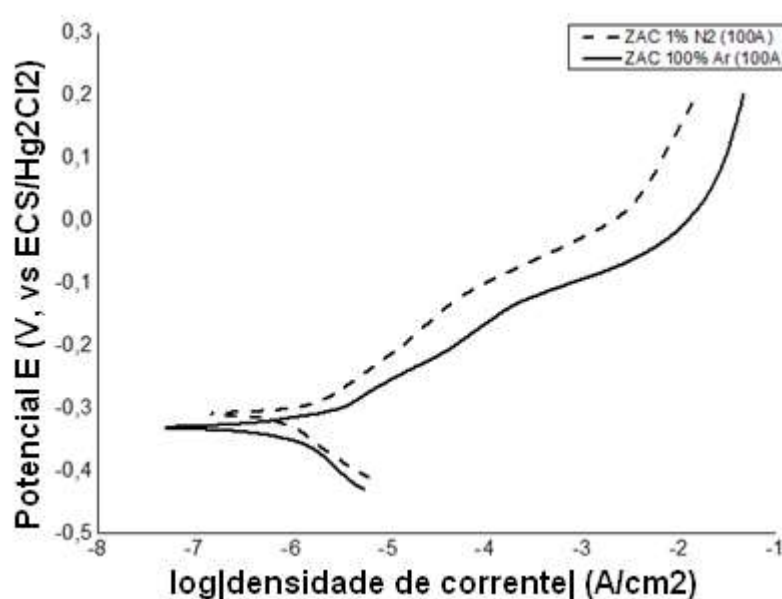


Figura 5.57 – Curvas de polarização potenciodinâmica da ZAC do TIG Dressing variando gás de proteção na solução de 1M de NaCl

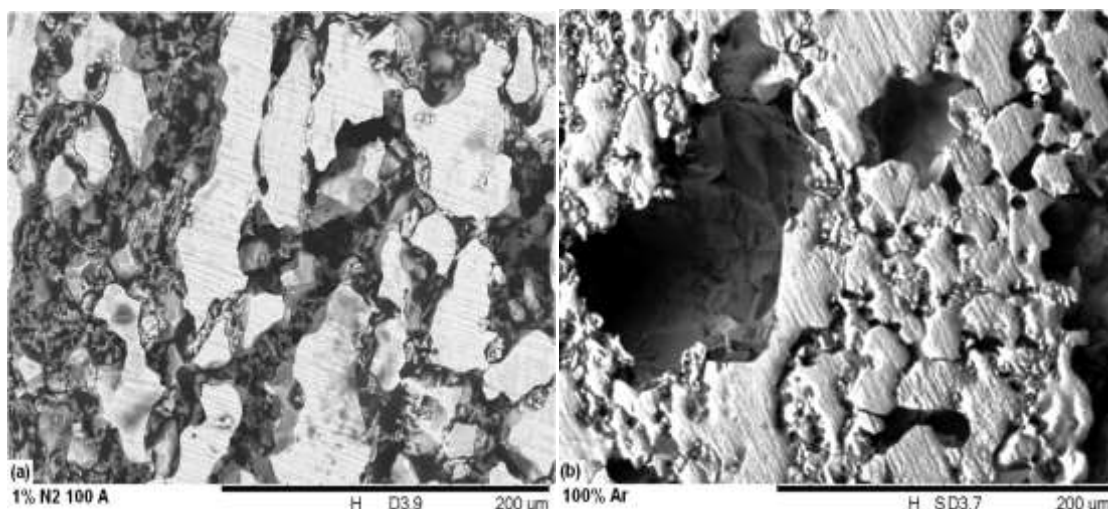


Figura 5.58 – Microscopia eletrônica de varredura da ZAC do aço inoxidável ferrítico 410D após ensaio de polarização potenciodinâmica com influência dos gases de proteção: (a) Mistura (Ar + 1% N₂); (b) 100% Ar

Para uma avaliação acerca das técnicas de adoçamento utilizadas neste trabalho para fins de corrosão, o próximo capítulo faz uma abordagem comparativa mostrando este efeito.

5.6. Conclusão parcial

A técnica de adoçamento por TIG Dressing utilizada para avaliar a corrosão na ZAC de cordões MIG/MAG mostrou ser dependente da geometria final do adoçamento da borda, causadas pela mudança do fator concentrador de tensão e do percentual de microconstituintes diferentes da matriz original.

Uma comparação feita entre amostras com cordões MIG/MAG com e sem adoçamento, apontou que o raio de concordância promovido pela técnica minimizou a concentração de tensão na ZAC apresentando um desgaste menor entre as condições estudadas. Uma simulação numérica feita comparando o estado de tensão entre as condições em estudo mostrou que o adoçamento com TIG Dressing induziu um menor estado de tensão na região em estudo, comprovando os resultados.

Os microconstituintes presentes na ZAC tiveram uma contribuição no desgaste dessa região, sendo a martensita a mais reativa. No entanto, os ensaios comprovaram que o efeito das tensões sobre a corrosão nesta região é mais deletério do que a presença dos microconstituintes. Fato este também comprovado pelo desgaste do metal de base que foi

maior dentre as condições estudadas. Desta forma, a geometria da peça, particularmente da junta soldada, deve ser levada em consideração ao estudar regiões susceptíveis à corrosão como a ZAC, independente do tipo de material.

Em todas as condições, a região da ZAC de Granulometria Fina (ZACGF) foi a que obteve maior desgaste quando em contato com o cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C. Fatores como granulometria refinada, presença de microconstituintes e a atuação de tensões externas às amostras no regime elástico contribuíram para este efeito.

A mudança no gás de proteção mostrou pouca influência na energia de soldagem, no entanto, a variação da corrente de soldagem contribuiu para uma mudança desta variável, alterando o tamanho médio e/ou distribuição dos grãos dos microconstituintes da ZAC, alterando a dimensão linear dessa região.

A região adoçada pelo TIG Dressing apresentou uma elevada dureza, sendo associada à formação de martensita. Desta forma, as condições com 100% Ar na corrente de 150 A e as misturas de gases ($\text{Ar} + 3,8\% \text{N}_2$) na corrente de 100 A, ($\text{Ar} + 3,8\% \text{N}_2$) e ($\text{Ar} + 1\% \text{N}_2$) na corrente de 150 A trincaram na zona fundida do TIG Dressing, não sendo aproveitadas para os ensaios de corrosão.

A região da ZAC mostrou ser influenciada pelo teor de nitrogênio usado no gás de proteção, alterando a metalurgia de formação e distribuição das ilhas de martensita nesta região. Das misturas de gases utilizadas, a de ($\text{Ar} + 3,8\% \text{N}_2$) na corrente de 100 A apresentou o menor percentual de ilhas de martensita que poderia ter contribuído para um menor desgaste desta região. No entanto, a ZF se mostrou frágil com a presença deste percentual de nitrogênio, sendo atribuída à formação de martensita finamente distribuída na matriz austenítica.

A ZAC do TIG Dressing mostrou ser susceptível a corrosão em todas as condições de adoçamento. No entanto, a condição com 100% de Ar usada como gás de proteção mostrou ser a mais resistente à corrosão. Fato este atribuído a um menor percentual de microconstituintes anódicos dispostos nesta região.

Os ensaios eletroquímicos utilizados para avaliar a susceptibilidade à corrosão na ZAC do TIG Dressing apresentou dissolução anódica, não sendo possível a repassivação do filme que protege os aços inoxidáveis contra corrosão nesta região. A ZF do TIG Dressing e MB se comportaram diferentes, mostrando uma maior resistência à corrosão com potenciais mais nobres e menores correntes de corrosão.

A técnica TIG Dressing, muito utilizada para minimizar fadiga em juntas soldadas, pela diminuição das tensões geradas na região da borda do cordão de solda, mostrou ser eficiente também para diminuir corrosão na ZAC, sendo dependente do raio de curvatura resultante do adoçamento.

CAPITULO VI

DISCUSSÃO GERAL: COMPARAÇÃO ENTRE AS TÉCNICAS DE ADOÇAMENTO NA BORDA DO CORDÃO DE SOLDA SOBRE A CORROSÃO NA ZAC

6.1. Introdução

Apesar das pesquisas feitas por Haagensen e Maddox (2013) mostrarem os benefícios das técnicas de adoçamento para aumentar a resistência à fadiga de juntas soldadas, poucas são as pesquisas explorando o efeito concentrador de tensão gerado por estas técnicas na resistência à corrosão de regiões susceptíveis como a ZAC. Porém, segundo estes autores, o TIG Dressing e Plasma Dressing podem ser ainda mais eficazes que a retificação com lixas e discos abrasivos, embora exista um trabalho limitado para

apoiar esta técnica devido às restrições relacionadas à falta de padronização do método ótimo de aplicação, ao tipo de carregamento e ao tipo de solda que podem influenciar os resultados, além de variáveis como a habilidade do soldador, a fim de melhorar a reprodutibilidade destes métodos na prática.

Levando-se em consideração que o adoçamento por usinagem e TIG Dressing possam mudar o fator concentrador de tensão da borda do cordão de solda, alterando a geometria da convexidade dos cordões, espera-se que estas técnicas possam minimizar as tensões geradas na ZAC por esta concordância. Desta forma, este capítulo faz uma abordagem comparativa mostrando o resultado do efeito dessas técnicas na resistência à corrosão. Esta avaliação foi feita por imersão na solução de cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C com medição por microscopia óptica com uso de máscara e por perda de massa.

6.2. Comparação do desgaste por corrosão na ZAC avaliando por microscopia óptica usando as técnicas de adoçamento por TIG Dressing e Usinagem

A Tabela 16.1 do Apêndice F e Fig. 6.1 mostram a avaliação geral do desgaste por corrosão na ZAC de amostras submetidas ao adoçamento por TIG Dressing e Usinagem comparando-as com amostras que não passaram por acabamento na borda do cordão MIG/MAG. Os resultados mostraram que dentre as técnicas que gerou menor desgaste na ZAC foi a que usinou totalmente os cordões de solda, evidenciando o efeito do fator concentrador de tensão pela eliminação dos cordões. Por outro lado, as amostras adoçadas com TIG Dressing, apresentaram desgaste menor dentre as amostras adoçadas, sendo associado ao mesmo fator proporcionado pelo raio de concordância da borda do cordão de solda, gerando uma geometria com transição suave entre o metal de solda e o metal de base, sendo este o fator mais relevante para o sistema em estudo.

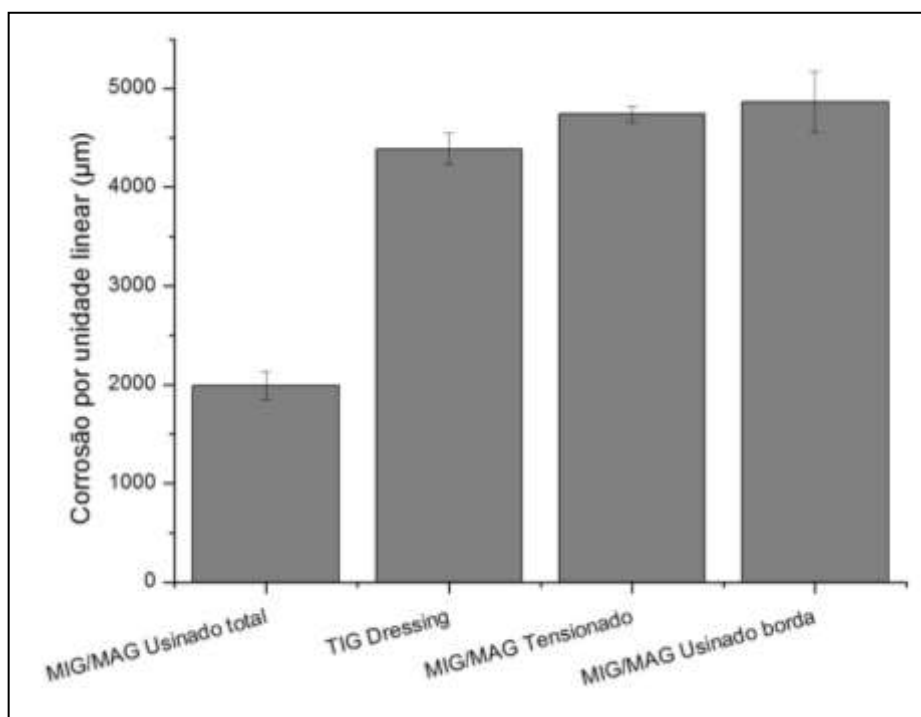


Figura 6.1 – Área desgastada por corrosão de amostras com adoçamento (TIG Dressing e usinagem) e sem adoçamento

A simulação das tensões destas condições mostradas na Fig. 6.2 indicam que o estado de menor tensão se concentra na amostra sem cordão de solda localizado no metal de base atingindo um valor máximo de 375 MPa e para a amostra com cordão de solda, o valor máximo das tensões se concentra na concordância entre o metal de solda e o metal de base da amostra com a borda adoçada por usinagem, atingindo um valor máximo de 702 MPa. Por outro lado, observa-se que das amostras com cordão, a condição adoçada com TIG Dressing apresentou uma geometria de concordância suave entre o metal de solda e o metal de base, diminuindo as tensões na ZAC. Desta forma, entre as técnicas de adoçamento que podem minimizar o fator concentrador de tensão e, conseqüentemente, o efeito deletério da corrosão na ZAC, o TIG Dressing mostrou ser mais indicado por proporcionar uma transição suave entre o metal de solda e o metal de base. Os estudos feitos por Jutla (1996), Ramalho, Ferreira e Branco (2011), Haagensen e Maddox (2013) mostraram que esta técnica minimiza as tensões geradas nesta região formadas durante o processo de soldagem. Além destes, Takahashi e Ito (1971) apontaram que o raio de concordância entre o metal de solda e o metal de base tinha uma influência considerável quanto à geração de tensões, tendendo a diminuir com o aumento desta variável.

