

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS PPGE3M

WILLIAM HAUPT

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE RESISTÊNCIA À
CORROSÃO EM TUBOS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803
SOLDADOS PELO PROCESSO TIG**

Porto Alegre
2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS PPGE3M

WILLIAM HAUPT

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DE RESISTÊNCIA A
CORROSÃO EM TUBOS DE AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803
SOLDADOS PELO PROCESSO TIG**

Tese submetida ao Programa de Pós
Graduação em Engenharia de Minas,
Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da
Universidade Federal do Rio Grande do Sul
requisito para obtenção do título de Doutor
em Engenharia de Materiais.

Porto Alegre
2018

Esta tese foi julgada adequada para obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, aprovada em sua forma final, pelo orientador, e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly, PPGE3M – UFRGS, Brasil

Banca examinadora:

Prof. Dr. Adriano Scheid, PG-Mec/UFPR, Curitiba, Brasil

Prof. Dra. Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro, PROMEC/UFRGS, Porto Alegre, Brasil

Prof. Dr. Tiago Falcade, UFRGS, Porto Alegre, Brasil

Prof. Dr. Carlos Perez Bergmann
Coordenador do PPGE3M

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha família, pelo apoio e incentivo em toda a minha formação profissional.
Aos meus pais João Roberto e Claudete, meu irmão Douglas.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Afonso Reguly, pela atenção, pelo apoio técnico e incentivo sempre que necessário para a construção do trabalho.

In memoriam ao meu eterno Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker, pela acolhida ao Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS, pela orientação e atenção que sempre foi prestado muito obrigado.

A minha família meus pais João Roberto Haupt e Claudete Suzana Variani Haupt e ao meu irmão Douglas Haupt, pelo apoio incondicional para realização do trabalho e o carinho que sempre tiveram.

Aos colegas do LAMEF/UFRGS Eng. Me. Bill Paiva e Prof. Me. Jefferson Haag pelo auxílio na realização dos ensaios de tenacidade à fratura.

Ao Prof. Dr. Tiago Falcarde pelo auxílio na execução dos ensaios de corrosão eletroquímica.

Ao Eng. Me. Luis Eduardo Silva pelo auxílio na realização das imagens de MEV.

Aos meus colegas de UPF Amauri Gomes de Moraes, Carlos Edmundo de Abreu e Lima Ipar, Guilherme Reschke do Nascimento e Jeferson Hilario Wallendorff Nicolodi pelas conversas e apoio durante este período.

A Deus, por me dar forças para não desistir mesmo diante das adversidades e viagens cansativas para construção do trabalho.

RESUMO

Este trabalho teve por objetivo, avaliar os efeitos do controle da temperatura interpasse, na soldagem multipasse pelo processo TIG-P de tubos de aço duplex UNS S31803 de 12,7 mm de espessura aplicados na indústria do petróleo, óleo e gás. O estudo avaliou as propriedades de resistência à tração, dobramento lateral, dobramento de raiz, tenacidade à fratura e microdureza das uniões. Foi realizada uma caracterização microestrutural e avaliação da resistência à corrosão das uniões por técnicas eletroquímicas. Tendo em vista os prejuízos causados na tenacidade à fratura do material, para a condição de soldagem sem controle de temperatura interpasse, foi realizado um tratamento de solubilização na temperatura de 1080°C com resfriamento em água e uma posterior avaliação da tenacidade à fratura nesta condição de tratamento. O procedimento experimental buscou contemplar ao máximo as normas e procedimentos para realização dos processos e ensaios para avaliação. Após a soldagem foi possível observar que as juntas mantiveram a resistência mecânica, apresentando ruptura fora da região de solda e os ensaios de dobra não apresentaram defeitos prejudiciais à resistência mecânica das uniões. Os ensaios de tenacidade à fratura mostraram uma queda acentuada de tenacidade para as duas condições de soldagem, sendo a condição onde não houve controle da temperatura interpasse a que apresentou maior fragilidade, necessitando de um tratamento posterior de solubilização para restauração da tenacidade. A resistência à corrosão das uniões se manteve estável, para todas as condições avaliadas. Em algumas condições de soldagem não houve repassivação após o ensaio, indicando uma corrosão mais agressiva na sua matriz.

Palavras-chave: Aço inoxidável duplex; Soldagem TIG; Propriedades mecânicas; Tenacidade à fratura; Corrosão polarização cíclica.

ABSTRACT

The objective of this work was to evaluate the effects of interpass temperature control on the welding of UNS S31803 duplex steel pipes applied in the oil, gas and oil industry. The study evaluated the properties of tensile strength, lateral bending, root bending, fracture toughness and microhardness of the joints. It was carried out a microstructural characterization and evaluation of the resistance to corrosion of the unions by electrochemical techniques. Considering the damage caused to the fracture toughness of the material, for the welding condition without interpass temperature control, a solubilization treatment was carried out at the temperature of 1080°C with cooling in water and a posterior evaluation of the fracture toughness in this condition of treatment. The experimental procedure sought to contemplate to the maximum the norms and procedures to carry out the processes and tests for evaluation. After welding, it was possible to observe that the joints maintained the mechanical strength, presenting rupture outside the weld region, the bending tests did not present any defects detrimental to the mechanical strength of the joints. The tests of fracture toughness showed a marked decrease of toughness for the two welding conditions, being the condition where there was no control of the interpass temperature to which it presented greater fragility. Needing a further solubilization treatment for restoration of toughness. The corrosion resistance of the couplings remained stable at potential pitting for all conditions evaluated. In some welding conditions there was no repassivation after the test, indicating a more aggressive corrosion in its matrix.

Keywords: Stainless steel duplex; TIG welding; Mechanical properties; Fracture toughness; Corrosion cyclic polarization.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Microestrutura típica aço inoxidável duplex laminado e tratado termicamente, fase azul ferrita e fase branca austenita.....	18
Figura 2: Diagrama pseudo-binário da liga Fe-Cr-Ni, com 70% Fe.	19
Figura 3: Identificação precipitados fase chi e sigma por MEV em aços duplex.	21
Figura 4: Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para uma liga contendo 70% de Fe.....	22
Figura 5: Diagrama TTT da precipitação de fases intermetálicas em aço inoxidável duplex 2205.	23
Figura 6: Ciclo térmico de soldagem, em função das três regiões com diferentes faixas de temperatura.	25
Figura 7: Diagrama WRC-1992 com região das ligas duplex marcada.	27
Figura 8: Corpo de prova CTOD SEN(B).	28
Figura 9: Gráfico Carga x CMOD com representação para obtenção do Vp.	29
Figura 10: Resistência ao impacto Charpy aços inoxidáveis duplex e austenítico 316L. Ensaio realizado na direção transversal à direção de laminação.	30
Figura 11: Microestrutura zona fundida soldagem (A) e aço inoxidável duplex solubilizado (B).	31
Figura 12: Redução da energia de impacto Charpy pela presença de fases precipitadas aço Duplex UNS S31803.	32
Figura 13: Perfil de cromo na interface α/γ , onde ocorreu a precipitação de nitretos de cromo Cr_2N e Carboneto $M_{23}C_6$	33
Figura 14: Formato dos ataques por pites em aços inoxidáveis.	34
Figura 15: Mecanismo de formação de pites em aços inoxidáveis.	35
Figura 16: Diagrama representativo de curva de polarização de aço inoxidável em meio ácido. E_{corr} potencial de corrosão, E_{pp} potencial de início da passivação, E_{trans} potencial de início da região anódica transpassiva.	37
Figura 17: Diagrama representativo curva de polarização cíclica de aço inoxidável em solução contendo íons cloreto. E_{corr} potencial de corrosão, E_{rep1} e E_{rep2} potenciais de repassivação, E_{pite} potencial de pite e Δi_{rev} densidade de corrente de reversão.	38
Figura 18: Fluxograma processos e ensaios realizados.	40
Figura 19: Microestrutura material base (A), metal de solda (B).	41
Figura 20: Geometria do chanfro empregado na soldagem.	42
Figura 21: Disposição geral corpos de prova ensaios seção transversal solda A e solda B.	46
Figura 22: Disposição geral corpos de prova para ensaios vista planificada solda A e Solda B.	47
Figura 23: Regiões analisadas microscópio óptico e MEV.	49
Figura 24: Geometria corpos de prova tração soldas A e B.	50
Figura 25: Representação perfis de microdurezas juntas soldadas.	51
Figura 26: Corpo de prova ensaio de tenacidade à fratura CTOD.	52
Figura 27: Macrografia posicionamento entalhe CTOD metal de solda (A) e zona termicamente afetada (B).	52
Figura 28: Região analisada superfície de fratura CTOD.	54
Figura 29: Análise microestrutura de propagação da trinca.	54
Figura 30: Áreas avaliadas no ensaio de corrosão por polarização potenciodinâmica.	55
Figura 31: Áreas expostas nos ensaios e regiões isoladas com resina.	56
Figura 32: Célula de ensaio cronovoltametria e cronoamperometria.	57
Figura 33: Macroestrutura Solda A e Solda B.	58
Figura 34: Microestruturas MO metal de adição soldas A e B.	59
Figura 35: Metalografias MO regiões da raiz (A e B) e face (C e D), solda A.	59
Figura 36: Imagens região da ZAC solda A, (A e B) raiz e (C e D) face.	60