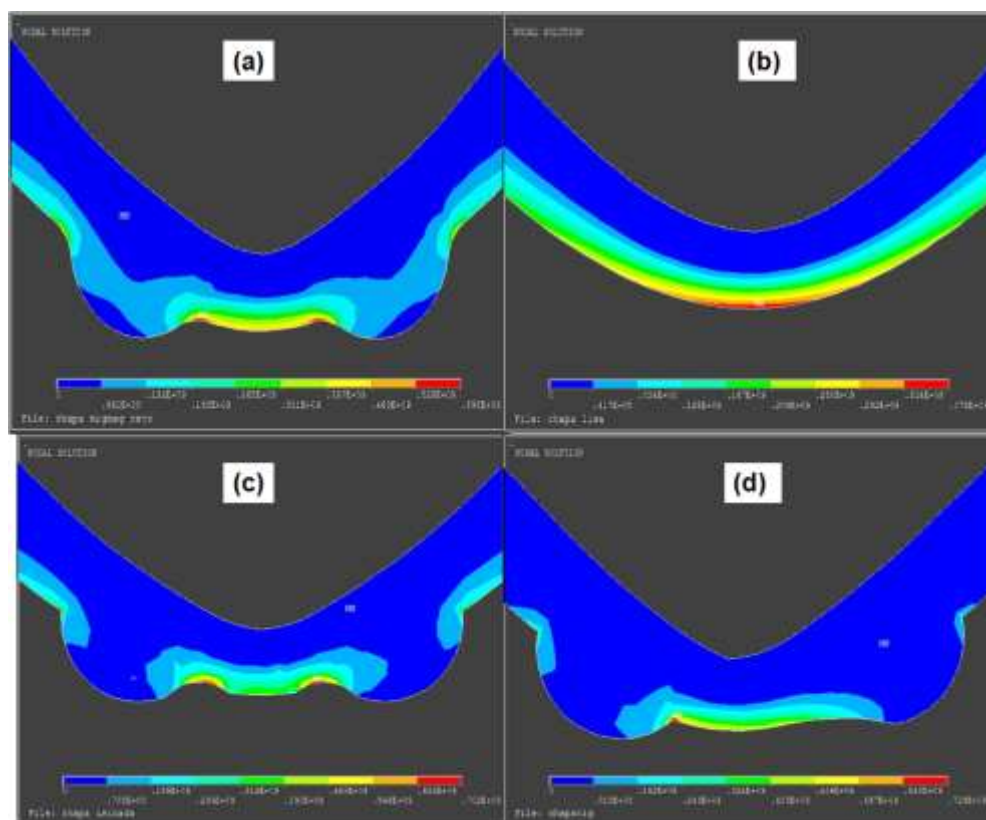


Figura 6.2 - Simulação das tensões em uma amostra soldada pelo processo MIG/MAG: (a) Com a borda dos cordões sem adoçamento (b) Com os cordões totalmente retificados; (c) Com a borda dos cordões adoçada por usinagem; (d) Com a borda dos cordões adoçadas por TIG Dressing

Fazendo uma análise do desgaste por região na ZAC (ZACGG e ZACGF) por meio da Fig. 6.3 observa-se que teve comportamento idêntico aos resultados obtidos anteriormente, sendo que a condição de adoçamento com TIG Dressing usando argônio puro como gás de proteção foi a que obteve menor desgaste. A ZACGF apresentou um desgaste maior comparado à ZACGG em todos os casos o que pode estar associado, além das tensões externas no regime elástico, a dois efeitos distintos. O primeiro ligado a variações granulométricas dos microconstituintes, onde a ZACGF teria um maior número de contorno de grão (lugar mais susceptível à corrosão em contato com a solução de cloreto férrico - FeCl_3). O segundo seria à formação de microconstituintes frágeis, no caso a martensita, diferentes da matriz original formando um par galvânico contribuindo para um maior desgaste. Estudos feitos do desgaste na ZAC das condições em estudo mostraram que os dois efeitos prevalecem. Comportamento semelhante foi observado por Williams e Barbaro (2005), que observaram que a corrosão na ZAC de um aço inoxidável ferrítico não estabilizado contendo 12% de cromo foi influenciado pelo percentual, morfologia e distribuição de martensita nesta região, além do tamanho dos grãos.

Ainda segundo Batista e Kuri (2004), as diferenças microestruturais das juntas soldadas criam zonas catódicas e anódicas na microestrutura, aumentando a quantidade de regiões susceptíveis à corrosão, ocorrendo com mais frequência nas regiões de contorno de grão devido às heterogeneidades causadas pelos desarranjos atômicos.

A partir desta análise ficou comprovado que o adoçamento por TIG Dressing promoveu um desgaste menor da região em estudo sendo indicado para minimizar as tensões geradas na região de concordância entre o metal de solda e o metal de base devido ao fator concentrador de tensão promovido pela convexidade dos cordões.

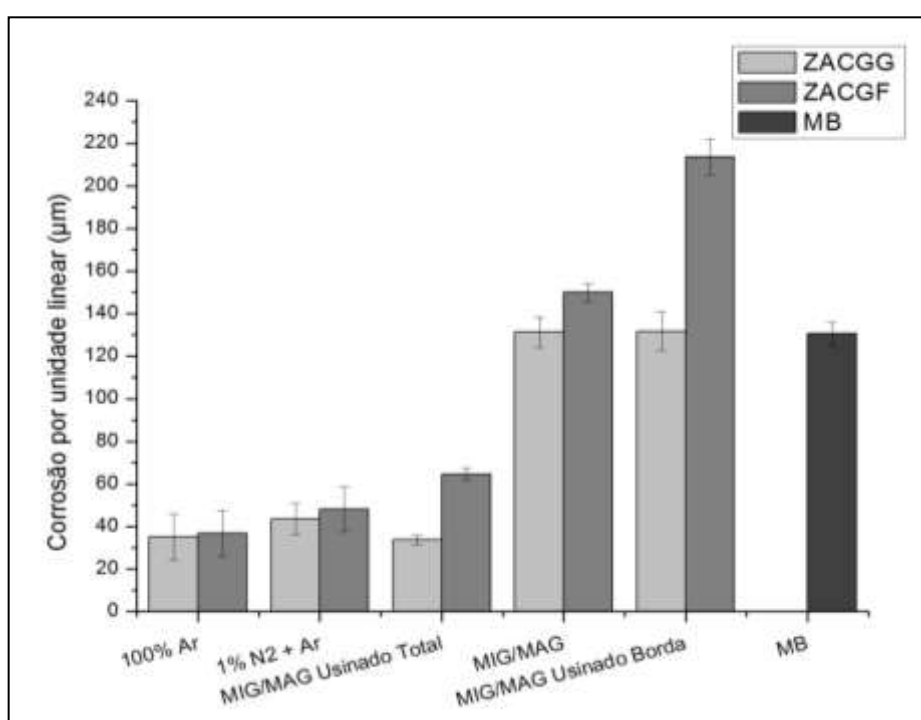


Figura 6.3 – Corrosão por unidade linear da ZACGG e ZACGF de cordões MIG/MAG com e sem adoçamento por usinagem e TIG Dressing após imersão no cloreto férrico (FeCl_3) aquecido a 50 ± 2 °C por cinco horas; ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grossa); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina); MB (Metal de Base)

6.3. Comparação do desgaste por corrosão na ZAC por perda de massa usando as técnicas de adoçamento por TIG Dressing e Usinagem

A metodologia de avaliação do desgaste corrosivo por perda de massa foi realizada para analisar a influência das tensões restritas aplicadas externamente na região da borda

do cordão de solda, comparando-as com amostras sem restrição no desgaste corrosivo da ZAC. As medições foram feitas em três amostras soldadas no sentido puxando medindo 75 x 25,4 x 6,35 mm, pela diferença de massa antes e após serem submetidas ao ataque corrosivo com cloreto férrico seguindo adaptação da norma ASTM G48 – 11.

Inicialmente as amostras foram flexionadas de acordo com a Fig. 3.31, sendo em seguida esmaltadas para isolar as áreas de não interesse a serem submetidas ao meio corrosivo e depois pesadas para serem submetidas ao ensaio de corrosão seguindo a sequência da Fig. 3.32. Desta forma, a análise por perda de massa foi dividida em duas categorias: a) restritas com parafuso usando torque de 8.8 N.m e b) sem restrição, para em seguida serem imersas na solução de ataque com cloreto férrico (FeCl_3) aquecido por 50 ± 2 °C por cinco horas. Após as cinco horas de ataque, foram lavadas com uma escova de cerdas flexíveis e enxutas com secador para então serem pesadas novamente. A balança usada na pesagem tinha precisão 0,001 g. A área considerada para os cálculos, seguiu recomendação da referida norma, onde foi considerada a área superficial de toda a amostra (faces superior, inferior e laterais).

A metodologia de avaliação do desgaste corrosivo por perda de massa foi realizada com algumas limitações de área das amostras em estudo, inviabilizando a obtenção de resultados satisfatórios das condições analisadas. A Tabela 16.2 do Apêndice F e Fig. 6.4 mostram os resultados da perda de massa das amostras submetidas ao ensaio de corrosão descrito na metodologia deste trabalho. Observa-se que a perda de massa foi maior para as amostras que tiveram os cordões totalmente retificados por usinagem e a menor perda de massa foi para as amostras soldadas pelo processo MIG/MAG sem restrição. Dentre as amostras analisadas, as adoçadas com TIG Dressing apresentaram uma perda de massa inferior as adoçadas por usinagem, mostrando que o adoçamento realizado por esta técnica minimiza as tensões na ZAC.

As discrepâncias existentes nestes resultados foram associadas à camada de esmalte existente nas bordas que poderia ter se destacado durante a limpeza após o ataque corrosivo, podendo ter deixado vestígios dessa resina, interferindo nas pesagens finais das amostras, além de serem regiões de corrosão preferencial por fresta. Desta forma observa-se que esta técnica de medição de corrosão não teve sensibilidade para medir corrosão na ZAC do sistema em estudo.

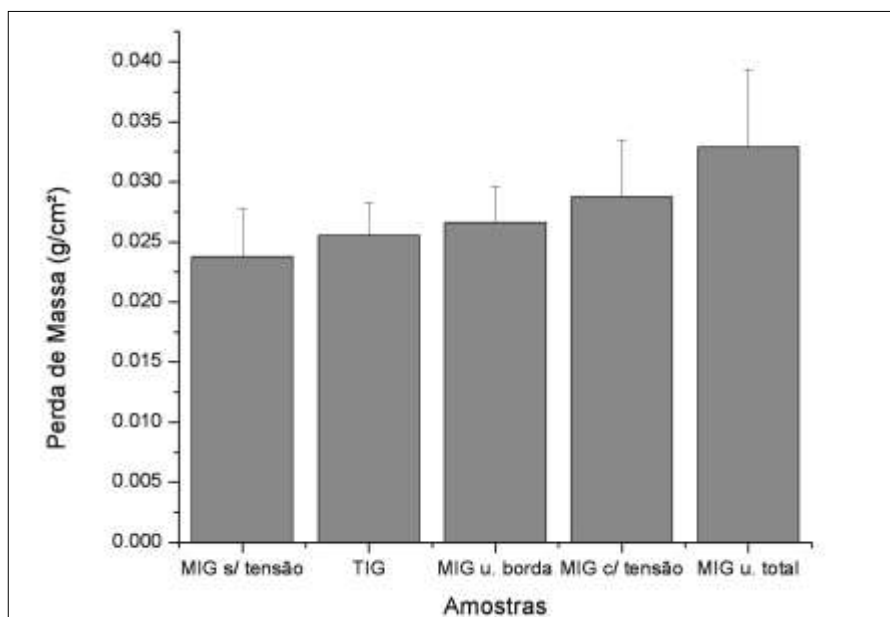


Figura 6.4 – Perda de massa das amostras usinadas e adoçadas por TIG Dressing

6.4. Conclusão parcial

Os resultados mostraram que, dentre as técnicas, a que gerou menor desgaste na ZAC foi a que usinou totalmente os cordões de solda, evidenciando o efeito do fator concentrador de tensão pela eliminação dos cordões. No entanto, este método é pouco utilizado na prática. Desta forma, fazendo uma comparação entre as técnicas de adoçamento utilizadas neste trabalho, o TIG Dressing apresentou uma transição mais suave, minimizando o efeito concentrador de tensão na ZAC, considerada uma variável importante na resistência à corrosão desta região.

Das condições de adoçamento estudadas, a ZAC do TIG Dressing adoçado usando argônio puro como gás de proteção foi a que obteve menor desgaste, sendo a ZACGF a que apresentou um maior desgaste em todos os casos.

A técnica de avaliação de corrosão na ZAC por perda de massa não teve sensibilidade para quantificar a corrosão das condições adoçadas, não sendo possível fazer uma comparação da eficiência entre elas por este ensaio.

CAPÍTULO VII

CONCLUSÕES

Durante o desenvolvimento deste trabalho foram realizadas diferentes etapas abordando os fatores que poderiam influenciar o efeito das técnicas de adoçamento na borda do cordão de solda no desgaste na ZAC. Dos itens estudados, segue abaixo as conclusões obtidas a partir dos resultados de cada etapa:

a) Em função da técnica utilizada para redução da susceptibilidade à corrosão:

- A técnica TIG Dressing, muito utilizada para minimizar fadiga em juntas soldadas, pela diminuição da concentração de tensões na região da borda do cordão de solda, mostrou ser eficiente também para mitigar corrosão na ZAC, sendo dependente do raio de curvatura resultante do adoçamento;
- O uso da técnica de adoçamento por usinagem não apresentou uma transição tão suave entre metal de solda e metal de base como a proporcionada pelo TIG Dressing influenciando de forma negativa e propiciando um aumento na concentração de tensões na borda do cordão para a geometria das amostras em estudo, o que levou a uma maior corrosão;
- A mitigação da corrosão na ZAC pelo uso da técnica de adoçamento por usinagem, mostrou ser dependente do acabamento superficial promovido pela ferramenta utilizada para fazer o adoçamento, um outro ponto desfavorável em relação ao TIG Dressing.

b) Em função da metodologia utilizada:

- A técnica de avaliação de corrosão na ZAC por perda de massa não teve sensibilidade para quantificar a corrosão das condições adoçadas, não sendo possível fazer uma comparação da eficiência entre elas por este ensaio;
- Não foi possível avaliar a corrosão na ZAC usando ensaio de imersão apenas com o uso de microscopia óptica;
- Uma máscara à base de resina polimérica, moldando a superfície original das amostras soldadas, permitiu uma avaliação mais coerente da relação entre a

existência de concentradores de tensão (concordância cordão-metal de base) e intensidade de tensões que agiram sobre a ZAC;

c) Em função dos ensaios eletroquímicos:

- Através de ensaios eletroquímicos por medidas de polarização potenciodinâmica, verificou-se que a ZAC do TIG Dressing apresentou potenciais de corrosão diferentes para os gases de proteção em estudo, sendo que a pouca influência do gás sobre a formação e/ou distribuição da microestrutura na ZAC, levou a uma baixa sensibilidade da técnica para diferenciar as condições em estudo

d) Em função da influência dos microconstituintes:

- Os microconstituintes presentes na ZAC tiveram uma contribuição no desgaste desta região, sendo a martensita a mais reativa. No entanto, os ensaios comprovaram que o efeito das tensões sobre a corrosão nesta região é mais deletério do que a presença dos microconstituintes;

e) Em função da influência do gás de proteção:

- A região adoçada pelo TIG Dressing apresentou uma elevada dureza, sendo associada à formação de martensita. Desta forma, as condições com 100% Ar na corrente de 150 A e as misturas de gases (Ar + 3,8% N₂) na corrente de 100 A, (Ar + 3,8% N₂) e (Ar + 1% N₂) na corrente de 150 A trincaram na zona fundida do TIG Dressing, não sendo aproveitadas para os ensaios de corrosão;
- A região da ZAC do TIG Dressing mostrou ser influenciada pelo teor de nitrogênio usado no gás de proteção, alterando a metalurgia de formação e distribuição das ilhas de martensita nesta região;
- A ZAC do TIG Dressing mostrou ser susceptível a corrosão em todas as condições de adoçamento, no entanto, a condição com argônio puro mostrou ser a mais resistente à corrosão. Fato este atribuído a um menor percentual de microconstituintes anódicos dispostos nesta região;
- Das condições de adoçamento estudadas, a ZAC do TIG Dressing adoçado usando argônio puro como gás de proteção foi a que obteve menor desgaste, sendo a ZACGF a que apresentou um maior desgaste em todos os casos. Fatores como granulometria refinada, presença de microconstituintes e a atuação de tensões externas às amostras no regime elástico contribuíram para este efeito.

CAPÍTULO VIII

TRABALHOS FUTUROS

Neste capítulo são abordadas as sugestões para os próximos trabalhos que possam melhorar a metodologia do atual, de forma que possam ser explorados os itens que não fizeram parte desta pesquisa. Desta forma sugerem-se os tópicos abaixo para uma ampliação mais detalhada do trabalho.

8.1. Pré-aquecimento das chapas do aço inoxidável ferrítico 410D antes do adoçamento com TIG Dressing

Realizar um pré-aquecimento das chapas a serem adoçadas pelo TIG Dressing a fim de proporcionar taxas de resfriamento mais lentas do adoçamento com TIG Dressing e conseqüentemente menor formação de martensita na ZAC, diminuindo a quantidade de sítios ativos para corrosão. A temperatura de pré-aquecimento pode variar de 50 °C a 540 °C, sendo mais comumente aplicada na faixa de 150 °C a 200 °C.

8.2. Efeito do acabamento sobre a susceptibilidade à corrosão na ZAC

Realizar um estudo detalhado do efeito do acabamento por usinagem sobre a susceptibilidade à corrosão na ZAC usando técnicas de usinagem com diferentes padrões de rugosidade e tensões residuais.

8.3. Pesquisar a influência da variação da energia de soldagem sobre a susceptibilidade à corrosão na ZAC

Realizar um estudo detalhado do efeito da energia de soldagem (que afete a dimensão da ZAC e nível de tensões térmicas) sobre a susceptibilidade em condições de alta restrição da região da solda, usando a técnica de medição de difratometria, seguida de medição por microscopia óptica.

8.4. Medir o tamanho médio dos grãos na ZAC

Avaliar mais sistematicamente o efeito do tamanho do grão através de simulação de ciclo térmico ou tratamento térmico em forno a diferentes temperaturas sobre a susceptibilidade à corrosão.

8.5. Estudar outros tipos de esforços aplicados aos cordões de solda sobre a susceptibilidade à corrosão

Avaliar outros tipos de esforços, comparando o efeito de amostras adoçadas por usinagem e TIG Dressing sobre a susceptibilidade à corrosão na ZAC.

8.6. Avaliar a corrosão na ZAC por diferentes técnicas de análise

Avaliar por ensaio de imersão e eletroquímico a susceptibilidade à corrosão na ZAC do TIG Dressing em meios contendo íons cloretos, quando submetido ao mesmo estado de tensão proposto neste trabalho.

8.7. Avaliar a corrosão na ZAC quantitativamente usando outras técnicas de análise

Submeter a ZAC das condições de soldagem em estudo em contato com solução de cloreto de sódio (NaCl) e avaliar quantitativamente os pites medindo sua profundidade e densidade usando um perfilômetro.

8.8. Análise estatística dos dados de corrosão

Fazer uma análise estatística dos dados de corrosão sobre a ZAC para poder diferenciar melhor as técnicas de modificação da borda do cordão de solda em estudo.

8.9. Fazer uma avaliação da corrosão sob tensão na ZAC do aço inoxidável ferrítico P410D e comparar com outros aços inoxidáveis

Estudar um sistema que aumente a susceptibilidade à corrosão sob tensão do aço inoxidável em estudo e comparar com outros aços inoxidáveis, montando um guia de referência (tensão x corrosão x aços inoxidáveis) para avaliar esta propriedade em projetos de estruturas submetidas à carregamentos em contato com meios agressivos.

8.10. Usar fluido de corte durante o adoçamento por usinagem

Verificar o efeito da corrosão sobre a ZAC após ter sido adoçada por usinagem com rebolo abrasivo usando fluido de corte.

CAPÍTULO IX

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDALLA, F.E.S.; BUSCHINELLI, A.J.A.; DUTRA, J. C. **Aplicação da Variante MAG-Pulsado e MAG Pulsado Térmico em Soldas de Revestimento do Tipo “Lining”**. 2005. Dissertação de mestrado – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis.

ABO, H. The role of carbon and nitrogen on the toughness and intergranular corrosion of ferritic stainless steels. **Stainless Steels** 77. p. 35-47, 1977.

ALAM M.S. **Structural Integrity and Fatigue Crack Propagation Life Assessment of Welded and Weld-repaired Structures**. Dissertation Submitted to the Graduate Faculty of the Louisiana State University and Agricultural and Mechanical College. Bangladesh University of Engineering and Technology. 2005.

ALFARO, S.C.A. **Estudoda soldabilidade e propriedades estruturais e mecânicas da ZTA dos aços inoxidáveis ferríticos a 17 % Cr com nióbio**. 1983. 191p. Dissertação de mestrado - CPGEM-UFMG, Belo Horizonte.

ALVAREZ, K; HYUN, S. K.; TSUCHIYA, H; FUJIMOTO, S.; NAKAJIMA, H. Corrosion behaviour of Lotus-type porous high nitrogen nickel-free stainless steels. **Corrosion Science**. V. 50, p. 183-193, 2008.

ALVAREZ, S. M.; BAUTISTA, A.; VELASCO, F. Influence of strain-induced martensite in the anodic dissolution of austenitic stainless steels in acid medium. **Corrosion Science**. V. 69, p.130–138, 2013.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Corrosion of Weldments**. The Materials Information Society. Edited by J. R. Davis, 2006.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection.** Metals Handbook, v.13A, 2003

ANSELMO, N. Corrosion behavior of supermartensitic stainless steel in aerated and CO₂-saturated synthetic seawater. **Materials Science and Engineering A**, v.428, p. 73-79, 2006.

APERAM. **Aço inoxidável Ferrítico Ace P410D.** Disponível em: <<http://www.arcelormittalinoxbrasil.com.br/port/arquivos/AcolnoxPortuguesP410D.pdf>>. Acesso em: 25 fev. 2012

ARMAS, A. I. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. **Recent Patents on Mechanical Engineering**, n.1, p.51-57, 2012.

ASM HANDBOOK. USA: Heat treating. vol. 4; p. 601–19, 1992.

ASM. American Society for Metals. **Corrosion.** Metals Handbook. Fundamentals, Testing, and Protection, v.13A, 2003.

ASM. American Society for Metals. **Corrosion of Weldments.** The Materials Information Society. Edyted by J. R. Davis, 2006.

ASTM A 380-06. **Standard Practice for Cleaning, Descaling, and Passivation of Stainless Steel Parts, Equipment, and Systems.** 2006.

ASTM A 967-05. **Standard Specification for Chemical Passivation Treatments for Stainless Steel Parts.** 2005.

ASTM E 407-70. **Standard Test Methods for Microetching Metals and Alloys.** 1970.

ASTM E112 – 10. **Standard Test Methods for Determining Average Grain Size.** 2010.

ASTM G1-03 (2011). **Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens.** 2011.

ASTM G31-72. **Standard Practice for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals.** 1972.

ASTM G46 – 94. **Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion.** 2005.

ASTM G48-11. **Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution.** 2011.

ASTM G51-95. **Standard Test Method for Measuring pH of Soil for Use in Corrosion Testing.** 1995.

ASTM G59 - 97(2009). **Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements.** 2009.

ASTM G5-94(2011)e1. **Standard Reference Test Method for Making Potentiostatic and Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements.** 2011.

ASTM G61-86. **Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys.** 1986.

BAPTISTA, R. M.G.S. **Estudo dos Parâmetros de Martelagem no Comportamento à Fadiga de Juntas Soldadas de Aço Estrutural**, 2002. 168 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Técnica de Lisboa, Instituto Superior Técnico, Lisboa.

BAPTISTA R.; INFANTE, V.; BRANCO C. M. Study of the fatigue behavior in welded joints of stainless steels treated by weld toe grinding and subjected to salt water corrosion. **International Journal of Fatigue**. Vol. 30, p.453–462, 2008.

BATISTA, S. R. F.; KURI, S. E. Aspects of selective and pitting corrosion in cast duplex stainless steel. **Anti-corrosion Methods and Materials**.v. 51, n. 3, p.205-208, 2004.

BAYOUMI, F. M.; GHANEM, W. A. Effect of nitrogen on the corrosion behavior of austenitic stainless steel in chloride solutions. **Materials Letters**, Vol.59, p. 3311 – 3314, 2005.

BECKER, G.; RIEGER, R. Fatigue Strength of Butt Welds made with Different Electrodes. **Schweisstechnik**. v.3, p.363-364, Dez. 1953.

BENARD, J.; MICHEL, A.; PHILIBERT, J.; TALBOT, J. **La corrosion Electrochimique**. 2. ed. Paris: Masson. Metallurgie générale, 1991, p. 372.

BEOM, W.J.; YUN, K. S.; PARK, C. J.; RYU, T. J.; KIM, Y. H. Comparison of influences of NaCl and CaCl₂ on the corrosion of 11% and 17% Cr ferritic stainless steels during cyclic corrosion test. **Corrosion Science**, v.52, p.734–739, 2010.

BERNADELLI, A. E.; SANTOS, L. M.; BORGES, P. C. **Tratamento Concomitante de Nitret  o e Envelhecimento a Plasma do A o Ferramenta Inoxidável 15-5 PH**. 2007. Dissertação. Programa de P s-Graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais - Universidade Tecnol gica Federal do Paraná, Curitiba, 2007.

BHATT, B. R.; KAMAT, H. S.; GHOSAL, S. K. Influence of Nitrogen in the Shielding Gas on Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Welds. **JMEPEG**. Vol. 8, p. 591-597, 1997.

BILMES, P.D.; LIORENTE, C.L.; MENDEZ, C.M.; GERVASI, C. A. Microstructure, heat treatment and pitting corrosion of 13CrNiMo plate and weld metals, **Corros. Sci.** V.51 p. 876–881, 2009.

BOOTH, G. S.; WYLDE, J. G. Fatigue Considerations in Offshore Steel Structures in the North sea - the Need to Design Against the Possibility of Fatigue Failure. **The Welding Institute Research Bulletin**. V.19, p. 101-104, Mar. 1978.

Bottrel-Coutinho, C. A. **Materiais Metálicos para Engenharia**. Fundação Christiano Ottoni, BH. 1992.

BRANCO, C. M., FERNANDES, A. A., TAVARES DE CASTRO, P. M. S. **Fadiga de Estruturas Soldadas**. Lisboa, Fundação Calouste Gulbenkian, 902p. 1986.

BUNGARDT, K., KUNZE, E., HORN, E. **Untersuchungen  ber den Aufbau Des Systems Eisen-Chrom-Kohlenstoff**. Arch. Eisenh ttenwes. 29, 193-203.1958.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais uma Introdução**. 7.ed. N.Y.: John & Sons, 2007. 693p.

CAMPBELL, R. D. Ferritic Stainless steel Welding Metalurgy. **Key Engineering Materials**. V. 69 e 70, p. 167-216, 1992.

CARROUGE, D. **Transformations in Supermartensitic Stainless Steels**. PhD. Thesis at the University of Cambridge, Oct. 2002.

CHAVES, I. A.; MELCHERS, R. E. Pitting corrosion in pipeline steel weld zones. **Corrosion Science** **53**. P. 4026–4032, 2011.

COMPUTATIONAL THERMODYNAMICS. Iron-Chromium (Fe-Cr) Phase Diagram. Disponível em: <www.calphad.com/iron-chromium.html>. Acesso em: 10 jun. 2010.

COSTA, H. R M.; BOTT, I. S.; OURO, C. R. Avaliação do Efeito de Múltiplos Tratamentos Térmicos de Alívio de Tensões na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Metal de Solda Ferrítico. In: Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 19. Águas de São Pedro – SP. **ABS**. p. 97-110, 1993.

CUBAKOVIC, I. A.; AGOSTINHO, S. M.L.; ANDRADE, A. H. P. **Caracterização eletroquímica dos aços inoxidáveis austeníticos do tipo 304, 304L e 316 em águas naturais contendo íons cloreto e peróxido**. In: CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 13, 6-9 dez. 1998, Curitiba. p. 695.

CUI, Y.; LUNDIN, C. D. Austenite-preferential corrosion attack in 316 austenitic stainless steel weld metals. **Materials & Design**. V. 28, p. 324-328, 2007.

DAHLE, T. Design Fatigue Strength of TIG-Dressed Welded Joints in High-Strength Steels Subjected to Spectrum Loading. **Int. J. Fatigue**, Vol. 20, No. 9, p. 677–681, 1998.

DEARDO. **Ferritic Stainless Steel**: The metallurgical background and benefits of dual stabilization. *Stainless Steels* 96. 1996. P. 287-298.

DEEPASHRI, D. N.; RAJA. V. S. **Corrosion Science**. V. 48, n. 2317, 2006.

DINIZ, A. E.; MARCONDES, F.C.; COPPINI, N.L., **Tecnologia da Usinagem dos Metais**, 4^a ed., Editora Artliber, São Paulo, 2003, 248 p.

EASTERLING, K. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. 2.ed. London: Butterworths & Co (Publishers) Ltda, 1985, 231p.

FEDELE, R.A. Corrosão Intergranular em Juntas Soldadas - Parte I. **Soldagem & Inspeção**. Ano 6, nº 3, 2010.

FENG, Z. **Processes and Mechanisms of Welding Residual Stress and Distortion**. Cambridge, England: Woodhead Publishing in Materials; p. 3–32, 2005.

FERRICA, J. A.; BRANCO C.M. Fatigue Analysis and Prediction in Filled Welded Joints in the Low Thickness Range. **Journal of Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures**, Vol. 13, No. 3, pp. 201-212. 1990.

FONTANA, M.G. **Corrosion Engineering**. McGraw-Hill Book Company, p. 282, 1976.

FORONI, F. D. **Uso do Aço AISI 409 para Fabricação de Pás para Ventiladores**. In: CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 17, 15-19 nov. 2006, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

FRANCIS, J.A.; STONE, H.J.; KUNDU, S.; ROGGE, R.B.; BHADSHIA, H.K.D.H.; WITHERS, P.J.; KARLSSON, L. Transformation Temperatures and Welding Residual Stresses in Ferritic Steels. In: Proceedings of PVP2007. **ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference**. July 22-26, San Antonio, Texas, 2007.

FRITZ, J.D. **Understanding Stainless Steel Heat-Affected Zones**, 2005.

GARCIA, C.; MARTIN, F.; TIEDRA; BLANCO, T. Y.; LOPEZ, M. Pitting Corrosion of Welded Joints of Austenitic Stainless Steels Studied by Using an Electrochemical Minicell. **Corrosion Science**. V. 50, p. 1184–1194, 2008.

GEMELLI, E. **Corrosão de Materiais Metálicos e sua Caracterização**. Rio de Janeiro, 2001.

GENTIL, V. **Corrosão**. 5.ed. Rio de Janeiro, 2007.

GIRÃO, I. F. **Caracterização da Resistência a Corrosão por Pite do Aço UNS S31803 após Soldagem**. 2008. Dissertação de mestrado - Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos – CDMATM - Departamento de Engenharia Mecânica, Centro Universitário da FEI, São Bernardo do Campo.

GNECO, C.; MARIANO, R.; FERNANDES, F. **Tratamento de Superfície e Pintura**. 2.ed., CBCA/IBS, Rio de Janeiro, 2006.

GOOCH, T.G, WOOLLIN, P.; HAYNES, A.G, “Microstructural Development on Welding Low Carbon 13% Martensitic Steels”, **IIW Document**. IX-H-449-99.

GOUVEIA, R.R. **A influência da temperatura de interpasse na tenacidade do Metal de solda na soldagem multipasse do aço inoxidável Martensítico CA6NM pelo processo TIG**. 2008. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica - Programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica - UFPR, Curitiba.

GRAVALOS, M. T.; MARTINS, M.; DINIZ, A.E.; MEI, P.R.; Influência da Rugosidade Superficial na Resistência à Corrosão por Pite em Peças Torneadas de Aço Inoxidável Superaustenítico. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, V.68 (1), p. 77-82, 2010.

GRIMME, D. **Untersuchungen zur Betriebsfestigkeit von geschweissten Offshore-Konstruktionen in Seewasser**. ECSC Agreement 7210 KG/101 Final Report 1984.

GUOZHI, X.; XIAOYAN, L.; KEYU, W.; XIANGYUN, M.; DONGJIE, Z.; PINGHUA, L. Corrosion Characteristics of Plasma-Sprayed Ni-Coated WC Coatings Comparison with different Pos-Treatment. **Corrosion Science**. V. 49, p. 662-671, 2007.

HAAGENSEN, P. J. Effect of Tungsten Inert Gas Dressing on Fatigue Performance and hardness of steel weldments. **Fatigue Testing of Weldments**. ASTM STP 648, p. 113-133, 1978.

HAAGENSEN, P. J.; SLIND T. **Weld improvement methods and fatigue design rules. Proceedings of the international conference fatigue and welded constructions**. UK: The Welding Institute, 1987.

HAAGENSEN, P. J.; MADDOX, S. J. **IIW Recommendations on Post Weld Improvement of Steel and Aluminium Structures**. IIW Doc.XIII-2200r1-07, 2008.