Figura 37: Imagens MEV elétrons retroespalhados (BSE), solda A.	61
Figura 38: Análise EDS pontual precipitados Solda A.	62
Figura 39: Metalografias MO regiões da raiz (A e B) e face (C e D), solda B.	63
Figura 40: Imagens região da ZAC solda B, (A e B) raiz e (C e D) face.	64
Figura 41: Imagens MEV elétrons retroespalhados (BSE), solda B.	64
Figura 42: Análise EDS pontual precipitados Solda B.	65
Figura 43: Corpos de prova ensaiados solda A e solda B.	66
Figura 44: Superfície tracionada durante ensaio de dobramento lateral, (A) corpo de prova ADL 2, (B) ADL 4, (C) BDL 2 e (D) BDL 4.	67
Figura 45: Perfis de microdurezas solda A.	68
Figura 46: Perfis de microdurezas solda B.	69
Figura 47: Gráficos resultados ensaio tenacidade à fratura CTOD, Material Base, Solda A e Solda B.	70
Figura 48: Fractografia MEV corpo de prova MB 01, CTOD 1,39 mm.	72
Figura 49: Fractografia MEV corpo de prova ACTOD (S) 04, CTOD 0,189 mm.	73
Figura 50: Fractografia MEV corpo de prova ACTOD (Z) 07, CTOD 0,179 mm.	73
Figura 51: Fractografia MEV corpo de prova BCTOD (S) 05, CTOD 0,081 mm.	74
Figura 52: Fractografia MEV corpo de prova BCTOD (Z) 03, CTOD 0,104 mm.	74
Figura 53: Fractografia MEV corpo de prova BCTOD SOLUB (S) 01, CTOD 0,802 mm.	75
Figura 54: Fractografia MEV corpo de prova BCTOD SOLUB (Z) 04, CTOD 0,890 mm.	75
Figura 55: Microestrutura região de iniciação fratura CTOD MS e ZAC solda a (A e B) e solda b (C e D).	76
Figura 56: Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica para a solda A, E x i (A) e i x E (B).	77
Figura 57: Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica para a solda B.	79
Figura 58: Imagens superfície de corrosão polarização solda A, interface (A e B) e zona fundida (C e D).	81
Figura 59: Imagens superfície de corrosão polarização solda B.	82
Figura 60: Resultados monitoramento de potencial e corrente cronopotenciometrias material de base.	83
Figura 61: Resultados monitoramento de potencial e corrente cronopotenciometrias solda A zona fundida.	83
Figura 62: Resultados monitoramento de potencial e corrente cronopotenciometrias solda A interface.	84
Figura 63: Resultados monitoramento de potencial e corrente cronopotenciometrias solda B zona fundida.	85
Figura 64: Resultados monitoramento de potencial e corrente cronopotenciometrias solda B interface.	85
Figura 65: Potencial de pico cronovoltametrias soldas A e B.	88
Figura 66: Potencial de repassivação cronovoltametrias soldas A e B.	89
Figura 67: Carga elétrica consumida ensaios cronopotenciometria soldas A e B.	89
Figura 68: Percentual de área corroída ensaios de cronovoltametria Soldas A e B regiões zona fundida e material de base.	90
Figura 69: Percentual de área corroída ensaios de cronovoltametria Soldas A e B regiões interface de soldagem e material de base.	91
Figura 70: Número de pites em função da área de pites material de base.	92
Figura 71: Número de pites em função área de pites zona fundida solda A e solda B.	93
Figura 72: Número de pites em função área de pites interface soldagem solda A e solda B.	94
Figura 73: Amostra microestrutura material de base pites na superfície. Aumento 100X.	95
Figura 74: Superfície de corrosão zona fundida solda A (A) e solda B (B).	95

Figura 75: Superfície de corrosão interface de soldagem solda A (A) e solda B (B).	96
--	----

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química material base e metal de adição.	41
Tabela 2: Parâmetros de soldagem aplicados nos passes de raiz, reforço de raiz das soldas, enchimento e acabamento das soldas A e B.	42
Tabela 3: Corpos de prova tenacidade à fratura (CTOD) Solda A.....	43
Tabela 4: Corpos de prova tenacidade à fratura (CTOD) Solda B.....	44
Tabela 5: Nomenclatura, dados de preparação e condições de ensaio solda A.....	44
Tabela 6: Nomenclatura, dados de preparação e condições de ensaio solda B.	45
Tabela 7: Procedimento aplicado para análise metalográfica.	48
Tabela 11: Porcentagem de ferrita metal de solda, ZAC e material base.....	66
Tabela 8: Resultados ensaio de tração solda A e solda B.....	66
Tabela 9: Resultados ensaios de dobramento de raiz e dobramento lateral soldas A e B.	67
Tabela 10: Superfície de fratura dos corpos de prova CTOD material base (MB), Solda A e Solda B imagens MEV.	71
Tabela 12: Potenciais de corrosão curvas de polarização potenciodinâmica.	80
Tabela 13: Valores de potencial de pite, potencial de repassivação e carga elétrica cronovoltametrias e cronoamperometrias soldas A e B.	87

LISTA EQUAÇÕES

Equação 1: Calculo CTOD.

Equação 2: Equação reação corrosão por pites.

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Termo	Significado
AID	Aços inoxidáveis duplex
<i>BSE</i>	<i>Backscattering electron</i>
<i>CTOD</i>	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
Ecorr	Potencial de corrosão
EDS	Espectroscopia por Energia Dispersiva
Epite	Potencial de pite
Erep	Potencial de repassivação
HV0,3	Dureza Vickers carga 0,3 kgf
MB	Material de Base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MS	Metal de Solda
<i>OCP</i>	<i>Open Circuit Potencial</i>
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZF	Zona Fundida

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	15
1.1	OBJETIVOS	17
1.1.1	Objetivo Geral	17
1.1.2	Objetivos Específicos	17
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
2.1	Aços Inoxidáveis Duplex.....	18
2.1.1	Metalurgia Física	18
2.1.2	Precipitação de Fases em Aços Inoxidáveis Duplex	20
2.1.3	Cinética de Precipitação no Aço Inoxidável Duplex SAF 2205	21
2.1.4	Solubilização de fases em aços duplex.....	23
2.2	Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Duplex	23
2.2.1	Efeitos dos Ciclos Térmicos	24
2.2.2	Nitrogênio na Soldagem de Aços Inoxidáveis Duplex.....	26
2.2.3	Percentual de Ferrita.....	26
2.3	Mecânica da Fratura.....	27
2.3.1	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (Parâmetro CTOD).....	28
2.4	Tenacidade em Aços Inoxidáveis Duplex	29
2.5	Corrosão em Aços Inoxidáveis Duplex	32
2.5.1	Sensitização em Aços Inoxidáveis	33
2.5.2	Corrosão por Pites	33
2.5.3	Ensaio de Polarização Cíclica.....	35
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	39
3.1	Materiais	40
3.2	Métodos	41
3.2.1	Equipamentos para a soldagem	41
3.2.2	Procedimento de soldagem.....	41
3.2.3	Ensaio de caracterização das juntas soldadas	43
3.2.4	Microscopia óptica, macrografia e microscopia eletrônica de varredura MEV	48
3.2.5	Ensaio de tração das juntas soldadas	49
3.2.6	Ensaio de dobramento lateral e de raiz das juntas soldadas	50
3.2.7	Ensaio de microdureza.....	50
3.2.8	Ensaio de tenacidade à fratura CTOD	51
3.2.9	Ensaio de corrosão polarização potenciodinâmica cíclica	54
3.2.10	Ensaio eletroquímicos de cronopotenciometria e cronoamperometria	56
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	58
4.1	Macrografias e Microestruturas	58
4.2	Microscopia Ótica.....	58
4.2.1	Microestruturas metal de solda.....	58
4.2.2	Micrografias interface Solda A.....	59
4.2.3	Análise Solda A (MEV)	60
4.3	Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) Solda A	61
4.3.1	Micrografias interface Solda B.....	62

4.3.2	Análise Solda B (MEV).....	63
4.4	Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) Solda B	65
4.5	Ensaio de Tração.....	66
4.6	Dobramento Lateral e de Raiz	66
4.7	Perfis de Microdurezas	67
4.8	Tenacidade à Fratura CTOD.....	69
4.9	Metalografia Região de Iniciação Fratura CTOD.....	75
4.10	Ensaio de Corrosão Voltametria Ciclica.....	77
4.11	Ensaio de Cronopotenciometria e Cronoamperometria	82
4.11.1	Caracterização da corrosão das amostras	90
5	CONCLUSÕES.....	97
6	Sugestões para trabalhos futuros	99
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	100

1 INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) apresentam um desempenho vantajoso em várias aplicações industriais como: indústria petroquímica, indústria alimentícia e indústria de celulose. Isto se deve ao fato deste material apresentar uma microestrutura austenítica/ferrítica com frações de fases semelhantes, o que permite para o mesmo apresentar elevada resistência mecânica aliada à alta tenacidade, em conjunto com excelente resistência à corrosão em meios agressivos.

Contudo, os maiores problemas são encontrados no processamento térmico dos aços duplex, com consequências diretas na microestrutura do material. Os aços inoxidáveis duplex apresentam boa soldabilidade, porém alguns procedimentos devem ser observados durante o processo, para garantir que as propriedades mecânicas e metalúrgicas das uniões não sejam afetadas de maneira negativa. Entre vários fatores que influenciam nas propriedades de uniões de aços inoxidáveis duplex, podemos destacar, a temperatura entre os passes de soldagem em soldas multipasse, que segundo a norma (DNV-OS-F101, 2013) deve ser mantida sempre abaixo de 150°C antes do início do passe subsequente.