HAAGENSEN, P. J.; MADDOX, S. J. **IIW on Methods for Improving the Fatigue Strength of Welded Joints**. IIW-2142-10, 2013.

HACK, H. P., TAYLOR, D. **Metals Handbook**. 9. ed. Ohio, ASM Metals Park, 1987. V. 13, p. 235.

HOFFMEISTER, H.; LOTHONGKUM, G. Proc. Duplex Stainless Steels 94, Glasgow, TWI, Vol. 55, p. 2-12, 1994.

HUMMA. **Eletrodecapagem Humma**: Tecnologia EPD-H. Eng. Fawler Morellato, 2006.

IARC. **Monographs on the Evaluation of Carcinogenic Risks to Humans**. V. 71. Re-evaluation of some organic chemicals, hydrazine and hydrogen peroxide. 1999.

ISOURA, K. Maintenance Programme of Shinkansen Structures. **IABSE Symposium**, n. 2, p. 639-647, Lisbon, 1989.

ISSF. A Solução Ferrítica, Propriedades, Vantagens, Aplicações. **Guia essencial para o aço inoxidável ferrítico**. International Stainless Steel Forum. 2004.

JASOLDA, C.L. **Apostila de Treinamento TIG**. SENAI, Recife, Brasil, 2005.

JAVAHERDASHTI, R. How corrosion affects industry and life. **Anti-Corrosion Methods and Materials**. V. 47, nº 1, p. 30-34, 2000.

JOHNSON, J.; RECK, B.K.; WANG, T.; GRAEDEL, T.E. The energy benefit of stainless steel recycling. **Energy Policy**. V.36, p.181–192, 2008.

JUTLA, T. **Fatigue and Fracture Control of Weldments**. Fatigue and Fracture, ASM Handbook. v. 19, ASM International, p. 434-449, 1996.

KADO, S. **The Method of TIG dressing**. Document XIII-773-75, International Institute of Welding, 1975.

KARLSSON, L. **Welding duplex and super duplex stainless steels**. The ESAB Group. Technical presentation for the Singapore Welding Society. 3 jun. 1998.

KATO, C.; OTOGURO, Y. Grooving corrosion in electric resistance welded steel pipe in sea water. **Corrosion Science**, 18, p. 61–74, 1978.

KHAN, P.A.A.; DebRoy, T.; David, S.A. Toward Understanding Alloying Element Vaporization during Laser Beam Welding of Stainless Steel. **Welding Research**. p. 1-9, 1993.

KIM, D. S.; PARK, J. H. Improvement of Cleanliness of 16%Cr- containing Ferritic Stainless Steel in AOD Processes. **La Revue de Metallurgie**. Paris, 2004. N. 4, p. 291-299.

KIM, K. Y. **Developmente of Ferritic Stainless Steel**. In: The Second Baosteel Biennial Academic Conference. 2006. Shanghai, China. V. 3.

KIMURA, T. Contact hypersensitivity to stainless steel cages (chromium metal) in hairless descendants of mexican hairless dogs. **Environmental Toxicology**, v.22., p.176-184, 2007.

KIRKHOPE, K. J.; BELL, R.; CARON, L.; BASU, R. I.; MA, K. T. Weld Detail Fatigue Life Improvement Techniques. Part 1: review. **Marine Structures**, n.12, p. 447- 474, 1999.

KNIGHT, J. W. Improving the fatigue strength of fillet welded joints by grinding and peening. **Welding Research International**, v.6, n.6, p.519, 1978.

KOBYASHI, K. **Improvements in the Fatigue Strength of Fillet Welded Joint by Use of the New Welding Electrode**. IIW doc. XIII-828-77, 1977.

KONDO, K.; UEDA, M. OGAVA, K.; AMAYA, H.; HIRATA, H.; TAKABE, H.; MIYAZAKI, Y. **Alloy Design of Super 13 Cr Martensitic Stainless Steel (Development of Super 13 Cr Martensitic Stainless Steel for Line Pipe)**. Supermartensitic Stainless Steel. Brussels. Belgium, 1999.

KOU, S. **Welding metallurgy**. New York: John Willey & Sons, 2002.

KWOK, C.T.; FONG, S. L., CHENG, F.T.; MAN, H. C. Pitting and galvanic corrosion behavior of laser-welded stainless steels. **J Mater Process Technol.** V. 176. P. 168-178, 2006.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; SHANMUGAM K.; BALASUBRAMANIAN, V. Effect of Autogenous Arc Welding Processes on Tensile and Impact Properties of Ferritic Stainless Steel Joints, **Journal of Iron and Steel Research, Internkrional.**Vol.16, n. 1, p. 62-68, 2009.

LAWRENCE F.V. JR., MATTOS R.J., HIGASHIDA Y. AND BURK J.D. Estimating the Fatigue Crack Initiation Life of Welds.In: American Society for Testing and Materials – ASTM. (Org.). **Fatigue Testing of Weldments:** STP 648. ASTM, 1978, p. 134-158.

LIMA, L.I.L. **Metodologia para avaliação da corrosão da zona termicamente afetada de aço inoxidável ferrítico AISI 439 soldado.** 2007. Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J.: **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels.** John Wiley and Sons, Hoboken, New Jersey, USA. 2005.

LOTHONGKUM, G.; VIYANIT, E.; BHANDHUBANYONG, P.; Study on the effects of pulsed TIG welding parameters on delta-ferrite content, shape factor and bead quality in orbital welding of AISI 316L stainless steel plate, **Journal of Materials Processing Technology**, Vol. 110, p. 233, 2001.

LU, B. T.; CHEN, Z. K.; LUO, J. L.; PATCHETT, B. M.; XU, Z. H. Pitting and stress corrosion cracking behavior in welded austenitic stainless steel, *Electrochim. Acta*, v. 50. p. 1391–1403. 2005.

LUO, X; TANG, R; LONG,C; MIAO, Z; PENG, Q; LI, C. Corrosion behavior of austenitic and ferritic Steels in supercritical water. **Nuclear Engineering and Technology**, Vol.40 No.2 Special Issue On The 3rd International Symposium On Scwr. 2007.

LULA, R. A.; DAVIS J. A. Intergranular Corrosion of 12% Chromium Ferritic Stainless Steels. Intergranular. **Corrosion of Stainless Alloys, ASTM STP 656**, RF Steigerwald, Ed, ASTM, p. 233-247, 1978.

LUZ, T. S. **Aspectos operacionais e metalúrgicos da soldagem do aço inoxidável ferrítico com 11% de cromo**. 2005. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

MACHADO J. P. S. E., SILVA C. C., SOBRAL-SANTIAGO, A. V. C., SANT'ANA, H. B., FARIAS, J. P. Effect of temperature on the level of corrosion caused by heavy petroleum on AISI 304 and AISI 444 stainless steel. **Materials Research. Received to publication**. 2004.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS 31803 (SAF 2205)**. 11 jun. 2001.181 p. Tese (Doutorado em Engenharia) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, na especialidade Materiais, São Paulo.

MEADOWS, C.; FRITZ, J. D. Understanding stainless steel heat-affected zones. **Welding Journal**, julho, p. 26 - 30. 2005.

MELO, R. H. F.; SANTOS, M. A.; MACIEL, T. M. Avaliação do campo de tensões residuais por difração de raios - X utilizando o método do $\sin^2\psi$ em revestimentos metálicos do aço inoxidável E308-L. **Soldag. insp.** vol.18 no.1 São Paulo jan./mar. 2013.

MILLINGTON, D. **TIG Dressing for the Improvement of Fatigue Properties in Welded High Strength Steels**. The Welding Institute, C215/22/71, 1971.

MIYAKUSU, K.; FUJIMOTO H.; TANAKA T.; Ferrite and Martensite Dual Phase Stainless Steel NSS431DP-1, **Nisshin Technical Report**, 60, p.115-121, 1989.

MURATA, T. e SAKAMOTO, M. **Nitrogen-Alloyed Steels- Fundamental and Applications**. Agne Gijutsu Center, Tokyo, 1997.

NGUYEN, T. N.; WAHAB, M. A. A Theoretical Study of the Effect of Weld Geometry Parameters on Fatigue Crack Propagation Life. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 51, n.1, p.1-18, 1995.

NISHIYAMA, Z. **Martensitic Transformation**. Academic Press, 1978.

NUNES, L. P. Fundamentos de Resistência à Corrosão. Rio de Janeiro. Interciência. IBP, ABRACO, 2007.

NUSSBAUMER, A.C. **Influence of Residual Stresses and Pos-Welding Improvement Methods:** Course on Fatigue and Fracture Mechanics. Decreto Lei n. 239, jun. 2008.

OIYE, L. E. **Microdureza de fase sigma em aço inoxidável dúplex SAF 2205.** 2003. Projeto de Iniciação Científica – Fundação Educacional Inaciana (FEI), São Bernardo do Campo.

OKOMURA, T.; TANIGUCHI, C. **Engenharia de soldagem e aplicações.** Rio de Janeiro: LTC. 1982.

OÑORO, J.: Martensite microstructure of 9-12%Cr steels weld metals. **Journal of Materials Processing Technology**, v.180, pp.137-142, 2006a.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos.** ABM. 1995.

PANOSSIAN, Z. **Corrosão e proteção contra corrosão em equipamentos e estruturas metálicas.** São Paulo: IPT, 1. ed. v. 1. p. 218-234. 1993.

PEDERSEN, M.M.; MOURITSEN, O.; HANSEN, M.R.; ANDERSEN, J.G.; WENDERBY, J. **Comparison of Post Weld Treatment of High Strength Steel Welded Joints in Medium Cycle Fatigue.** IIW. A Word of Joining Experience. Danish Delegation. XIII-2272, 2009.

PECKNER, D.; BERNSTEIN, I.M. **Handbook of Stainless Steel.** Mc Graw-Hill, 1977, Cap. 4 e 5.

PICKERING, F. B. **Physical Metallurgy of Stainless Steel Developments.** The Institute of Metals. London, p. 1-28, 1985.

PROCOPIAK, L.A.J.; LACTEC, N.C.S. **Efeito dos Processos de Modificação Superficial na Resistência à Erosão de Cavitação.** 2008.

RAJANI, H. R. Z.; TORKAMANI, H.; SHARBATI, M.; RAYGAN, S. Corrosion resistance improvement in Gas Tungsten Arc Welded 316L stainless steel joints through controlled preheat treatment, **Materials and Design**, Vol. 34, p. 51–57, 2012.

RAJASHEKHAR. V. S. **Corrosion Science** - 40.1609, 1998.

RAMALHO, A. L.; FERREIRA, J. A. L.; BRANCO, C. A.G.M. Fatigue Behaviour of T Welded Joints Rehabilitated by Tungsten Inert Gas and Plasma Dressing. **Materials and Design**, V. 32, p. 4705–4713, 2011.

REDDY, G.M.; RAO, K.S.; SEKHAR, T. Microstructure and Pitting Corrosion of Similar and Dissimilar Stainless Steel Welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, V.13, n. 04, p.368-377, jan. 2008.

ROBERGE, P. R. **Handbook of Corrosion Engineering**. MacGraw Hill, 1999.

ROGNE, T; LANGE, H I; SVENNING, M; ALDSTEDT, S; SOLBERG, J K; LADANOVA, E; OLSEN, S; HOWARD, R; LETURNO, R. Intergranular corrosion/cracking of weldable 13% Cr steel at elevated temperature. **Corrosion/2002**, paper 428, 2002.

ROSSITTI, S.M. **Efeito do Nióbio na Microestrutura e nas Propriedades Mecânicas do Aço Inoxidável Super duplex Fundido SEW 410 W. Nr. 1.4517**. 2005. 250 f. Tese de Doutorado, Universidade de São Paulo, Interunidade EESC-IFSC-IQSC.

ROY, S.; FISHER, J. W.; YEN, B. T. Fatigue Resistance of Welded Details Enhanced by Ultrasonic Impact Treatment (UIT). **International Journal of Fatigue**, V. 25, p.1239 –1247, (2003).

SANDERS W. W. JR.; LAWRENCE F.V., JR. Fatigue Behavior of Aluminum Alloy Weldments. Fatigue Testing of Weldments, **ASTM STP** 648. 1977.

SANDERS W.W.; GANNON S.M. Fatigue Behavior of Aluminum 5083 Butt Welds. WRC Bulletin 199, **Welding Research Council**. New York, 1974.

SANTOS, R. A. **Efeito da Temperatura sobre a Medição de Tensão por ondas L_{CR} em Aços API 5L X70**. 2007. 146 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

SEDRIKS, A.J. Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels. **Corrosion**, v.42, n.7, p. 376-89, jun., 1986.

SERNA-GIRALDO, C. A. **Resistência à Corrosão Intergranular UNS S43000**: Avaliação por Método de Reativação Eletroquímica, Efeito de Tratamento Isotérmico e Mecanismo de Sensitização. 2006. 196 f. Tese de Doutorado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.

SERRANDER D.; WESTIN E.M. Experience in Welding Stainless Steels for Water Heater Applications. *Welding in the World*. Vol. 56, 2012.

SHEIR, L.L.; JARMAN, R.A.; BURSTEIN, G.T. **Corrosion**. Corrosion Control. V. 2. 2000.

SHIFLER, D. A. **Corrosion performance and testing of materials in marine environments**. Proc. Electrochem. Soc. V. 14, p.1–12, 2004.

SILVA, C.; MACHADO J. P. S. E.; SOBRAL-SANTIAGO, A. V. C.; SANT'ANA, H. B.; FARIAS, J. P. Estudo comparativo entre o tipo de corrosão provocada por petróleo pesado nacional e venezuelano na zona afetada pelo calor em aços inoxidáveis ferríticos. **Petro & Química**, V. 16, 2004.

SMITH, L. Sensitization of martensitic stainless steels. **Materials Performance**, Dezembro, p. 55 – 56, 2002.

SOLOMON, H. D. DEVINE Jr., T. M. Duplex stainless steels – a tale of two phases. In: Duplex stainless steels – conference proceedings. **ASM Metals Park**; p. 693-756. Ohio 1982.

TABAN E., DHOOGHE A., KALUC E. Plasma arc welding of modified 12%Cr stainless steel. **Mater Manuf Process**.V.24, n.6. p. 649–59. 2009.

TAKAHASHI, K.; ITO, A. Effect of External Geometry of Reinforcement on the Fatigue Strength of a Welded Joint. **Journal Japanese Welding Society**, 1971. V. 40, n.3, p. 13.

TAWANCY, H. M.; LUAI. M. A. H. Case Study: Pitting and Stress Corrosion Cracking in Heat-Affected Zone of Welded Underground 304 Stainless Steel Pipe. **JMEPEG** V.21, p. 1757–1762, 2012.

THIELSCH, H. Physical and Welding Metallurgy Chromium Stainless Steels. **Welding Journal**. mai., 1951. V. 30, p.209-250.

TOMASHOV, N. D. Review of Literature on Pitting Corrosion Published Since 1960. **Nace**; J. Eletrochemical soc., 1989.

TOTEMEIER, T.C.; SIMPSON, J. A.; TIAN, H.: Effect of weld intercooling temperature on the structure and impact strength of ferritic–martensitic steels. **Materials Science and Engineering A**, V. 426, pp.323–331, 2006.

TRETHERWAY, K. R.; ROBERGE, P. R. **Modelling Aqueous Corrosion from Individual Pits to System Management, Proceedings of the NATO Advanced Research Workshop on Modelling Aqueous Corrosion**. Manadon, Plymouth, UK, 1993.

TURNBULL, A.; FRANCIS, P.E.; RYAN, M.P.; ORKNEY, L.P.; GRIFFITHS, A.J.; HAWKINS, B. A Novel Approach to Characterizing the Corrosion Resistance of Super Duplex Stainless Steel Welds. **Corrosion**, V. 58, n. 12, p. 1039-1048, 2002.

VENKATESH A. **Comparative Analyses of Residual Stress in Target Sub-system Materials**, PhD thesis. University of Madras, India, 2002.

VETTER, K. **Electrochemical Kinetics**, Academic Press. New York. 1967. p.751.

VOLVO, J.S. **Integrated Design and Manufacturing of Welded Structures**. Improved Fatigue Procedures for Welded Structures/Practical Guidance of Immediate Value to Industry, 2007.

WANG L, SONG C, SUN F, LI L, ZHAI Q. Microstructure and mechanical properties of 12 wt.% ferritic stainless steel with Ti and Nb dual stabilization. **Materials & Design**.V.30. p.49–56. 2009.

WEICH, I. Edge Layer Condition and Fatigue Strength of Welds Improved by Mechanical Post Weld Treatment, IIW Doc. XIII-2265-09, International Institute of Welding, Paris, (2009).

WESTIN, E. M. Welds in the Lean Duplex Stainless Steel L Dx 2101. **Effect of Microstructure and Weld Oxides on Corrosion Properties**. Licentiate Thesis. Royal Institute of Technology. Sweden. 2008.

WESTIN, E. M.; JOHANSSON, M.M.; PETTERSON R.F.A. Effect of nitrogen containing shielding and backing gas on the pitting corrosion resistance of welded lean duplex Stainless Steel LDX 2101. **International Institute of Welding**. 2013.

WILL, C. R. **Ligas Inoxidáveis Resistentes à Cavitação Depositadas por Plasma-PTA-Arame**. 2008. 79 f. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal do Paraná, Curitiba.

WILLIAMS, J.G.; BARBARO, F. J. Susceptibility and Prevention of Weld HAZ Sensitisation and Intergranular Stress Corrosion Cracking in Various 12% Cr Steels. **Iron and Steel Technology Conference**. May, 2005 p. 605-618, 2005.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 2003.

ZEEMANN, A. Fadiga em Juntas Soldadas. **Soldagem & Inspeção**, n. 10, p. 21-23, 1998.

ZHANG, S.; DAYOU, P.; INGEGERD, A. Application of Dual Torch Technique in Duplex Stainless Steel Welding. SIMTech Technical Report (PT/02/008/JT). **Joining Technology Group**, 2002.

ZHAO, X. **Effect of Surface Modification Processes on Cavitation Erosion Resistance**. 2002. 105 f. Tese de Doutorado (Engenharia e Ciência dos Materiais Pipe) - Universidade Federal do Paraná, Instituto de Tecnologia para o Desenvolvimento.

ZHENG, H.; YE, X.; JIANG, L.; WANG, B.; LIU, Z.; WANG, G. Study on microstructure of low carbon 12% chromium stainless steel in high temperature heat-affected zone. **Materials and Design**. V. 31, p. 4836–4841, 2010.

ZHU, X.M. e LEI, M.K. **Pitting Corrosion Resistance of High Nitrogen f.c.c. Phase in Plasm Source Ion Nitrided Austenitic Stainless Steel.** Department of Materials Science and Engineering, Dalian Railway Institute, China, 2000.

ANEXO A

COMPOSIÇÃO QUÍMICA NOMINAL DO METAL DE BASE E DO METAL DE SOLDA

Tabela 10.1 - Composição química nominal do aço inoxidável ferrítico Ace P410D

ID Amostra: 005971GF Tipo da A: ACO - Produto da Aciaria Corrida: 005971G Aço: ACE P410D Equip. La: CANBERF Status: Conforme				
Elementos	Valores	Valor N.L. (+/-)	Valor O.L. (+/-)	Status
C	0,0106			*
Mn	0,5128			*
Si	0,4821			*
P	0,0247			*
S	0,0002			"
Cr	11,2294			*
Ni	0,308			"
Mo	0,0205			"
Al	0,0017			"
Cu	0,0224			*
Co	0,0175			"
V	0,0077			"
Nb	0,0059			*
Ti	0,0025			"
Sn	0,0032			"
N2	145			*

Data: 13/03/2011 Resultado Final

Tabela 10.2 - Composição química nominal do metal de solda aço inoxidável austenítico 308L

 Weld-inox Soldas Especiais		CERTIFICADO DE QUALIDADE QUALITY CERTIFICATE		 				
Certificado No. Report No.		095031		Nota Fiscal No. Invoice No.		002834		
Cliente / Customer KEYLL CARLOS RIBEIRO MARTINS,		489.581.663-04		Código / Customer Code MA 012978		Pedido do Cliente / Customer Order E-MAIL		
Material / Material ARAME WI. M 308 L		Diâmetro / Size 01,20mm		Código do material / Material Code 3.01.002		Corrida / Heat No. 85158		
Especificação / Specification AWS A5.9/A5.9M-2006 ER308L ASME II P, C ED07 AD08 5FA5.9/A5.9M ER308L		Quantidade / Weight 15,0000		Unidade / Unit KG		D.P. / Our Order 158		
						Data Fabricação / Manufac Date 21/07/2009		
ANÁLISE QUÍMICA (%) / CHEMICAL ANALYSIS (%)								
C	Mn	Cr	Si	Mo	Ni	P	S	Cu
0.0210	1.7600	19.8300	0.4200	0.0700	9.9600	0.0170	0.0150	0.05
PROPRIEDADES MECÂNICAS / MECHANICAL PROPERTIES								
Resistência à Tração (MPa) / Tensile Strength (MPa)		Limite Escoamento (MPa) / Yield Strength (MPa)		Alongamento (%) / Elongation (%)		Resistência ao Impacto (J) / Impact Test (J)		Dureza / Hardness
520				35				
OUTRAS PROPRIEDADES FÍSICAS / OTHER PHYSICAL PROPERTIES								
Radiografia / Radiographic Test		Teste de Filete / Fillet Test		No. Ferrita / Ferrite No.				
				11.0 FN				
Observações / Observations								
Certificamos que o material foi produzido de acordo com suas normas de satisfazendo o requerido. We hereby certify that the material described has been produced accordingly with the specification above, satisfying the requirements. O material foi produzido conforme norma ISO 9001:2008. The material has been produced in accordance with ISO 9001:2008. Este certificado é emitido eletronicamente e é válido sem assinatura. This certificate is issued electronically and it is valid without signature. Reclamações técnicas serão aceitas no máximo até 90 dias após a data do fornecimento. Devoluções somente serão aceitas após consulta e autorização do departamento técnico. Technical complaints will be accepted until 90 days after the date of delivery. Sales returns will be accepted only after approval from technical department.								
Diadema, 13 de dezembro de 2010.								
								
Rua Teyupã - Jd. Inamar - Diadema - SP - Brasil - CEP 09970-340 - PABX (11) 4059-9944 - Fax: (11) 4059-9933 Internet: www.weldinox.com.br - E-mail: weldinox@weldinox.com.br								

APÊNDICE A

AVALIAÇÃO QUANTITATIVA POR MICROSCOPIA ÓPTICA DO DESGASTE CORROSIVO DA ZAC

Tabela 11.1 – Extensão linear e área desgastada da ZACGG e ZACGF das amostras soldadas no sentido Puxando e Empurrando variando o tempo de exposição ao FeCl_3

Amostra	Tempo (h)	Sentido de Soldagem	ZACGG (μm)	ZACGF (μm)	Área Corros. ZACGG (μm^2)	Área Corros. ZACGF (μm^2)	Corrosão por Unidade linear ZACGG (μm)	Corrosão por Unidade linear ZACGF (μm)
1	6	ED*	161,99	453,61	469,2	2543,34	2,89	5,60
2	6	PND ^{*1}	150,10	519,47	439,5	2312,11	2,92	4,45
3	6	END ^{*2}	161,99	453,61	453,08	1249,38	2,79	2,75
4	6	PD ^{*3}	150,10	519,47	483,95	2049,38	3,22	3,94
1	56	ED	161,99	453,61	2246,91	6720,92	13,87	14,81
2	56	PND	150,10	519,47	825,54	4526,37	5,49	8,71
3	56	END	161,99	453,61	844,45	4162,96	5,21	9,17
4	56	PD	150,10	519,47	859,25	5466,67	5,72	10,52
1	112	ED	161,99	453,61	2108,64	6061,72	13,01	13,36
2	112	PND	150,10	519,47	602,46	6967,90	4,01	13,41
3	112	END	161,99	453,61	725,92	4775,30	4,48	10,52
4	112	PD	150,10	519,47	691,35	2903,70	4,60	5,58

Nota: *(ED): Empurrando Deformado; ^{*1}(PND): Puxando Não Deformado; ^{*2}(END): Empurrando Não Deformado; ^{*3}(PD): Puxando Deformado; ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grosseira); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina)

Tabela 11.2 - Extensão linear e área desgastada da ZACGG e ZACGF das amostras soldadas no sentido Puxando e Empurrando variando o tempo de exposição ao cloreto férrico (FeCl_3)

Amostra	Tempo (h)	Sentido	ZAGGG (μm)	ZACGF (μm)	Área Corros. ZACGG (μm^2)	Área Corros. ZACGF (μm^2)	Corrosão por Unidade linear ZACGG (μm)	Corrosão por Unidade linear ZACGF (μm)
1	6	ED	161,99	453,61	591,20	2665,34	3,64	5,87
4	6	PD	150,10	519,47	605,95	2171,38	4,03	4,17
1	56	ED	161,99	453,61	2230,64	7183,72	13,77	15,83
4	56	PD	150,10	519,47	813,35	3025,70	5,41	5,82
1	112	ED	161,99	453,61	2368,91	7842,92	14,62	17,29
4	112	PD	150,10	519,47	981,25	5588,67	6,53	10,75

Nota: (ED): Empurrando Deformado; (PD): Puxando Deformado; ZACGG (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Grosseira); ZACGF (Zona Afetada pelo Calor de Granulometria Fina)

Tabela 11.3 - Extensão linear e área desgastada da ZACGG e ZACGF das amostras soldadas no sentido Puxando e Empurrando variando o tempo de exposição

Amostr a	Temp o (h)	Sentid o	ZACG G (μm)	ZACG F (μm)	Área Corros. ZACGG (μm^2)	Área Corros. ZACGF (μm^2)	Corros ão por Unidad e linear ZACGG (μm)	Corrosã o por Unidade linear ZACGF (μm)
E5	5	E	154	696	4025,38	22537,9	26,14	32,38
P5	5	P	207	880	15721,07	81068,59	75,94	92,12
E10	10	E	154	696	20360,49	100740,74	132,21	144,74
P10	10	P	207	880	37910,3	182949,18	183,14	207,89
E20	20	E	154	696	53886,42	250291,35	349,91	359,61
P20	20	P	207	880	84518,51	404143,21	408,30	459,25
E72	72	E	154	696	80987,65	378844,44	525,89	544,31
P72	72	P	207	880	121841,97	580054,32	588,60	659,15

Tabela 11.4 – Extensão linear e área desgastada da ZACGG e ZACGF das amostrassoldadas no sentido Puxando

Amostra	Tipo	ZACGG (μm)	ZACGF (μm)	Área ZACGG (μm^2)	Área ZACGF (μm^2)	Corrosão por unidade linear ZACGG (μm)	Corrosão por unidade linear ZACGF (μm)	Corrosão por Unidade linear média ZACGG (μm)	Corrosão por Unidade linear média ZACGF (μm)
9.3	MIG s/ tensão	199	518,43	4340	12173	21,80	23,48	27,40	28,54
1.2	MIG s/ tensão			5278	14425	26,52	27,82		
3.1	MIG s/ tensão			6747	17799	33,90	34,33		
4	MIG c/ tensão	199	518,43	15789	45556	79,34	87,87	74,73	80,09
6	MIG c/ tensão			12133	36786	60,97	70,96		
5	MIG c/ tensão			16693	42229	83,88	81,45		

APÊNDICE B

SIMULAÇÃO DAS TENSÕES VIA ELEMENTOS FINITOS ATRAVÉS DO PROGRAMA ANSYS®

A simulação via elementos finitos foi usada neste trabalho para avaliar a distribuição de tensão na geometria das amostras solicitadas por carregamento mecânico. Para tanto, as amostras foram comparadas em condições de geometria distintas: com cordão de solda, com cordão de solda adoçada a borda e sem cordão de solda. A seguir será mostrado o procedimento para determinação dessas tensões em cada condição.

12.1. Procedimento experimental para simulação das amostras soldadas

Inicialmente as tensões foram determinadas através do programa Ansys® simulando um carregamento de 12.300 N, atingindo um deslocamento de 26 mm em uma amostra de dimensão 75 x 25,4 x 6,35 mm. Para a geração do sólido representando a geometria da amostra foi utilizado um programa de desenho auxiliado por computador (CAD) e um analisador de imagem para auxiliar na alimentação dos dados requisitados pelo programa Ansys®. Com os pontos inseridos no programa, utilizando suas ferramentas de construção, obteve-se as linhas representando o contorno das seções extraídas da amostra. Através dessas linhas construiu-se o modelo sólido. Para o trabalho proposto, foi usado o aço inoxidável ferrítico Ace P410D com propriedades físicas mostradas na Tab. 12.1 (APERAM, 2012).

Tabela 12.1. Propriedades físicas da aço inoxidável ferrítico Ace P410D

Massa Específica	ρ	g/cm ³	4°C	7,7
Ponto de Fusão	-	°C	-	1460
Calor Específico	c	J/kg.K	20°C	430
Condutividade Térmica	λ	W/m.K	20°C	30
Coeficiente de Expansão Linear	α	10 ⁻² /K	20-100°C	10,4
			20-200°C	10,8
			20-400°C	11,6
Resistência Elétrica	ρ	$\Omega \cdot \text{mm}^2/\text{m}$	20°C	0,60
Magnetismo	μ	-	-	850
Módulo de Elasticidade	E	MPa.10 ³	20°C	220

12.2. Malha de elementos finitos

O modelo numérico é composto por uma malha definida de acordo com a geometria das amostras em estudo. As Figs. 12.1, 12.2, 12.3, 12.4 mostram as malhas para as condições geométricas das amostras em estudo.

Após a conclusão da modelação geométrica, definição do material, malha e carregamento adequado, foi possível analisar as tensões geradas nas amostras de acordo com a geometria de cada uma.