O controle da temperatura interpasse na soldagem garante o adequado conteúdo das fases ferrita/austenita nas diferentes regiões das uniões, bem como inibe a precipitação de fases intermetálicas como nitretos, fase chi e fase sigma, que têm forte impacto negativo nas propriedades de tenacidade e de resistência a corrosão das uniões. Segundo (JIANG, TAN, *et al.*, 2013) a microestrutura da zona termicamente afetada e do metal de solda é fortemente dependente do ciclo térmico de soldagem e da composição química dos aços duplex, sendo a taxa de resfriamento um parâmetro muito importante, pois elevadas velocidades de resfriamento não permitem a difusão do nitrogênio, proporcionando elevadas frações de ferrita e formação de nitretos de cromo Cr_2N junto à zona termicamente afetada. Geralmente taxas de resfriamento mais lentas são benéficas para a microestrutura de aços duplex, pois permitem a difusão do nitrogênio equilibrando os percentuais de fases ferrita/austenita nas diferentes regiões das uniões. No entanto, velocidades de resfriamento muito lentas podem facilitar a nucleação e crescimento de fases intermetálicas com fase chi e fase sigma (SOON TAE, SEOK HWAN, *et al.*, 2011; ZHONG, HE, *et al.*, 2010).

Vários estudos relatam os benefícios da adição de nitrogênio e níquel durante a soldagem. A adição de nitrogênio auxilia na estabilização da austenita contribuindo para o equilíbrio de fases após a soldagem, desta forma são verificados aumentos da resistência à corrosão e tenacidade das uniões. No entanto a adição destes elementos de liga deve ser feita

com responsabilidade, pois aumentos na quantidade de elementos de liga podem acelerar a cinética de precipitação de fases intermetálicas durante o processamento dos (AIDs) (OUTOKUMPU, 2010; SANTOS e MAGNABOSCO, 2016).

Este trabalho tem por objetivo entender e explicar os efeitos da soldagem com controle de temperatura interpasse, em 150 °C e de maneira direta, sem obedecer este parâmetro, em juntas do aço duplex UNS S31803, soldados pelo processo TIG.

Foram definidos os parâmetros de processo e as condições de soldagem, buscando as melhores propriedades de tenacidade e resistência à corrosão para as juntas. Para isso, foi utilizado arame de adição superduplex de classificação AWS ER 2594, gás de proteção Ar + 2% N₂ e purga de raiz com gás 100% N₂, para garantir a proteção adequada da poça de fusão, na raiz interna de soldagem, e o adequado conteúdo de liga para os materiais soldados.

Após a obtenção das juntas, as mesmas foram caracterizadas por ensaio de tração, dobramento de raiz, dobramento lateral, perfil de microdurezas Vickers, tenacidade à fratura CTOD. Posteriormente foram avaliadas por análise metalográfica em microscópio óptico, microscópio eletrônico de varredura e análise da resistência à corrosão por polarização cíclica, cronopotenciometria e cronoamperometria.

Com a realização dos ensaios de tenacidade CTOD, foi observado uma forte redução nos valores de tenacidade, na região do metal de solda e zona termicamente afetada, para a condição de soldagem sem controle de temperatura. Diante deste resultado, para buscar a melhoria da tenacidade, foi realizado um tratamento térmico de solubilização em forno, com posterior avaliação da tenacidade à fratura para esta condição de soldagem.

Após a avaliação das propriedades de tenacidade e resistência à corrosão, as superfícies de fratura e superfícies de corrosão, foram avaliadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV) e microscópio óptico (MO), para avaliação dos modos de fratura presentes, extensão e morfologia da superfície corroída.

Na revisão bibliográfica deste trabalho, Capítulo 3 são abordadas as características microestruturais dos aços duplex incluindo: precipitação de fases intermetálicas, soldagem dos aços duplex, mecânica da fratura e tenacidade em aços duplex, corrosão em aços duplex e ensaio de corrosão por polarização cíclica. O Capítulo 4, detalha todo o procedimento experimental, adotado para realização do trabalho. Os resultados são apresentados no Capítulo 5, com avaliação e discussão dos mesmos. As principais conclusões obtidas com o estudo, são apresentadas no Capítulo 6, o Capítulo 7 traz sugestões para trabalhos futuros e as referências bibliográficas, utilizadas nesta tese estão citadas no Capítulo 8.

1.1 OBJETIVOS

A seguir serão apresentados os objetivos gerais e os objetivos específicos da presente tese.

1.1.1 Objetivo Geral

Avaliar os efeitos da temperatura interpasse, na soldagem TIG do aço duplex UNS S31803, sobre as propriedades mecânicas de resistência a tração, ductilidade a dobra, tenacidade à fratura, microestrutura e propriedades corrosivas.

1.1.2 Objetivos Específicos

Avaliar os efeitos da variação de temperatura interpasse na resistência à tração das uniões.

Avaliar os efeitos da variação de temperatura interpasse na ductilidade a dobra de raiz e face das uniões.

Avaliar os efeitos da variação de temperatura interpasse na tenacidade à fratura pelo método de ensaio CTOD nas regiões da zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF) das uniões.

Analisar os efeitos da variação de temperatura interpasse sobre a macroestrutura e microestrutura das uniões.

Investigar o efeito da variação de temperatura interpasse na variação de durezas das uniões por meio de ensaio de microdureza Vickers.

Avaliar os efeitos da variação de temperatura sobre as propriedades corrosivas das regiões da interface de soldagem e zona fundida das uniões.

Comparar os efeitos da solubilização pós-soldagem sobre a tenacidade à fratura.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

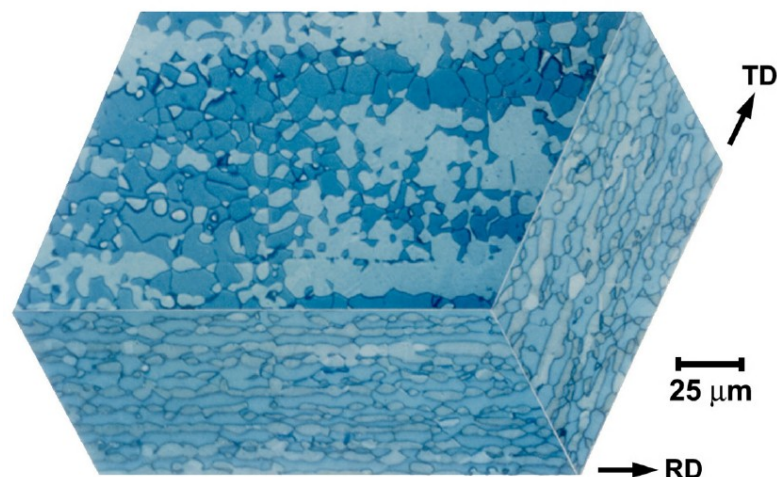
Neste capítulo serão abordados aspectos fundamentais sobre as características metalúrgicas dos aços duplex, precipitação de fases intermetálicas, soldabilidade e efeitos dos ciclos térmicos de soldagem nos aços duplex, presença do nitrogênio durante a soldagem, mecânica da fratura elasto-plástica (parâmetro CTOD), tenacidade à fratura em aços duplex, resistência à corrosão por pites, sensitização em aços duplex e ensaios de polarização potenciodinâmica.

2.1 Aços Inoxidáveis Duplex

2.1.1 Metalurgia Física

Os aços inoxidáveis duplex são ligas Fe, Cr, Ni, N a composição química destes aços é ajustada para que a microestrutura seja composta por 50% austenita e 50% ferrita. Este balanço de fases permite que o material apresente elevada resistência mecânica e resistência a corrosão para aplicações severas. Os aços inoxidáveis duplex podem ser aplicados como fundidos ou laminados e tratados termicamente, a proporção de fases deve ficar sempre entre de 45 e 60% de austenita para a condição laminado e tratado (GUNN, 1997). Na Figura 1 é possível visualizar a microestrutura do material na condição laminado e tratado termicamente com resfriamento rápido de uma temperatura entre 1000 e 1100° C até a temperatura ambiente para restauração das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão (LIPPOLD e AL-RUMAIH, 1997; LIPPOLD, 2005).

Figura 1: Microestrutura típica aço inoxidável duplex laminado e tratado termicamente, fase azul ferrita e fase branca austenita.

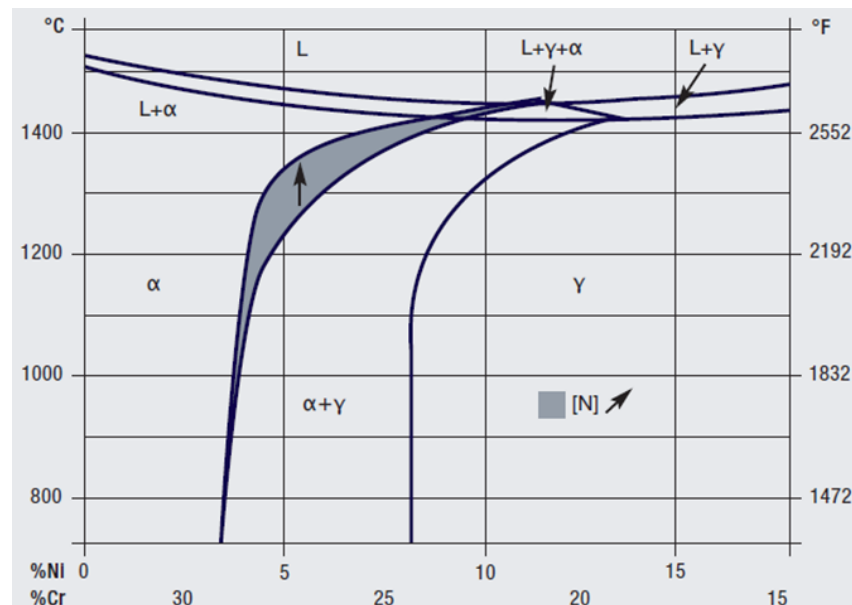


Fonte: Armas e Moreuil (2009).

A solidificação dos aços inoxidáveis duplex é iniciada com a formação de 100% ferrita α , sendo que a austenita γ inicia a sua formação no estado sólido por difusão crescendo inicialmente junto aos contornos de grão ferríticos. A adição de nitrogênio ao material aumenta a temperatura de formação da austenita, acelerando o seu processo de formação. Esta tendência é apresentada no diagrama pseudo-binário da Figura 2. O nitrogênio apresenta este comportamento devido à sua maior solubilidade na austenita, isto ocorre devido ao pequeno tamanho de seus átomos permitindo altas taxas de difusão mesmo em baixas temperaturas. Também devido à sua boa solubilidade na austenita, o nitrogênio pode ser absorvido através do gás de proteção, reduzindo assim a perda deste elemento pelo metal de solda e zona termicamente afetada durante a soldagem. Além de um estabilizador da austenita, o nitrogênio aumenta a resistência à corrosão por pites nos aços duplex (REBELLO, MATTOS, *et al.*, 2010; LIPPOLD e AL-RUMAIH, 1997).

O aumento da resistência à corrosão em aços inoxidáveis duplex é obtido pela adição de elementos de liga. Os elementos que apresentam maior importância neste quesito são Cr, Mo, N e W. Estes elementos são adicionados em níveis necessários para garantir as propriedades de resistência à corrosão requeridas para o material (WIESNER, 1997; ZHANG, ZHANG, *et al.*, 2016).

Figura 2: Diagrama pseudo-binário da liga Fe-Cr-Ni, com 70% Fe.



Fonte: International Molybdenum Association (2009).

2.1.2 Precipitação de Fases em Aços Inoxidáveis Duplex

Nitretos de Cromo: O nitrogênio é adicionado às ligas duplex, para estabilização da austenita e melhoria na resistência a corrosão por pites. A solubilidade do N_2 é consideravelmente maior na austenita, sendo que a solubilidade do nitrogênio na ferrita é baixa, gerando uma supersaturação de nitrogênio, levando a precipitação de Cr_2N intergranular (GUNN, 1997). A formação de Cr_2N é favorecida na região ZAC de soldas, devido às elevadas temperaturas atingidas durante o processo, juntamente com a velocidade de resfriamento rápida, que permite a formação de precipitados de Cr_2N (GUNN, 1997).

Segundo estudo de (LODOÑO, 2001) bastonetes de Cr_2N ou plaquetas precipitam a partir da ferrita, quando há uma supressão da formação da fase austenita, durante o resfriamento rápido de ligas duplex. A principal região de precipitação de Cr_2N é a matriz ferrítica da ZAC de soldas, isto se deve à combinação de elevados teores de N_2 , e o resfriamento acelerado, que gera a supersaturação de nitrogênio na ferrita e precipitação de Cr_2N .

A precipitação de nitretos de cromo pode levar a diminuição da resistência à corrosão nos AID, sendo que ao redor destes precipitados pode-se iniciar corrosão localizada, devido ao empobrecimento de cromo gerado para a formação dos nitretos (LODOÑO, 2001).

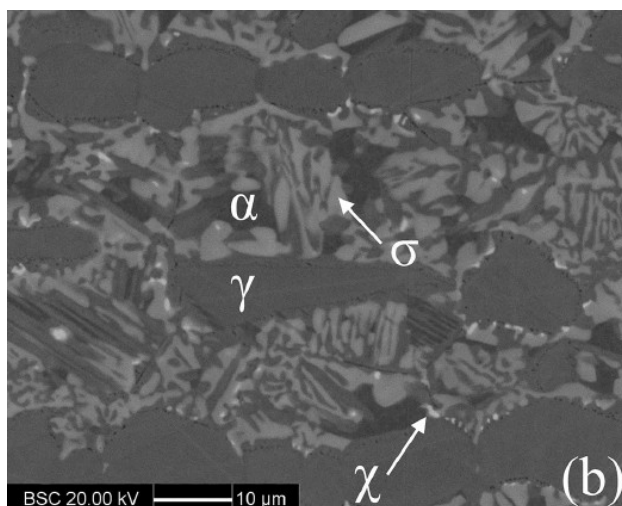
Austenita Secundária: Os aços AID, logo abaixo da linha solidus, são totalmente ferríticos, durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, ocorre a formação de austenita primária. No caso de um resfriamento acelerado, a formação de austenita primária fica dificultada, obtendo-se uma microestrutura metaestável, com elevados tores de ferrita (LODOÑO, 2001).

A austenita secundária é formada durante o reaquecimento nesta condição, podendo ser de dois tipos principais. Uma delas é formada na interface ferrita/austenita, ocorrendo na faixa de temperaturas de 800 a 900 °C. Sua formação está relacionada com o crescimento de partículas preexistentes de austenita, porém com diferente composição química. Outro tipo de austenita secundária é formada no interior da ferrita, na forma de finas partículas aciculares e ocorre nas temperaturas de 800 a 1000 °C, sendo esta a forma de austenita mais gerada por processo de soldagem (SOLOMON, 1983; ARMAS e MOREUIL, 2009).

A presença de austenita secundária nos aços duplex, no que diz respeito à composição, distribuição, localização e morfologia da fase, provoca a perda de resistência à corrosão por pites (NOWACKI, 2004; LUKOJC e NOWACKI, 2004).

Fase Chi: A fase chi possui uma estrutura cúbica ordenada, com composição $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ sendo um precipitado rico em molibdênio. A precipitação de fase chi ocorre principalmente nos contornos de grão em função da decomposição da fase ferrita, causando o empobrecimento de cromo nesta região (SOLOMON, 1983; CHEN, WENG e YANG, 2002). A fase chi é sítio de precipitação para a formação de fase sigma, sendo possível a identificação e diferenciação entre as fases, por microscopia eletrônica de varredura com a técnica de elétrons retroespalhados. A fase chi apresenta-se de forma mais clara e a fase sigma tem um tom cinza em relação à matriz (DOS SANTOS e MAGNABOSCO, 2016). A Figura 3 apresenta as diferentes fases e sua identificação.

Figura 3: Identificação precipitados fase chi e sigma por MEV em aços duplex.



Fonte: Dos Santos e Magnabosco(2016).

Fase Sigma: A fase sigma possui uma estrutura tetragonal, com célula unitária composta de 32 átomos, sendo os principais (cromo, molibdênio e silício). A presença desta fase está ligada à perda de tenacidade e resistência à corrosão em aços inoxidáveis duplex (GUNN, 1997). A formação de fases sigma em aços inoxidáveis duplex se dá a partir da fase chi dentro da ferrita, o tempo para a precipitação desta fase normalmente é mais longo, podendo chegar até a uma hora, sendo menos comum a sua formação no caso de ciclos térmicos de soldagem (GUNN, 1997; LODOÑO, 2001).

2.1.3 Cinética de Precipitação no Aço Inoxidável Duplex SAF 2205

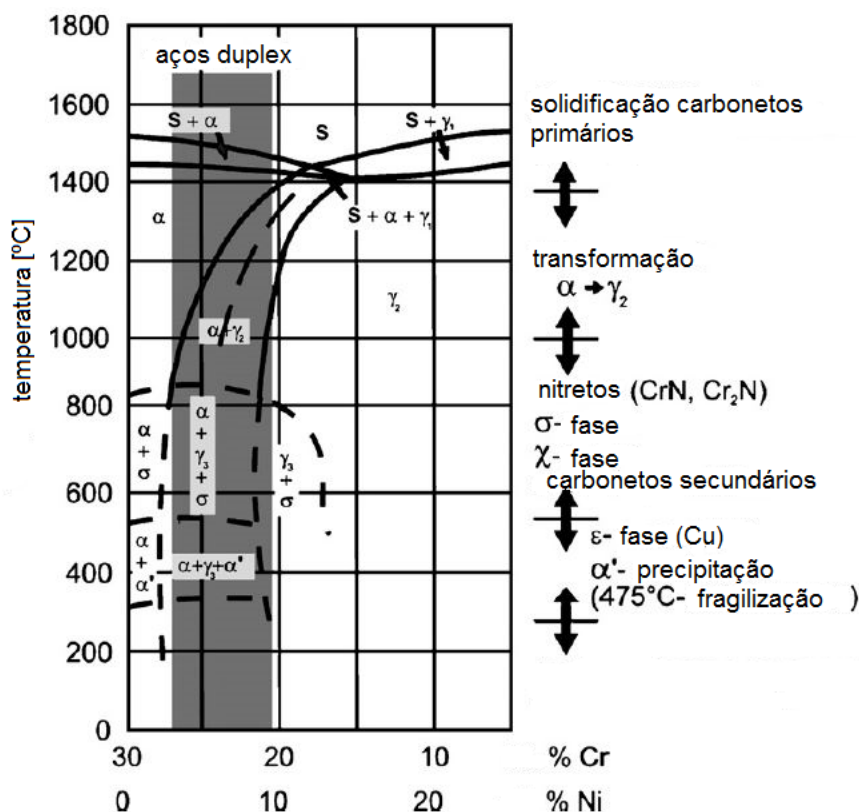
A precipitação de fases intermetálicas em aço inoxidáveis duplex é observada a partir da ferrita, podendo levar o material a uma redução de tenacidade e resistência a corrosão. Estas propriedades são fundamentais para garantir a aplicabilidade destas ligas em altas

tensões de trabalho, e na presença de meios corrosivos agressivos. A fragilização em aços inoxidáveis duplex acontece em faixas preferenciais de temperaturas que pode ser dividida em dois grupos:

Fragilização de alta temperatura: Ocorre na faixa de 970-650 °C; pode ocorrer a precipitação de fases intermetálicas, principalmente fase sigma σ , fase chi χ , austenita secundária γ_2 , além de nitretos (Cr_2N e CrN) e carbonetos (M_7C_3 e M_{23}C_6) (LODOÑO, 2001; ARMAS e MOREUIL, 2009). Estes precipitados são característicos do processamento destes materiais, como ciclos térmicos de soldagem e tratamentos térmicos.