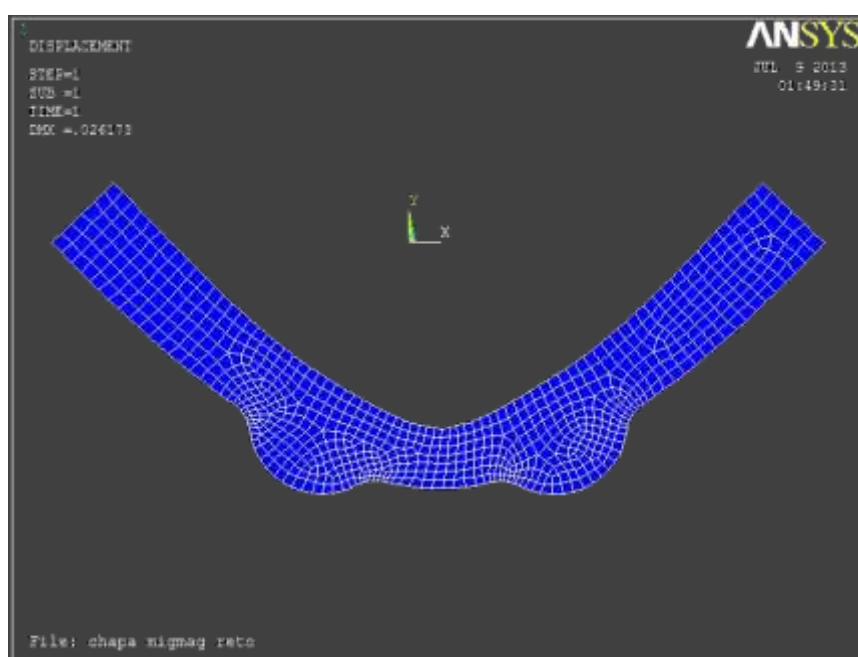


Figura 12.1 – Malha para simulação da condição com cordão de solda

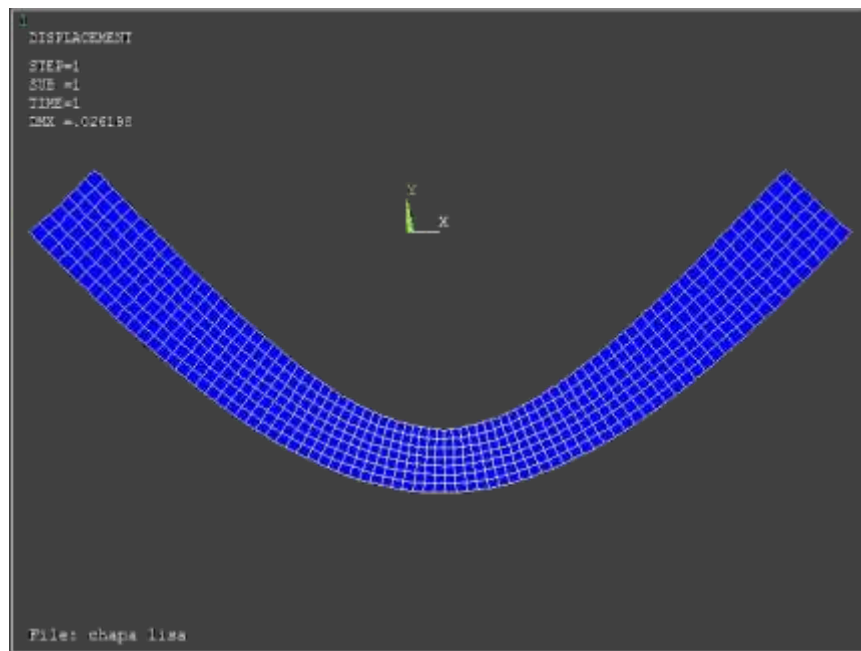


Figura 12.2 - Malha para simulação da condição sem cordão de solda

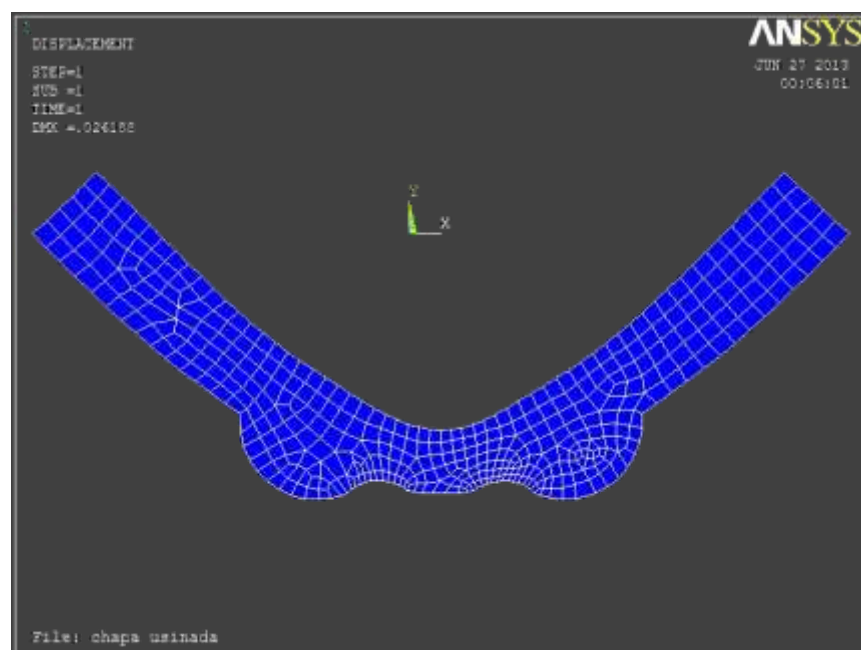


Figura 12.3 - Malha para simulação da condição com cordão de solda adoçada borda por usinagem

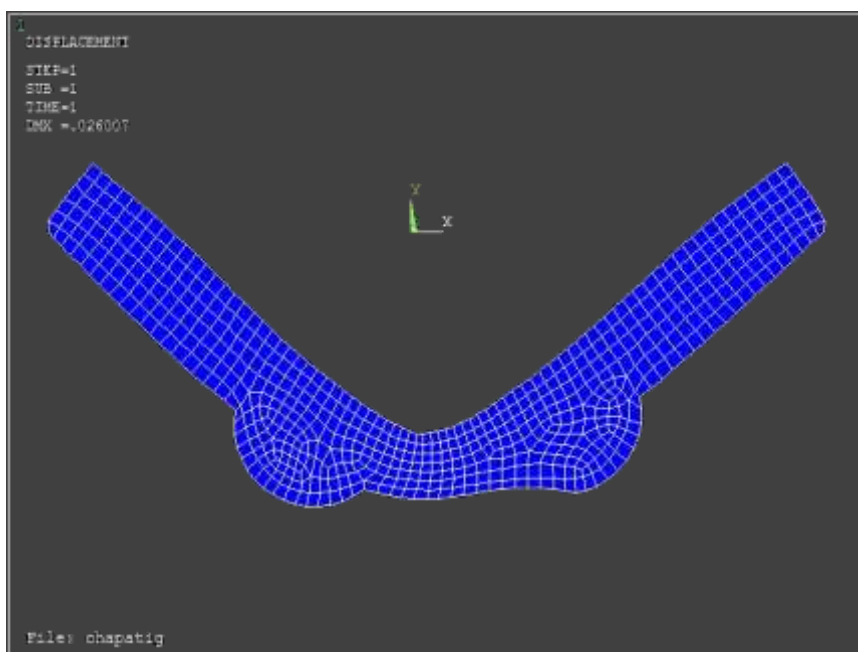


Figura 12.4 - Malha para simulação da condição com cordão de solda adoçada borda por TIG Dressing

Tabela 12.2 – Distribuição das tensões principais em função das distâncias das amostras com cordão MIG/MAG, sem cordão, com cordão usado borda

MIG/MAG					
Distância à Direita (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)	Distância à Esquerda (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)
0	6,61E+07	5,29E+08	0	6,61E+07	5,29E+08
0,5	6,61E+07	5,29E+08	-0,5	6,61E+07	5,29E+08
1	6,61E+07	5,29E+08	-1	6,61E+07	5,29E+08
1,5	6,61E+07	5,29E+08	-1,5	6,61E+07	5,29E+08
2	6,61E+07	5,29E+08	-2	6,61E+07	5,29E+08
2,5	6,61E+07	5,29E+08	-2,5	6,61E+07	5,29E+08
3	6,61E+07	5,29E+08	-3	6,61E+07	5,29E+08
3,5	6,61E+07	5,95E+08	-3,5	6,61E+07	5,95E+08
4	6,61E+07	5,29E+08	-4	6,61E+07	5,29E+08
4,5	6,61E+07	3,97E+08	-4,5	6,61E+07	3,97E+08
5	6,61E+07	3,31E+08	-5	6,61E+07	3,31E+08
5,5	6,61E+07	2,65E+08	-5,5	6,61E+07	2,65E+08
6	6,61E+07	1,98E+08	-6	6,61E+07	1,98E+08
6,5	6,61E+07	1,32E+08	-6,5	6,61E+07	1,32E+08
7	6,61E+07	1,32E+08	-7	6,61E+07	1,32E+08
7,5	6,61E+07	1,32E+08	-7,5	6,61E+07	1,32E+08

Tabela 12.2 – Distribuição das tensões principais em função das distâncias das amostras com cordão MIG/MAG, sem cordão, com cordão usinado borda

MIG/MAG					
Distância à Direita (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)	Distância à Esquerda (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)
8	6,61E+07	1,32E+08	-8	6,61E+07	1,32E+08
8,5	6,61E+07	1,32E+08	-8,5	6,61E+07	1,32E+08
9	6,61E+07	6,61E+07	-9	6,61E+07	6,61E+07
9,5	6,61E+07	6,61E+07	-9,5	6,61E+07	6,61E+07
10	6,61E+07	6,61E+07	-10	6,61E+07	6,61E+07
10,5	6,61E+07	6,61E+07	-10,5	6,61E+07	6,61E+07
11	6,61E+07	6,61E+07	-11	6,61E+07	6,61E+07
11,5	6,61E+07	6,61E+07	-11,5	6,61E+07	6,61E+07
12	6,61E+07	6,61E+07	-12	6,61E+07	6,61E+07
12,5	6,61E+07	6,61E+07	-12,5	6,61E+07	6,61E+07
13	6,61E+07	6,61E+07	-13	6,61E+07	6,61E+07
13,5	6,61E+07	1,32E+08	-13,5	6,61E+07	1,32E+08
14	6,61E+07	1,32E+08	-14	6,61E+07	1,32E+08
14,5	6,61E+07	1,98E+08	-14,5	6,61E+07	1,98E+08
15	6,61E+07	2,65E+08	-15	6,61E+07	2,65E+08
15,5	6,61E+07	3,31E+08	-15,5	6,61E+07	3,31E+08
16	6,61E+07	2,65E+08	-16	6,61E+07	2,65E+08
16,5	6,61E+07	1,98E+08	-16,5	6,61E+07	1,98E+08
17	6,61E+07	1,98E+08	-17	6,61E+07	1,98E+08
17,5	6,61E+07	1,98E+08	-17,5	6,61E+07	1,98E+08
18	6,61E+07	1,98E+08	-18	6,61E+07	1,98E+08
18,5	6,61E+07	1,98E+08	-18,5	6,61E+07	1,98E+08
19	6,61E+07	1,98E+08	-19	6,61E+07	1,98E+08
20	6,61E+07	1,98E+08	-20	6,61E+07	1,98E+08
20,5	6,61E+07	1,98E+08	-20,5	6,61E+07	1,98E+08
21	6,61E+07	1,98E+08	-21	6,61E+07	1,98E+08
21,5	6,61E+07	1,98E+08	-21,5	6,61E+07	1,98E+08
22	6,61E+07	1,32E+08	-22	6,61E+07	1,32E+08
22,5	6,61E+07	1,32E+08	-22,5	6,61E+07	1,32E+08
23	6,61E+07	1,32E+08	-23	6,61E+07	1,32E+08
23,5	6,61E+07	1,32E+08	-23,5	6,61E+07	1,32E+08
24	6,61E+07	1,32E+08	-24	6,61E+07	1,32E+08
24,5	6,61E+07	1,32E+08	-24,5	6,61E+07	1,32E+08
25	6,61E+07	1,32E+08	-25	6,61E+07	1,32E+08
25,5	6,61E+07	1,32E+08	-25,5	6,61E+07	1,32E+08
26	6,61E+07	6,61E+07	-26	6,61E+07	6,61E+07
26,5	6,61E+07	6,61E+07	-26,5	6,61E+07	6,61E+07
27	6,61E+07	6,61E+07	-27	6,61E+07	6,61E+07
27,5	6,61E+07	6,61E+07	-27,5	6,61E+07	6,61E+07
28	6,61E+07	1,32E+08	-28	6,61E+07	1,32E+08
28,5	6,61E+07	1,32E+08	-28,5	6,61E+07	1,32E+08
29	6,61E+07	6,61E+07	-29	6,61E+07	6,61E+07
29,5	6,61E+07	6,61E+07	-29,5	6,61E+07	6,61E+07

Tabela 12.2 (Continuação) – Distribuição das tensões principais em função das distâncias das amostras com cordão MIG/MAG, sem cordão, com cordão usinado borda

Usinado total					
Distância à Direita (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)	Distância à Esquerda (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)
0	0.417E+08	3,75E+08	0	0.417E+08	3,75E+08
0,5	0.417E+08	3,75E+08	-0,5	0.417E+08	3,75E+08
1	0.417E+08	3,75E+08	-1	0.417E+08	3,75E+08
1,5	0.417E+08	3,75E+08	-1,5	0.417E+08	3,75E+08
2	0.417E+08	3,75E+08	-2	0.417E+08	3,75E+08
2,5	0.417E+08	3,75E+08	-2,5	0.417E+08	3,75E+08
3	0.417E+08	3,75E+08	-3	0.417E+08	3,75E+08
3,5	0.417E+08	3,75E+08	-3,5	0.417E+08	3,75E+08
4	0.417E+08	3,75E+08	-4	0.417E+08	3,75E+08
4,5	0.417E+08	3,34E+08	-4,5	0.417E+08	3,34E+08
5	0.417E+08	3,34E+08	-5	0.417E+08	3,34E+08
5,5	0.417E+08	3,34E+08	-5,5	0.417E+08	3,34E+08
6	0.417E+08	3,34E+08	-6	0.417E+08	3,34E+08
6,5	0.417E+08	3,34E+08	-6,5	0.417E+08	3,34E+08
7	0.417E+08	2,92E+08	-7	0.417E+08	2,92E+08
7,5	0.417E+08	2,92E+08	-7,5	0.417E+08	2,92E+08
8	0.417E+08	2,92E+08	-8	0.417E+08	2,92E+08
8,5	0.417E+08	2,92E+08	-8,5	0.417E+08	2,92E+08
9	0.417E+08	2,92E+08	-9	0.417E+08	2,92E+08
9,5	0.417E+08	2,92E+08	-9,5	0.417E+08	2,92E+08
10	0.417E+08	2,92E+08	-10	0.417E+08	2,92E+08
10,5	0.417E+08	2,50E+08	-10,5	0.417E+08	2,50E+08
11	0.417E+08	2,50E+08	-11	0.417E+08	2,50E+08
11,5	0.417E+08	2,50E+08	-11,5	0.417E+08	2,50E+08
12	0.417E+08	2,50E+08	-12	0.417E+08	2,50E+08
12,5	0.417E+08	2,50E+08	-12,5	0.417E+08	2,50E+08
13	0.417E+08	2,50E+08	-13	0.417E+08	2,50E+08
13,5	0.417E+08	2,50E+08	-13,5	0.417E+08	2,50E+08
14	0.417E+08	2,09E+08	-14	0.417E+08	2,09E+08
14,5	0.417E+08	2,09E+08	-14,5	0.417E+08	2,09E+08
15	0.417E+08	2,09E+08	-15	0.417E+08	2,09E+08
15,5	0.417E+08	2,09E+08	-15,5	0.417E+08	2,09E+08
16	0.417E+08	2,09E+08	-16	0.417E+08	2,09E+08
16,5	0.417E+08	2,09E+08	-16,5	0.417E+08	2,09E+08
17	0.417E+08	2,09E+08	-17	0.417E+08	2,09E+08
17,5	0.417E+08	1,67E+08	-17,5	0.417E+08	1,67E+08
18	0.417E+08	1,67E+08	-18	0.417E+08	1,67E+08
18,5	0.417E+08	1,67E+08	-18,5	0.417E+08	1,67E+08
19	0.417E+08	1,67E+08	-19	0.417E+08	1,67E+08
20	0.417E+08	1,25E+08	-20	0.417E+08	1,25E+08
20,5	0.417E+08	1,25E+08	-20,5	0.417E+08	1,25E+08

Tabela 12.2 (Continuação) – Distribuição das tensões principais em função das distâncias das amostras com cordão MIG/MAG, sem cordão, com cordão usinado borda

Usinado total					
Distância à Direita (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)	Distância à Esquerda (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)
21	0.417E+08	1,25E+08	-21	0.417E+08	1,25E+08
21,5	0.417E+08	1,25E+08	-21,5	0.417E+08	1,25E+08
22	0.417E+08	1,25E+08	-22	0.417E+08	1,25E+08
22,5	0.417E+08	1,25E+08	-22,5	0.417E+08	1,25E+08
23	0.417E+08	1,25E+08	-23	0.417E+08	1,25E+08
23,5	0.417E+08	8,34E+07	-23,5	0.417E+08	8,34E+07
24	0.417E+08	8,34E+07	-24	0.417E+08	8,34E+07
24,5	0.417E+08	8,34E+07	-24,5	0.417E+08	8,34E+07
25	0.417E+08	8,34E+07	-25	0.417E+08	8,34E+07
25,5	0.417E+08	8,34E+07	-25,5	0.417E+08	8,34E+07
26	0.417E+08	8,34E+07	-26	0.417E+08	8,34E+07
26,5	0.417E+08	8,34E+07	-26,5	0.417E+08	8,34E+07
27	0.417E+08	8,34E+07	-27	0.417E+08	8,34E+07
27,5	0.417E+08	8,34E+07	-27,5	0.417E+08	8,34E+07
28	0.417E+08	8,34E+07	-28	0.417E+08	8,34E+07
28,5	0.417E+08	8,34E+07	-28,5	0.417E+08	8,34E+07
29	0.417E+08	8,34E+07	-29	0.417E+08	8,34E+07
29,5	0.417E+08	8,34E+07	-29,5	0.417E+08	8,34E+07

Tabela 12.2 (Continuação) – Distribuição das tensões principais em função das distâncias das amostras com cordão MIG/MAG, sem cordão, com cordão usinado borda

Usinado Borda					
Distância à Direita (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)	Distância à Esquerda (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)
0	7,80E+07	3,90E+08	0	7,80E+07	3,90E+08
0,5	7,80E+07	3,90E+08	-0,5	7,80E+07	3,90E+08
1	7,80E+07	3,90E+08	-1	7,80E+07	3,90E+08
1,5	7,80E+07	3,90E+08	-1,5	7,80E+07	3,90E+08
2	7,80E+07	3,12E+08	-2	7,80E+07	3,12E+08
2,5	7,80E+07	4,68E+08	-2,5	7,80E+07	4,68E+08
3	7,80E+07	5,46E+08	-3	7,80E+07	5,46E+08
3,5	7,80E+07	6,24E+08	-3,5	7,80E+07	6,24E+08
4	7,80E+07	7,02E+08	-4	7,80E+07	7,02E+08
4,5	7,80E+07	7,02E+08	-4,5	7,80E+07	7,02E+08
5	7,80E+07	6,24E+09	-5	7,80E+07	6,24E+09
5,5	7,80E+07	5,46E+09	-5,5	7,80E+07	5,46E+09
6	7,80E+07	4,68E+08	-6	7,80E+07	4,68E+08
6,5	7,80E+07	3,12E+08	-6,5	7,80E+07	3,12E+08
7	7,80E+07	1,56E+08	-7	7,80E+07	1,56E+08
7,5	7,80E+07	7,80E+07	-7,5	7,80E+07	7,80E+07
8	7,80E+07	7,80E+07	-8	7,80E+07	7,80E+07
8,5	7,80E+07	7,80E+07	-8,5	7,80E+07	7,80E+07
9	7,80E+07	7,80E+07	-9	7,80E+07	7,80E+07
9,5	7,80E+07	7,80E+07	-9,5	7,80E+07	7,80E+07
10	7,80E+07	7,80E+07	-10	7,80E+07	7,80E+07
10,5	7,80E+07	7,80E+07	-10,5	7,80E+07	7,80E+07
11	7,80E+07	7,80E+07	-11	7,80E+07	7,80E+07
11,5	7,80E+07	7,80E+07	-11,5	7,80E+07	7,80E+07
12	7,80E+07	7,80E+07	-12	7,80E+07	7,80E+07
12,5	7,80E+07	7,80E+07	-12,5	7,80E+07	7,80E+07
13	7,80E+07	7,80E+07	-13	7,80E+07	7,80E+07
13,5	7,80E+07	7,80E+07	-13,5	7,80E+07	7,80E+07
14	7,80E+07	7,80E+07	-14	7,80E+07	7,80E+07
14,5	7,80E+07	1,56E+08	-14,5	7,80E+07	1,56E+08
15	7,80E+07	3,12E+08	-15	7,80E+07	3,12E+08
15,5	7,80E+07	3,12E+08	-15,5	7,80E+07	3,12E+08
16	7,80E+07	3,12E+08	-16	7,80E+07	3,12E+08
16,5	7,80E+07	3,12E+08	-16,5	7,80E+07	3,12E+08
17	7,80E+07	3,12E+08	-17	7,80E+07	3,12E+08
17,5	7,80E+07	3,12E+08	-17,5	7,80E+07	3,12E+08
18	7,80E+07	3,12E+08	-18	7,80E+07	3,12E+08
18,5	7,80E+07	3,12E+08	-18,5	7,80E+07	3,12E+08
19	7,80E+07	3,12E+08	-19	7,80E+07	3,12E+08

Tabela 12.2 (Continuação) – Distribuição das tensões principais em função das distâncias das amostras com cordão MIG/MAG, sem cordão, com cordão usinado borda

Usinado Borda					
Distância à Direita (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)	Distância à Esquerda (mm)	Tensão Superfície Superior (Pa)	Tensão Superfície Inferior (Pa)
20	7,80E+07	1,56E+08	-20	7,80E+07	1,56E+08
20,5	7,80E+07	1,56E+08	-20,5	7,80E+07	1,56E+08
21	7,80E+07	1,56E+08	-21	7,80E+07	1,56E+08
21,5	7,80E+07	1,56E+08	-21,5	7,80E+07	1,56E+08
22	7,80E+07	1,56E+08	-22	7,80E+07	1,56E+08
22,5	7,80E+07	1,56E+08	-22,5	7,80E+07	1,56E+08
23	7,80E+07	1,56E+08	-23	7,80E+07	1,56E+08
23,5	7,80E+07	1,56E+08	-23,5	7,80E+07	1,56E+08
24	7,80E+07	1,56E+08	-24	7,80E+07	1,56E+08
24,5	7,80E+07	7,80E+07	-24,5	7,80E+07	7,80E+07
25	7,80E+07	7,80E+07	-25	7,80E+07	7,80E+07
25,5	7,80E+07	7,80E+07	-25,5	7,80E+07	7,80E+07
26	7,80E+07	7,80E+07	-26	7,80E+07	7,80E+07
26,5	7,80E+07	7,80E+07	-26,5	7,80E+07	7,80E+07
27	7,80E+07	7,80E+07	-27	7,80E+07	7,80E+07
27,5	7,80E+07	7,80E+07	-27,5	7,80E+07	7,80E+07
28	7,80E+07	7,80E+07	-28	7,80E+07	7,80E+07
28,5	7,80E+07	7,80E+07	-28,5	7,80E+07	7,80E+07
29	7,80E+07	7,80E+07	-29	7,80E+07	7,80E+07
29,5	7,80E+07	7,80E+07	-29,5	7,80E+07	7,80E+07

APÊNDICE C

PROGRAMA EM MATLAB PARA CALCULAR RAO DE CURVATURA

```

clc
closeall
clearall
global coord peso_do_zero
coord=[
% 0.0000    0.0000
% -0.5655    0.0912
% -1.0215    0.2371
% -1.5870    0.4560
% -2.0795    0.6749
% -2.5720    0.8938
% -3.2104    1.1492
% -3.8124    1.3498
% -4.4508    1.5870
% -5.0163    1.8059
% -5.6000    2.0977
% -6.0925    2.3166
% -6.6033    2.5537
% -7.1505    2.8274
% -7.6977    3.1375
% -8.2997    3.4658

0  0
-0.0360  0.0370
-0.0730  0.0730
-0.1090  0.1090
-0.1640  0.1460
-0.1820  0.1820
-0.2360  0.2370
-0.2730  0.2730
-0.3090  0.3090
-0.3460  0.3460
-0.4000  0.4000
];
peso_do_zero = 100;
x0=[0 5 5];
options = optimset('MaxIter',1e5,'TolX',1e-
3,'MaxFunEvals',1e5,'MinAbsMax',3);
[x,fval] = fminimax(@eqcirc,x0,[],[],[],[],[-100 -100 -100],[100 100
100],[],options);
disp('')
disp('-----VERMELHO-----')
disp('')
disp('Cálculo considerando que o ajuste deva passar o mais próximo de
0,0');
disp(['Centro em x: ',num2str(x(1))]);
disp(['Centro em y: ',num2str(x(2))]);
disp(['Raio: ',num2str(x(3))]);
disp(['Ajuste (quanto menor, melhor): ',num2str(sqrt(norm(fval)))]);

```

```

disp(['Coordenadas do 0,0: ',num2str(0),' ',',',num2str(sqrt(x(3).^2-
(x(1).^2))-x(2))]);
disp('-----
--')
disp('')
a=x(1);
b=x(2);
r=x(3);
figure
plot(coord(:,1),coord(:,2),'bo','LineWidth', 2);
holdon
plot(a,b,'kx','LineWidth', 2)
circle = rsmak('circle',r,[a b]);
fplot(circle,'r--',1.5)
axis equal
grid on
break% Em diferentes medições, observou-se que a repetibilidade para a
condição
% onde se considera a necessidade de se passar o ajuste pelo 0,0 é
% melhor com desvios máximos de 6% entre medições. Já para o caso
% onde se considera o melhor ajuste, independente de passar pelo 0,0,
% a repetibilidade é menor com erros da ordem de 15%. Desta forma,
% será considerado para ajuste do círculo somente a condição até
% antes do "break", que é aquela que considera a necessidade de
% passar pelo ponto 0,0 (peso_do_zero = 100).
peso_do_zero = 1;

x0=[0 5 5];
options = optimset('MaxIter',1e5,'TolX',1e-
3,'MaxFunEvals',1e5,'MinAbsMax',3);
[x,fval] = fminimax(@eqcirc,x0,[],[],[],[],[-100 -100 0],[100 100
100],[],options);
disp('')
disp('----- CYAN -----')
disp('Cálculo considerando o melhor ajuste sem obrigatoriedade de passar
pelo 0,0');
disp(['Centro em x: ',num2str(x(1))]);
disp(['Centro em y: ',num2str(x(2))]);
disp(['Raio: ',num2str(x(3))]);
disp(['Ajuste (quanto menor, melhor): ',num2str(sqrt(norm(fval)))]);
disp(['Coordenadas do 0,0: ',num2str(0),' ',',',num2str(sqrt(x(3).^2-
(x(1).^2))-x(2))]);
disp('-----
--')
a=x(1);
b=x(2);
r=x(3);
plot(a,b,'gs','LineWidth', 2)
circle = rsmak('circle',r,[a b]);
fplot(circle,'c--',1.5)
axis equal

```

APÊNDICE D

AVALIAÇÃO DO DESGASTE CORROSIVO NA ZAC COM ADOÇAMENTO DA BORDA DO CORDÃO POR USINAGEM

Tabela 14.1 - Área da ZAC desgastada por corrosão das amostras com e sem usinagem total dos cordões de solda

Amostra	Área Corroída (µm²)	Média (µm²)	Dimensão ZAC (µm)	Corrosão por unidade linear (µm)	Corrosão por unidade linear média(µm)
MIG/MAG Usinado Total					
11	1176744,85	1281175,95	643,55	1828,52	1990,79
12	1324312,48			2057,82	
13	1342470,54			2086,04	
MIG/MAG Tensionado					
5	3234299,28	3284769,72	692,98	4667,23	4740,06
6	3342561,32			4823,46	
7	3277448,55			4729,49	

Tabela 14.2 – Área da ZACGG e ZACGF desgastada por corrosão das amostras com e sem usinagem total dos cordões de solda

Amostra	Média Linear (IZACGG) (μm)	Área ZACGG (μm^2)	ZACGG/ (IZACGG) (m)	Corrosão média ZACGG (m)	Média Linear (IZACGF) (μm)	Área ZACGF (μm^2)	ZACGF/ (IZACGF) (m)	Corrosão média ZACGF (m)	Metal de Base (IMB) (μm)	Área Metal de Base (MB) (μm^2)	MB/IMB (m)	Corrosão média MB (m)
MIG/MAG	118,38	15414,71	130,21	131,33	574,60	87488,77	152,23	150,01	450,03	58488,71	129,98	131,82
		15132,34	127,82			86148,43	149,92			58067,00	129,03	
		16398,42	138,52			87264,68	151,87			58896,12	130,87	
		16255,43	137,31			89575,91	155,89			57757,39	128,38	
		16276,84	129,05			85976,05	149,63			60426,48	134,27	
		15780,96	133,30			87924,12	153,02			56286,21	125,07	
		14545,40	122,87			86219,04	150,05			58112,41	129,13	
		15252,95	128,84			84002,96	146,19			62979,38	139,94	
		16754,60	141,53			89306,56	155,42			57621,99	127,82	
		15105,23	116,38			84631,22	143,34			58167,47	129,25	
		18973,01	127,60			82363,26	143,34			60304,66	134,00	
		16639,18	140,55			85720,01	149,16			64882,32	144,17	
		11460,25	35,36			52649,87	61,72			15924,89	35,39	
		10354,21	31,95			56879,55	66,68			19087,71	35,75	
		10466,29	32,30			53809,28	63,08			19264,74	42,61	
		10193,75	31,46			58981,28	69,14			15491,53	34,42	
MIG/MAG Usinado Total	324,07	10293,12	31,76	33,32	853,01	50586,53	69,30	64,63	450,03	13349,66	29,66	35,30
		11693,24	36,06			57372,51	67,26			11745,84	26,10	
		11280,97	34,81			56090,26	65,76			17157,46	38,13	
		10387,81	32,05			54950,87	64,42			12320,43	27,38	
		11957,30	36,90			53077,25	62,22			14445,51	32,10	
		10400,31	32,09			53718,13	62,97			18599,77	41,33	
		11856,01	36,58			55862,94	65,49			18679,77	41,95	
		11549,36	35,64			57617,99	67,55			17377,99	38,62	

Tabela 14.3 – Área da ZAC desgastada por corrosão de amostras com e sem adoçamento na borda dos cordões de solda MIG/MAG

Amostra	Área Corroída (µm²)	Média (µm²)	Dimensão ZAC (µm)	Corrosão por unidade linear (µm)	Corrosão por unidade linear média (µm)
MIG/MAG Usinado Borda					
8	3323313,75	3129896,35	643,55	5164,03	4863,49
9	2931632,77			4555,40	
10	3134742,53			4871,02	
MIG/MAG Tensionado					
5	3234299,28	3284769,72	692,98	4667,23	4740,06
6	3342561,32			4823,46	
7	3277448,55			4729,49	

Tabela 14.4 – Área da ZACGG e ZACGF desgastada por corrosão de amostras com e sem adoçamento na borda dos cordões de solda MIG/MAG

Amostra	Média Linear (IZACGG) (μm)	Área ZACGG (μm^2)	ZACGG/IZACGG (m)	Corrosão média ZACGG (m)	Média Linear (IZACGF) (μm)	Área ZACGF (μm^2)	ZACGF/IZACGF (m)	Corrosão média ZACGF (m)	Metal de Base (IMB) (μm)	Área Metal de Base (IMB) (μm^2)	MB/IMB (m)	Corrosão média MB (m)
MIG/MAG	118,38	15414,71	130,21	131,33	574,60	87468,77	152,23	150,01	450,03	58485,71	129,96	131,82
		15132,34	127,82			86146,43	149,92			58067,00	129,03	
		16398,42	138,52			87264,68	151,87			58896,12	130,87	
		16255,43	137,31			89575,91	155,89			57767,39	128,36	
		15276,84	129,05			85976,05	149,63			60425,48	134,27	
		15780,96	133,30			87924,12	153,02			56286,21	125,07	
		14545,40	122,87			86219,04	150,05			58112,41	129,13	
		15252,95	128,84			84002,96	146,19			62979,38	139,94	
		16754,60	141,53			89306,86	155,42			57521,99	127,82	
		15105,23	118,38			84631,22	143,34			58167,47	129,25	
		15973,01	127,60			82363,26	143,34			60304,66	134,00	
		16639,18	140,55			85720,01	149,18			64882,32	144,17	
		18300,66	128,19			105804,03	211,28			64364,17	143,02	
		20108,50	140,85			108514,00	216,69			60561,80	134,57	
		19073,97	133,60			101903,46	203,49			65577,78	145,72	
		20860,02	146,11			112019,89	223,69			69465,63	154,36	
MIG/MAG Usinado Borda	142,77	15908,93	111,43	131,67	500,78	105397,44	210,47	213,75	450,03	62108,61	138,01	143,82
		18866,10	132,15			103931,46	207,54			60372,66	134,15	
		19264,84	134,94			103270,75	206,22			69550,94	154,55	
		17083,40	119,66			102319,29	204,32			66989,69	148,86	
		19237,78	134,75			110237,56	220,13			62753,03	139,44	
		19605,32	137,32			109487,47	218,63			62602,03	139,11	
		19080,43	133,65			115453,92	230,55			67810,55	150,68	
		18180,07	127,34			106188,92	212,05			64519,34	143,37	