A Figura 4 apresenta o diagrama pseudo-binário, onde são apresentados os principais precipitados e suas faixas de temperatura de formação.

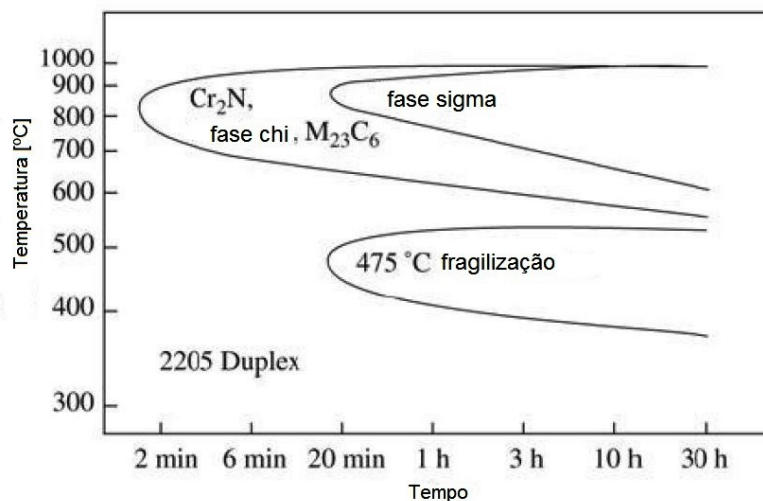
Figura 4: Diagrama pseudo-binário Fe-Cr-Ni para uma liga contendo 70% de Fe.



Fonte: Adaptado de Pohl (2007).

A Figura 5 apresenta esquematicamente, uma curva TTT para fases que podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex, em diferentes faixas de temperaturas. Quanto à influência dos elementos de liga Cr, Mo e W os mesmos aceleram a cinética de precipitação, sendo que o Mo e W, estendem o campo de precipitação destas fases, para temperaturas mais elevadas (LODOÑO, 2001).

Figura 5: Diagrama TTT da precipitação de fases intermetálicas em aço inoxidável duplex 2205.



Fonte: Adaptado de Loureiro (2010).

2.1.4 Solubilização de fases em aços duplex

O tratamento de solubilização é aplicado em aços duplex para a dissolução de fases precipitadas em aços duplex processados termicamente. O tratamento consiste no aquecimento rápido do material até a uma faixa de temperatura entre 750 e 1200 °C com resfriamento rápido em água o que evita a formação de precipitados durante o resfriamento (LODOÑO, 2001).

A combinação ideal de temperatura, tempo mantido na temperatura e resfriamento rápido garante a dissolução de precipitados como nitretos, carbonetos, fase chi e fase sigma, e pode ser aplicado após a conformação e soldagem destes materiais para garantir a presença de apenas austenita e ferrita no material (ARMAS e MOREUIL, 2009; OUTOKUMPU, 2010).

2.2 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são aplicados em condições onde o processo de soldagem normalmente é aplicado. Por este motivo, a soldabilidade destes materiais é objeto de ampla investigação. Os aços inoxidáveis duplex apresentam uma excelente soldabilidade, no entanto alguns cuidados devem ser tomados, durante a soldagem, para manter as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão que estes materiais possuem (LODOÑO, 2001).

Na soldagem de aços inoxidáveis duplex, praticamente todos os processos de soldagem a arco elétrico podem ser utilizados. Pode-se destacar o processo de soldagem TIG como um

processo que garante boa qualidade metalúrgica as uniões e ótima capacidade de proteção do metal de solda.

Durante a soldagem a arco elétrico de aços inoxidáveis duplex, alguns fatores principais devem ser observados, para garantir a qualidade metalúrgica das uniões. É possível destacar ciclo térmico de soldagem, composição do metal de adição e composição do gás de proteção.

2.2.1 Efeitos dos Ciclos Térmicos

A microestrutura da ZF e ZAC de soldagem dos aços duplex é fortemente influenciada pelos ciclos térmicos a que são expostos. Uma elevada energia de soldagem tende a produzir uma menor velocidade de resfriamento da junta, o que favorece a formação de austenita. Da mesma maneira, pode favorecer a precipitação de fases intermetálicas e o crescimento de grão, dependendo da temperatura máxima atingida na ZAC.

Na situação contrária, uma baixa energia de soldagem leva a uma elevada velocidade de resfriamento. Assim a precipitação de austenita é dificultada, gerando uma elevada fração de ferrita, neste caso, é gerada, uma grande quantidade de nitretos de cromo no interior da ferrita (LODOÑO, 2001; LIPPOLD e AL-RUMAIH, 1997).

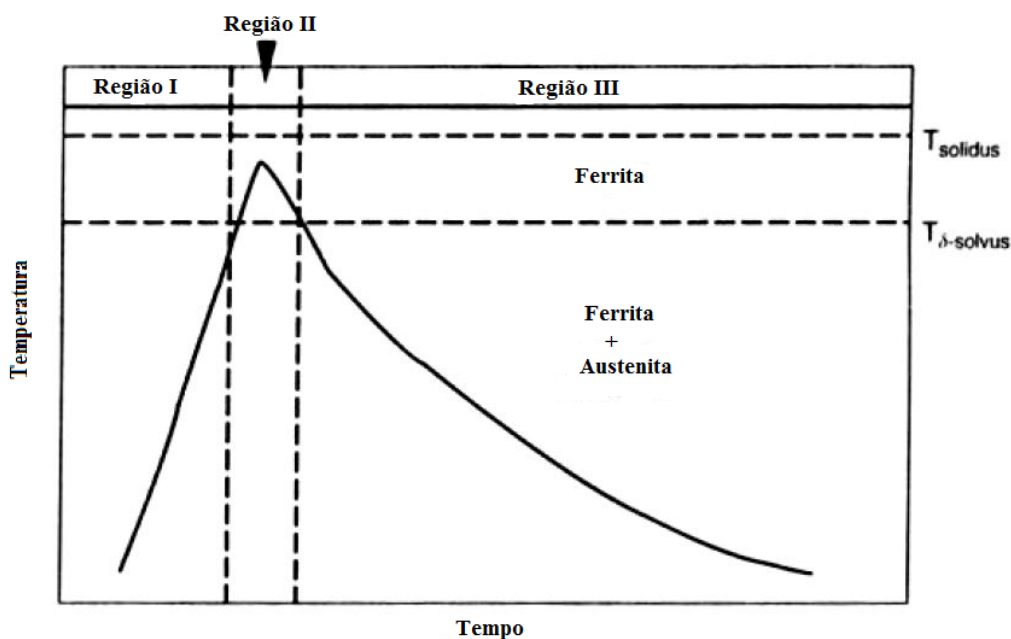
Na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex, o perfil dos ciclos térmicos é complexo. O reaquecimento gerado no processo, permite que uma difusão adicional ocorra, com redução da velocidade efetiva de resfriamento, que pode resultar em um maior crescimento de austenita ou a nucleação de austenita secundária (LIPPOLD, 2005). A precipitação de austenita secundária pode melhorar significativamente a tenacidade do metal de solda, também existem evidências, que a presença de austenita secundária pode reduzir a resistência à corrosão localizada em aços duplex (LIPPOLD, 2005; LODOÑO, 2001; LEITE, 2009).

Na zona termicamente afetada ZAC, a área próxima ao limite da linha de fusão pode ser dividida em três regiões distintas, no que diz respeito à temperatura. A Figura 6 representa as temperaturas junto a ZAC de um aço inoxidável duplex da liga SAF 2205 com 0,1 % N (LIPPOLD, 2005). Na região I, as temperaturas atingidas se aproximam da linha solvus da ferrita, parte da austenita formada se transforma em ferrita por um processo de difusão, até que toda a estrutura se torne ferrítica. Nesta região, a maior parte dos precipitados, especialmente carbonetos e nitretos começa a se dissolver (REBELLO, MATTOS, *et al.*, 2010).

Na região II, o material está inteiramente dentro da região ferrítica, os grãos de ferrita cresceram, proporcionalmente a temperatura de exposição. O tempo de exposição a esta região, tem efeito significativo sobre o tamanho de grão da região ferrítica, com forte efeito sobre as propriedades de tenacidade e ductilidade.

Na região III, ocorre o resfriamento da ZTA e inicia-se, novamente a formação de austenita e dos precipitados intermetálicos. O principal fator que controla a transformação ferrita / austenita nesta região é a taxa de resfriamento.

Figura 6: Ciclo térmico de soldagem, em função das três regiões com diferentes faixas de temperatura.



Fonte: Adaptado de Lippold (2005).

Durante a soldagem de aços inoxidáveis duplex, existe uma faixa limite de aporte térmico, sendo a faixa de 0,5 a 2,5 kJ/mm segundo a norma (INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION, 2002).

Elevados aportes de calor devem ser evitados, por produzir baixas taxas de resfriamento, aumentando o risco de sensitização e de formação de fases intermetálicas. Além disto, o alto aporte térmico tem efeito deletério no tamanho médio de grão da ferrita para os aços 2205 e 2207 (REBELLO, MATTOS, *et al.*, 2010; LAGE, ASSIS e MATTOS, 2015).

2.2.2 Nitrogênio na Soldagem de Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex apresentam elevada tendência à formação de ferrita durante a soldagem, a adição de nitrogênio ao eletrodo e ao gás de proteção é fundamental para a formação de austenita durante a solidificação.

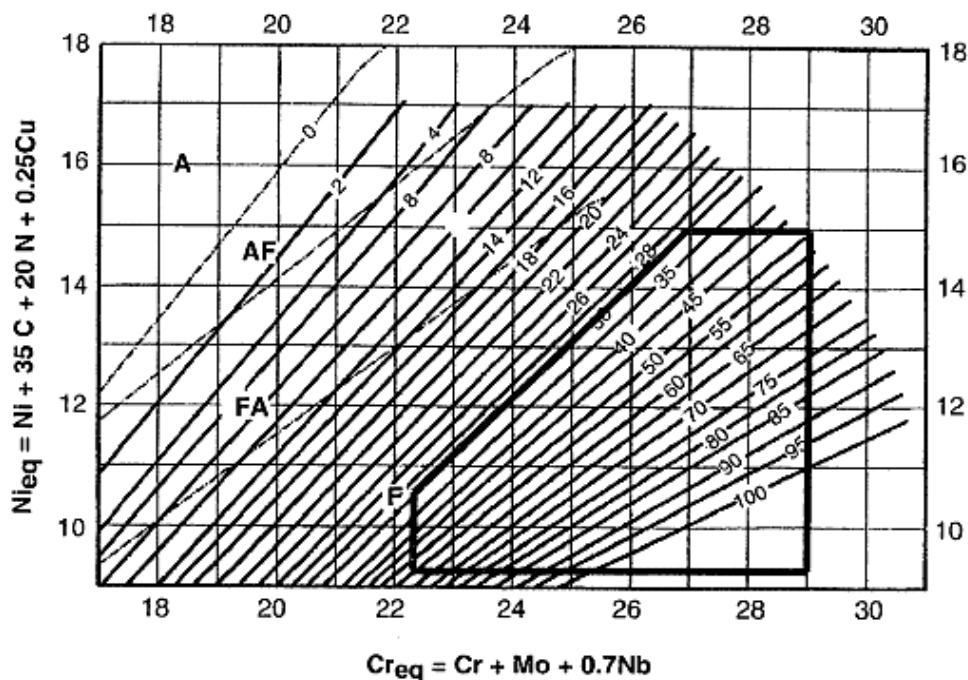
O nitrogênio deve ser acrescentado, durante o processo durante o processo de soldagem na poça de fusão, onde a principal preocupação é a possibilidade da diminuição de sua concentração na região da solda, provocando perda de propriedades mecânicas e resistência a corrosão devido à formação de ferrita (DU TOIT e PISTORIUS, 2003; MESSER, OPREA e WRIGHT, 2007).

A importância do nitrogênio também é evidenciada no controle das transformações microestruturais na ZAC, visto que, sua difusão é mais rápida do que a dos demais elementos metálicos presentes na liga, sendo este elemento de fundamental importância para o controle do percentual de austenita na ZAC (REBELLO, MATTOS, *et al.*, 2010).

2.2.3 Percentual de Ferrita

O diagrama WRC é utilizado para estimar o conteúdo de ferrita presente no material, em função da sua composição (Ni_{eq}/Cr_{eq}). Este diagrama foi desenvolvido através de esforços do Welding Research Council (WRC) e Instituto Internacional de Soldagem (IIW), sendo dezenas de soldas analisadas em laboratórios em todo o mundo, para determinar o número de ferrita FN, em função da composição (LIPPOLD, 2005). O diagrama WRC-1992 apresentado na Figura 7 onde é destacada a região de composição correspondente aos aços inoxidáveis duplex.

Figura 7: Diagrama WRC-1992 com região das ligas duplex marcada.



Fonte: Lippold (2005).

2.3 Mecânica da Fratura

No início da história do projeto de engenharia, houve uma grande necessidade de conhecer as diferentes formas que um material poderia falhar. Com isso, diferentes critérios de falha foram desenvolvidos, para explicar a resistência à fratura de estruturas que suportam cargas estáticas ou dinâmicas (POOK, 2007).

A mecânica da fratura é o estudo do comportamento mecânico de materiais, com defeitos do tipo trinca submetidos a uma carga aplicada, que trabalha com a avaliação e monitoramento da nucleação e crescimento de trincas em estruturas. A formação de trincas em materiais depende fortemente de seu processamento, presença de defeitos de fabricação, microestrutura e tensão aplicada na estrutura.

Defeitos formados na fabricação dos materiais podem ser críticos para a nucleação de trincas, a presença de inclusões, poros e microtrincas é fator para acúmulo de tensão local e início da formação de uma trinca. A microestrutura desempenha papel fundamental no processo de fratura, sendo fundamental a sua caracterização e avaliação de presença de fases frágeis e seu impacto na propagação de trincas na estrutura. A tensão aplicada é fator fundamental para a propagação da fratura na estrutura (ANDERSON, 1995; POOK, 2007).

Dentro da mecânica da fratura, os modos de falha podem ser considerados de baixa deformação plástica a frente da trinca com abordagem pela Mecânica da Fratura Linear

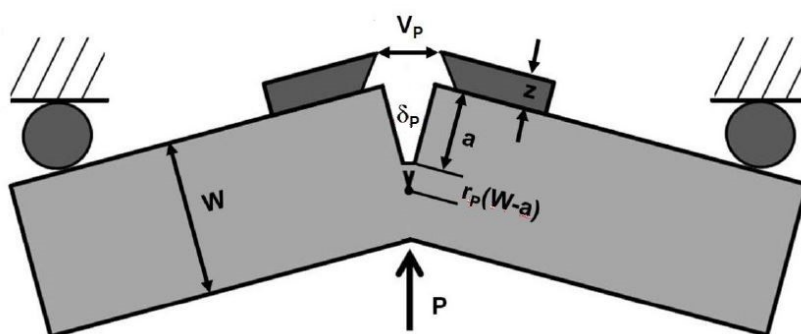
Elástica (MFLE). Já para casos com grande deformação plástica a frente da trinca, é aplicada a Mecânica da Fratura Elasto-plástica (MFEP). Devido ao material de estudo ser o aço inoxidável duplex, que apresenta elevada resistência e tenacidade, a abordagem aplicada neste caso é a da Mecânica da Fratura Elasto-plástica.

2.3.1 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (Parâmetro CTOD)

A mecânica da fratura Elasto-plástica (MFEP), surgiu devido à necessidade de superar as limitações da mecânica da fratura linear elástica (MFLE), na avaliação de materiais dúcteis. A mecânica da fratura Elasto-Plástica permite relacionar as condições de tensão aplicadas com o tamanho de defeito permissível para o material. Este método considera tensões residuais, tipos de defeitos e efeito de concentradores de tensão, sendo que com o auxílio da curva de projeto, este método permite a avaliação e qualificação de procedimentos de soldagem. Neste contexto é possível, avaliar juntas soldadas com defeitos como porosidades, falta de fusão e inclusão de escória e indicar se estes defeitos representam ou não um perigo para a estrutura (STROHAECKER, 2001).

O método CTOD procura caracterizar a capacidade que o material tem de deformar plasticamente antes da fratura, medindo o afastamento entre as duas faces da pré-trinca existentes, conforme ilustrado na Figura 8.

Figura 8:Corpo de prova CTOD SEN(B).



Fonte: Anderson (2005).

O valor de CTOD é determinado pela Equação 1, que considera as componentes elástica e plástica do material para obtenção do resultado.

$$\delta = \frac{K^2(1 - \mu^2)}{2\sigma_s E} + \frac{r_p(W - a)V_p}{r_p(W - a) + a + z} \quad (1)$$

Onde:

V_p = Componente plástica de abertura da trinca;

z = Altura do suporte de fixação do extensômetro;

W = Largura do corpo de prova;

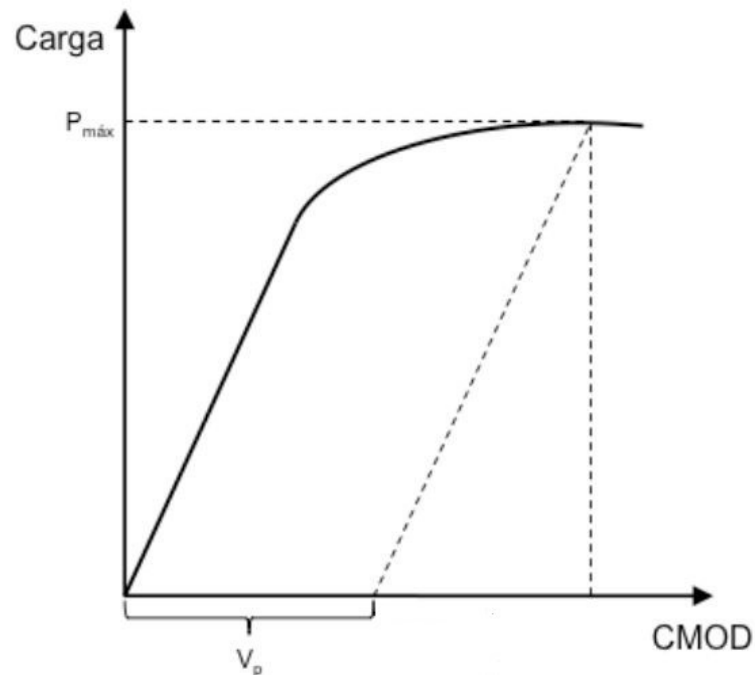
a = Tamanho da trinca de fadiga + entalhe;

r_p = Fator rotacional plástico;

K = Fator de intensidade de tensões.