Tabela 14.5 – Influência do acabamento superficial da ZACGG e ZACGF no desgaste por corrosão de amostras com e sem adoçamento na borda dos cordões de solda MIG/MAG

Amostra	Medida Linear (IZACGG) (µm)	Área ZACGG (µm²)	ZACGG/IZACGG (m)	Corrosão média ZACGG (m)	Medida Linear (IZACGG) (µm)	Área ZACGF (µm²)	ZACGF/IZACGF (m)	Corrosão média ZACGF (m)	Metal de Base (IMB) (µm)	Área Metal de Base (IMB) (µm²)	MB/IMB (m)	Corrosão média MB (m)
MIG/MAG	118,38	5375,46	79,20	72,51	574,70	68135,27	118,88	117,26	450,03	37865,06	84,18	82,4
		8819,30	74,50			67007,30	116,62			37629,52	83,62	
		8005,70	67,63			66977,02	116,96			36265,41	80,58	
		8134,16	68,71			67373,20	117,25			36546,52	81,21	
MIG/MAG Usinado Borda	142,77	14770,35	103,46	95,11	500,78	60849,72	120,91	121,97	450,03	43119,43	95,81	98,71
		13354,80	93,54			61254,84	122,32			44894,25	99,76	
		13865,13	97,12			62654,69	125,11			45975,24	102,16	
		13224,55	88,33			59855,69	118,62			43698,21	97,10	
MIG/MAG Usinado e Lixado	142,77	8253,20	57,81	61,20	500,78	46440,89	92,74	86,62	450,03	31292,89	69,54	67,09
		8980,00	62,90			40258,05	80,39			30276,53	67,28	
		8979,99	62,90			43437,25	86,74			29505,61	65,56	
		8737,73	61,20			43378,73	86,62			29691,67	65,98	

Tabela 14.6 - Comparação do desgaste corrosivo na ZAC de cordões MIG/MAG com e sem o uso das técnicas de adoçamento por usinagem

Amostra	Medida Linear (IZACGG) (µm)	Área ZACGG (µm²)	ZACGG/IZACGG (m)	Corrosão média ZACGG (m)	Medida Linear (IZACGF) (µm)	Área ZACGF (µm²)	ZACGF/IZACGF (m)	Corrosão média ZACGF (m)	Metal de Base (IMB) (µm)	Área Metal de Base (IMB) (µm²)	MB/IMB (m)	Corrosão média MB (m)
MIG/MAG	118,38	15414,71	130,21	131,33	574,60	87468,77	152,23	150,01	450,03	56465,71	129,98	131,82
		15132,34	127,82			86146,43	149,92			56067,00	129,03	
		16398,42	138,52			87264,68	151,87			56896,12	130,87	
		16255,43	137,31			89675,91	155,89			57767,39	128,36	
		15276,84	129,06			85978,05	149,63			60425,48	134,27	
		16780,96	133,30			87924,12	153,02			56285,21	125,07	
		14545,40	122,87			86219,04	150,06			58112,41	129,13	
		15252,95	128,84			84002,96	146,19			62979,38	139,94	
		16754,60	141,53			89308,86	155,42			57521,09	127,82	
		15105,23	118,38			84631,22	143,34			58167,47	129,25	
		15973,01	127,60			82363,26	143,34			60304,66	134,00	
		16639,18	140,65			85720,01	149,18			64882,32	144,17	
		18300,66	128,19			105804,03	211,28			64364,17	143,02	
		20198,50	140,85			108514,00	216,69			60561,80	134,57	
		19073,97	133,60			101903,46	203,49			65577,78	145,72	
		20660,82	146,11			112019,80	223,69			69465,63	154,38	
MIG/MAG Usinado Borda	142,77	15908,93	111,43	131,67	500,78	105397,44	210,47	213,75	450,03	62108,61	138,01	143,82
		18866,10	132,15			103931,46	207,54			60372,66	134,15	
		19254,84	134,94			103270,75	206,22			60550,94	134,55	
		17083,40	119,66			102319,29	204,32			60989,69	148,86	
		19237,78	134,75			110237,56	220,13			62753,03	139,44	
		19605,32	137,32			109487,47	218,63			62602,03	139,11	
		19080,43	133,65			115453,92	230,55			67810,55	150,68	
		18180,07	127,34			106188,92	212,06			64519,34	143,37	
		11460,25	35,36			52649,87	61,72			15924,69	35,39	
		10354,21	31,90			66879,65	66,68			16087,71	35,76	
MIG/MAG Usinado Total	324,07	10486,28	32,30	33,32	853,01	53809,28	63,08	64,63	450,03	19264,74	42,81	35,30
		10193,75	31,46			58981,28	69,14			15491,53	34,42	
		10293,12	31,76			50588,53	59,30			13349,66	29,66	
		11693,24	36,08			57372,51	67,26			11745,64	26,10	
		11280,97	34,61			58090,28	65,76			17157,46	38,13	
		10387,51	32,05			54950,87	64,42			12320,43	27,38	
		11967,20	36,90			53077,25	62,22			14445,61	32,10	
		10460,31	32,09			53718,13	62,97			16599,77	41,33	
		11856,01	36,58			55862,94	65,49			16879,77	41,95	
		11549,36	35,64			57617,99	67,55			17377,99	38,62	

APÊNDICE E

AVALIAÇÃO DO DESGASTE POR CORROSÃO NA ZAC COM ADOÇAMENTO DA BORDA DO CORDÃO DE SOLDA POR TIG DRESSING

Tabela 15.1 – Resultado da área desgastada por corrosão de amostras MIG/MAG com e sem adoçamento por TIG Dressing com tecimento

Amostra	Área Corroída (µm²)	Média (µm²)	Dimensão ZAC (µm)	Corrosão por unidade linear (µm)	Corrosão por unidade linear média (µm)
TIG Dressing					
4	1812652,57	1880507,42	428,532	4229,91	4388,25
4 ^a	1884564,24			4397,72	
5	1944305,45			4537,13	
MIG/MAG Tensionado					
5	3234299,28	3284769,72	692,98	4667,23	4740,06
6	3342561,32			4823,46	
7	3277448,55			4729,49	

Tabela 15.2 – Dimensão linear por região da ZAC em função da energia de soldagem

Amostras	Dimensão Linear ZACGG (μm)	Dimensão Linear Média ZACGG (μm)	Desvio Padrão (μm)	Dimensão Linear Média ZACGF (μm)	Dimensão Linear Média ZACGF (μm)	Desvio Padrão (μm)	Dimensão Linear ZAC Total (μm)	Dimensão Linear Média ZAC Total (μm)	Desvio Padrão (μm)	Energia de Soldagem (kJ/mm)
MIG/MAG	118,38	120,35	2,55	574,60	579,20	4,12	692,98	699,55	6,40	1,39
	123,23			582,54			707,77			
	119,45			580,45			699,90			
Ar 100A	61,29	76,13	12,88	241,71	252,40	10,08	303,01	328,53	22,66	1,40
	84,52			261,74			346,27			
	82,57			253,74			336,32			
1% N ₂ 100A	64,12	71,53	7,07	292,47	289,57	2,75	356,58	361,10	4,32	1,49
	78,21			286,98			365,19			
	72,25			289,26			361,52			
3,8% N ₂ 100A	147,58	147,30	4,18	186,20	186,82	1,83	332,78	334,12	5,48	1,49
	142,98			186,45			329,43			
	151,33			188,81			340,14			
1% N ₂ 150A	184,40	183,37	3,50	327,67	330,07	2,92	512,07	513,43	5,56	2,32
	186,23			333,32			519,55			
	179,47			329,21			508,68			
Ar 150A	220,54	223,70	8,42	302,35	303,62	6,20	522,89	527,32	4,26	2,53
	217,32			310,63			527,68			
	233,24			298,15			531,39			
3,8% N ₂ 150A	216,66	215,80	5,22	229,38	231,69	2,10	446,04	447,49	4,71	2,57
	220,54			232,21			452,75			
	210,20			233,48			443,68			

Tabela 15.3 - Cálculo do percentual das ilhas de martensita em função da energia de soldagem

Amostras	Energia de soldagem (kJ/mm)											
	1%N ₂ /100		1%N ₂ /150		3,8%N ₂ /100		3,8%N ₂ /150		Ar/100		Ar/150	
	ZACGF	ZACGG	ZACGF	ZACGG	ZACGF	ZACGG	ZACGF	ZACGG	ZACGF	ZACGG	ZACGF	ZACGG
1	28,04	28,27	20,11	23,26	14,92	16,09	25,13	18,69	23,25	18,15	55,38	32,96
2	26,36	24,18	32,81	18,12	12,86	11,25	25,98	16,39	22,30	19,63	45,94	36,21
3	21,58	17,24	34,50	25,11	16,16	8,74	25,90	19,23	22,21	19,33	43,92	34,36
Média	25,33	23,23	29,14	22,16	14,65	12,03	25,67	18,10	22,59	19,04	48,41	34,51
Desvio	3,35	5,58	7,87	3,62	1,67	3,74	0,47	1,51	0,58	0,78	6,12	1,63

Tabela 15.4 – Dureza da região da borda do cordão de solda TIG Dressing com tecimento e com diferentes misturas de gases

Amostras	Cordão MIG/MAG	Cordão TIG	ZAC Grosseira (Martensita)	ZAC (Ferrita)	Metal de Base	ZAC Fina
1% N ₂ + 99% Ar 150 A	181	312	314	249	131	147
	160	290	274	190	134	143
	190	298	342	250	155	160
	176	298	338	245	150	151
	190	292	335	245	135	145
1% N ₂ + 99% Ar 100 A	198	328	232	196	151	160
	199	298	257	229	133	158
	198	329	296	241	139	179
	195	348	214	247	155	153
	192	362	235	201	124	151
3,8% N ₂ + 96,2% Ar 150 A	182	409	314	166	242	343
	165	428	294	182	204	357
	169	419	273	164	236	237
	185	469	328	161	226	257
	187	412	301	179	221	305
3,8% N ₂ + 96,2% Ar 100 A	194	426	278	159	157	262
	221	477	260	151	174	245
	222	433	282	161	160	255
	193	473	284	168	158	255
	221	426	280	164	159	268
Ar 100 A	196	271	255	156	193	294
	202	296	282	165	184	294
	207	286	264	168	179	312
	195	276	271	166	200	286
	201	273	286	171	198	296
Ar 150 A	196	253	305	151	201	245
	219	260	276	153	219	264
	207	255	298	164	208	235
	199	261	282	153	210	249
	202	267	275	160	215	267

Tabela 15.5 – Área desgastada por corrosão de amostras MIG/MAG com e sem adoçamento por TIG Dressing variando gás de proteção

Amostras	ZACGG (μm)	Média ZACGG (μm)	Desvio Padrão ZACGG (μm)	ZACGF (μm)	Média ZACGF (μm)	Desvio Padrão ZACGF (μm)
Ar 100%	23,943	35,18	9,73	21,087	37,93	10,05
Ar 100%	27,028			34,279		
Ar 100%	35,026			43,232		
Ar 100%	49,487			41,285		
Ar 100%	32,187			36,84		
Ar 100%	43,389			50,866		
1% N2	42,523	45,05	7,24	51,452	48,61	9,47
1% N2	45,141			39,213		
1% N2	51,772			50,716		
1% N2	52,559			59,454		
1% N2	45,646			55,669		
1% N2	32,645			35,174		
MIG	147,11	135,02	15,62	152,45	132,59	19,83
MIG	133,63			116,62		
MIG	152,11			156,59		
MIG	110,95			108,55		
MIG	123,32			128,75		
MIG	142,98			119,25		

APÊNDICE F

DISCUSSÃO GERAL: COMPARAÇÃO ENTRE AS TÉCNICAS DE ADOÇAMENTO DA BORDA DO CORDÃO DE SOLDA SOBRE A CORROSÃO NA ZAC

Tabela 16.1 - Área desgastada por corrosão de amostras com adoçamento (TIG Dressing e usinagem) e sem adoçamento

Amostra	Área Corroída (µm²)	Média (µm²)	Dimensão ZAC (µm)	Corrosão por unidade linear (µm)	Corrosão por unidade linear média(µm)
TIG Dressing					
4	1812652,57	1880507,42	428,532	4229,91	4388,25
4ª	1884564,24			4397,72	
5	1944305,45			4537,13	
MIG/MAG Tensionado					
5	3234299,28	3284769,72	692,98	4667,23	4740,06
6	3342561,32			4823,46	
7	3277448,55			4729,49	
MIG/MAG Usinado Total					
11	1176744,85	1281175,95	643,55	1828,52	1990,79
12	1324312,48			2057,82	
13	1342470,54			2086,04	
MIG/MAG Usinado Borda					
8	3323313,75	3129896,35	643,55		4863,49
9	2931632,77				
10	3134742,53				

Tabela 16.2 – Perda de massa das amostras usinadas e adoçadas por TIG Dressing

Amostras	Tipo	T (°C)	Peso Inicial (g)	Peso Final (g)	Diferença de Peso (g)	Área (cm²)	Perda de Massa (g/cm²)	Média Perda de Massa	Desvio Padrão
1	MIG c/ tensão	50 ± 2	88,0588	87,1487	0,9101	34,525	0,026360608	0,028739661	0,004732648
3	MIG c/ tensão	50 ± 2	84,837	83,6566	1,1804	34,525	0,034189718		
9	MIG c/ tensão	50 ± 2	81,6187	80,7325	0,8862	34,525	0,025668356		
4	MIG s/ tensão	50 ± 2	84,0844	83,2245	0,8599	34,525	0,024906689	0,02379049	0,003023266
6	MIG s/ tensão	50 ± 2	81,0143	80,3111	0,7032	34,525	0,020367849		
5	MIG s/ tensão	50 ± 2	91,2319	90,3309	0,901	34,525	0,026097031		
2	MIG usinado	50 ± 2	84,354	83,4028	0,9512	34,525	0,02755105	0,026599083	0,003966507
8	MIG usinado	50 ± 2	85,7097	84,6742	1,0355	34,525	0,02992759		
7	MIG usinado	50 ± 2	85,7799	85,0116	0,7683	34,525	0,02225344		
2	TIG	50 ± 2	89,1458	88,16	0,9858	34,525	0,028553222	0,025541878	0,002701587
3	TIG	50 ± 2	93,8682	93,014	0,8542	34,525	0,024741492		
1	TIG	50 ± 2	85,7727	84,9672	0,8055	34,525	0,02333092		
4	Usinado Total	50 ± 2	67,5346	66,1423	1,3923	34,525	0,040327299	0,032872797	0,006468061
3	Usinado Total	50 ± 2	68,6905	67,6706	1,02	34,525	0,029543809		
6	Usinado Total	50 ± 2	64,3037	63,3112	0,9925	34,525	0,028747285		