A componente plástica V_p é obtida pelo gráfico de carga X CMOD, do extensômetro no gráfico. O V_p é dado no ponto de carga máxima, onde a propagação da trinca ocorre de maneira dúctil conforme Figura 9.

Figura 9: Gráfico Carga x CMOD com representação para obtenção do V_p .



Fonte: Adaptado de Lage (2014).

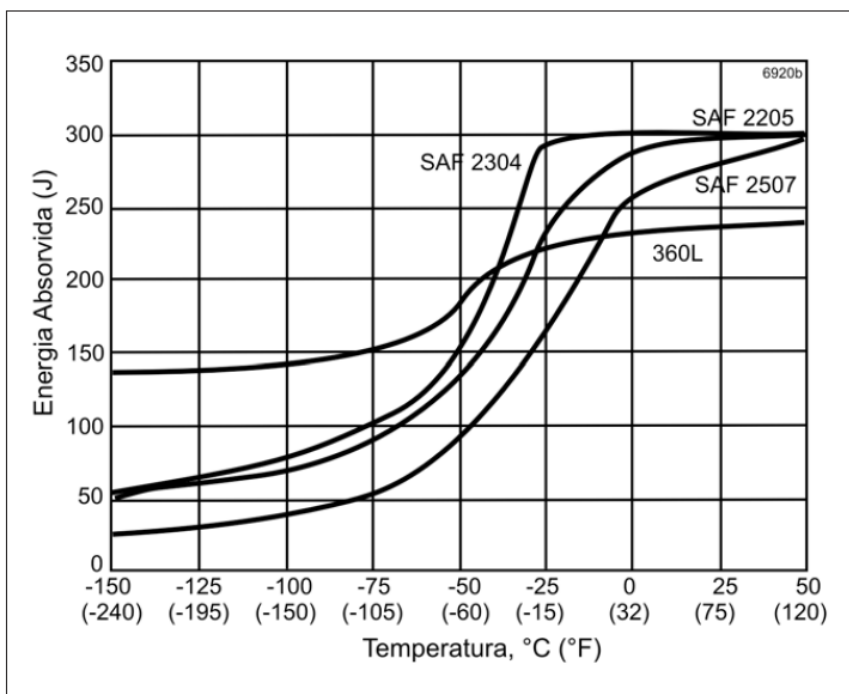
2.4 Tenacidade em Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex apresentam excelentes propriedades mecânicas, devido à sua estrutura de grãos refinados, correto balanço de fases e ausência de fases intermetálicas. O

valor de limite de escoamento, para estes materiais no estado solubilizado, pode ultrapassar em duas vezes os registrados por aços inoxidáveis austeníticos. Isso permite a otimização em projetos utilizando aços duplex, tendo em vista que é possível reduzir espessuras de parede, garantindo ainda a integridade estrutural do equipamento. Com isto, também é possível reduções de peso e tempos de soldagem (LAGE, 2014; ARMAS e MOREUIL, 2009).

O comportamento mecânico de tenacidade dos aços inoxidáveis duplex é intimamente ligado com as características de cada uma das suas fases, portanto, o balanço entre as fases austenita e ferrita deve estar sempre o mais próximo de 50%, a fim de maximizar as propriedades mecânicas deste material. A Figura 10 apresenta os resultados obtidos no ensaio de impacto para o aço inoxidável austenítico 316L, bem como para outras três especificações de aços inoxidáveis duplex: UNS S32304, UNS S31803 e UNS S32750. É notável que a temperatura de transição dúctil-frágil para os aços inoxidáveis duplex está em torno de -50°C , enquanto que a liga 316L não apresenta este fenômeno. A presença de transição dúctil-frágil nos aços inoxidáveis duplex ocorre devido à presença de fase ferrítica em sua microestrutura (LAGE, 2014; GUNN, 1997).

Figura 10: Resistência ao impacto Charpy aços inoxidáveis duplex e austenítico 316L. Ensaios realizados na direção transversal à direção de laminação.

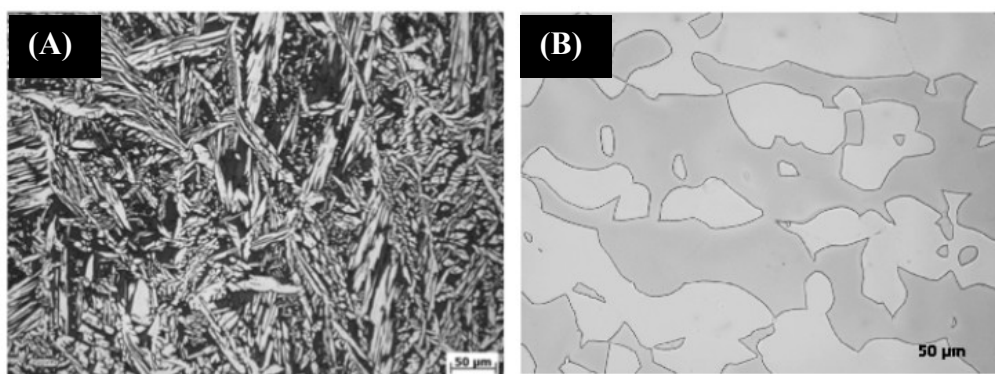


Fonte: Charles (1991).

A microestrutura dos aços inoxidáveis duplex também apresenta forte impacto na sua tenacidade, sendo que a sua microestrutura lamelar de austenita e ferrita provindas dos tratamentos de laminação e posterior solubilização garantem uma maior tenacidade, por

dificultar a propagação de trincas nesta microestrutura, retardando fraturas por clivagem na microestrutura ferrítica. Microestruturas brutas de fusão em aços duplex, como no caso da soldagem, permitem que o caminho da fratura seja facilitado pela região ferrítica, permitindo a sua propagação nesta região, com grande redução da tenacidade para os aços duplex (LODOÑO, 2001; CALLIARI, 2013). A Figura 11 ilustra na imagem (A) microestrutura zona fundida e (B) material base solubilizado.

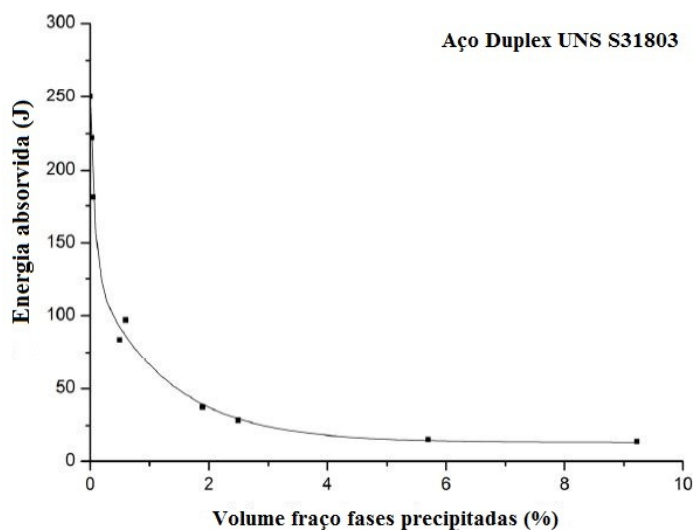
Figura 11: Microestrutura zona fundida soldagem (A) e aço inoxidável duplex solubilizado (B).



Fonte: Adaptado de Lage (2014).

Outro fator que causa grandes prejuízos à tenacidade do material é a precipitação de fases intermetálicas durante os processos de soldagem e tratamentos térmicos, sendo que, pequenas frações de fases chi e sigma podem significar uma forte redução na tenacidade dos aços duplex. A formação de precipitados em aços duplex causa descontinuidades estruturais, que causam a intensificação de tensões locais, tornando estes pontos regiões preferenciais para iniciação de fraturas, a elevada dureza das fases precipitadas também facilita a sua clivagem durante a propagação de trincas nos aços duplex (CALLIARI, 2013; PILHAGEN e SANDSTRÖM, 2014). A Figura 12 apresenta a energia de impacto absorvida em função da quantidade de fases precipitadas em aços duplex.

Figura 12: Redução da energia de impacto Charpy pela presença de fases precipitadas aço Duplex UNS S31803.



Fonte: Adaptado de Calliari (2013).

2.5 Corrosão em Aços Inoxidáveis Duplex

Embora a resistência à corrosão seja uma das principais razões para a utilização dos aços inoxidáveis, eles, em realidade, sofrem alguns tipos de corrosão em determinados ambientes e, desta forma, sabe-se que deve ser tomado cuidado especial para a escolha do tipo de liga que será utilizada em cada aplicação (REBELLO, MATTOS, *et al.*, 2010).

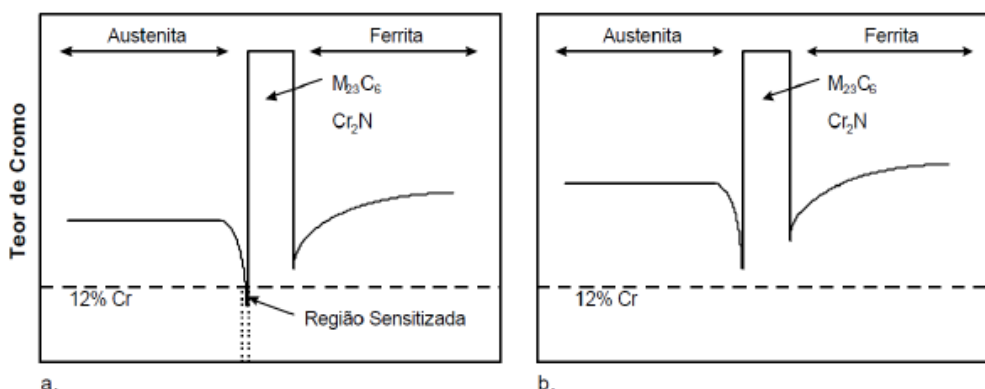
As propriedades de corrosão dos aços inoxidáveis duplex e de aços inoxidáveis em geral, são definidas principalmente pela capacidade que estes materiais têm de se passivar e permanecer no estado passivo, em seu ambiente de serviço (GUNN, 1997; ATAMERT e KING, 1991). Os aços inoxidáveis duplex, em comparação com aços inoxidáveis austeníticos exibem alta resistência mecânica, resistência à corrosão superior e baixo custo de produção devido ao reduzido teor de níquel. As ligas com maior teor de Cr, Mo e N, tem oferecido melhor resistência a corrosão localizada e corrosão sob tensão, o que faz com que possam ser aplicados, em meios agressivos na indústria química e em meios marinhos (REBELLO, MATTOS, *et al.*, 2010).

A excelente resistência a corrosão intergranular dos AIDs se dá principalmente devido a dois fatores: as modernas técnicas de refino, usadas na produção dos AID, que permitem a obtenção de ligas com teores extremamente baixos de carbono e praticamente suprime a precipitação de carbonetos e os elevados teores de cromo presentes nestes materiais, que melhoram as características da camada passiva nos aços duplex (NILSON, 1992; WILL, 2009).

2.5.1 Sensitização em Aços Inoxidáveis

A sensitização descreve a susceptibilidade que um aço inoxidável apresenta à corrosão intergranular, principalmente pela precipitação, nestas regiões, de fases ricas em cromo devido a maior velocidade de difusão deste elemento nos contornos de grão. Isto provoca empobrecimento em cromo, na região vizinha aos contornos de grão ou interface matriz / precipitado, levando à corrosão preferencial destas regiões (MAGNABOSCO, 2001). Este fenômeno é descrito na Figura 13, para os precipitados Cr_2N e M_{23}C_6 , indicando uma perda acentuada de cromo, com formação preferencial de corrosão nesta região. Nota-se uma região muito estreita com perda de cromo, como o teor de cromo nos aços duplex é elevado, tem-se a possibilidade de redistribuição de cromo, advindo tanto da ferrita como da austenita, na região da interface, e disto provém a boa resistência a sensitização dos aços duplex (MENENDEZ e DEVINE, 1990; MAGNABOSCO, 2001).

Figura 13: Perfil de cromo na interface α/γ , onde ocorreu a precipitação de nitretos de cromo Cr_2N e Carboneto M_{23}C_6 .



Fonte: Will (2009)

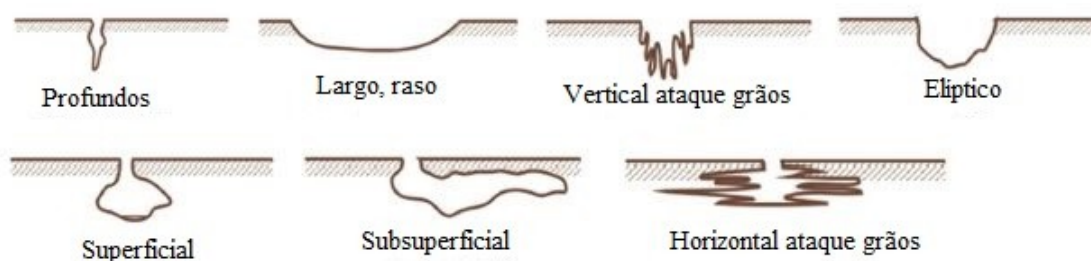
2.5.2 Corrosão por Pites

A corrosão por pites se apresenta como um ataque corrosivo extremamente localizado, e também é caracterizado por apresentar uma região de ataque muito pequena, quando comparada a área total exposta ao meio corrosivo (BHANDARI, KHAN, *et al.*, 2015). As principais consequências da formação de pites são a quebra da passividade, quando há uma degradação do filme passivo da superfície da peça exposta ao ambiente corrosivo. A corrosão por pites leva a um ataque rápido em pontos dispersos da superfície, enquanto a maior parte da superfície se mantém inalterada (ROBERGE, 2013). Pesquisas mostram que os fatores mais comuns que contribuem para a iniciação e propagação da corrosão por pites são (ROBERGE, 2008):

- Danos químicos ou mecânicos sobre o filme de óxidos.
- Fatores que podem causar a quebra do filme passivo, como acidez, baixa concentração de oxigênio dissolvido e altas concentrações de íons na solução.
- Presença de descontinuidades na superfície dos materiais, como inclusões não metálicas e pontos de composição variável.

As principais formas de pites encontradas são descritas na Figura 14 sendo destacado o seu formato (BHANDARI, KHAN, *et al.*, 2015):

Figura 14: Formato dos ataques por pites em aços inoxidáveis.



Fonte: Adaptado de Bhandari; Khan, et al (2015).

Os pites quase sempre iniciam devido a alguma heterogeneidade química ou física presente na superfície do material, que enfraquece a camada de óxido presente na superfície do material, que é responsável pela sua proteção anticorrosiva (NOBLE, 1993; SZKLARSKA-SMIALOWSKA, 1986).

A presença de ânions Cl^- tendem a substituir a água dos óxidos hidratados, formando complexos metal/cloreto, que por serem solúveis, são facilmente removidos da película, desintegrando-se. Surge, então, meios com alta concentração de ânions Cl^- de baixo pH, conforme explica a Equação 2:

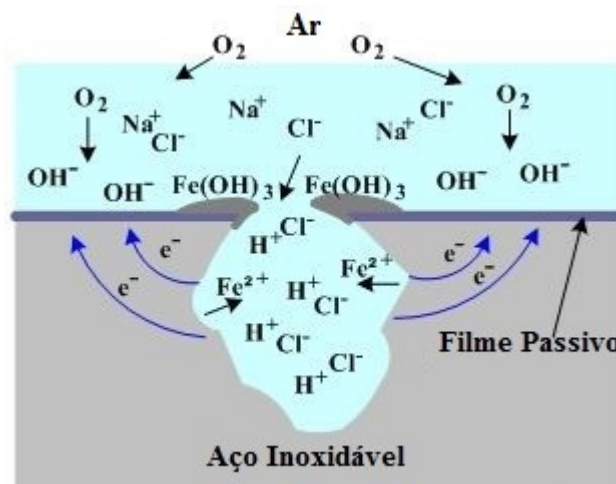


A solução de HCl formada na reação, acelera o surgimento de íons Fe^{+2} , ocorrendo a dissolução anódica. Os íons Fe^{+2} formados se dirigem a superfície onde formam uma camada de $\text{Fe}(\text{OH})_3$. Esta camada de $\text{Fe}(\text{OH})_3$ é porosa, permitindo a entrada de novos íons Cl^- . Ocorre assim, a atração de mais ânions cloreto que geram um balanço de cargas dentro do pite, formando ácido clorídrico baixando o pH no local (NOBLE, 1993).

A diminuição do pH local aumenta a taxa de corrosão, levando a aumento da concentração de cloretos localmente, fazendo da corrosão por pite um processo autocatalítico (MAGNABOSCO, 2001).

Nas regiões de ocorrência de pites, o Ph é sempre ácido, podendo ser inferior a 1. O mecanismo de formação de pites em íons cloreto é descrito na Figura 15.

Figura 15: Mecanismo de formação de pites em aços inoxidáveis.



Fonte: Adaptado de (http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=pitting_corrosion, 2018).

A resistência à corrosão em aços inoxidáveis duplex solubilizados, é função da composição química, a modificação do potencial de início da corrosão para valores mais nobres cresce com o aumento do “índice de pite”, dado por $PRE = \%Cr + 3,3.\%Mo + 30.\%N$ (SEDRIKS, 1986; WILL, 2009).

Segundo estudo de (WALKER e GOOCH, 1991) no aço SAF 2205 soldado a resistência à corrosão por pites na região da solda não é afetada diretamente pelo balanço de ferrita e austenita presentes (para frações de ferrita entre 25 e 70%); no entanto, a resistência a corrosão por pites é reduzida pelo reaquecimento da junta soldada, durante a soldagem multipasse, que levam a formação de austenita secundária (WALKER e GOOCH, 1991).

2.5.3 Ensaios de Polarização Cíclica

Nesta técnica, efetua-se o levantamento da curva de polarização do metal dentro da solução de ensaio, na direção anódica, a partir de um determinado potencial (geralmente o potencial de corrosão E_{corr}) com velocidade de varredura padronizada. Por se tratar de um metal passivo, a densidade de corrente é inicialmente pequena (na ordem de 10^{-6} A/cm²) e a mesma varia muito pouco, com o aumento do potencial (WOLYNEC, 2002). Quando se

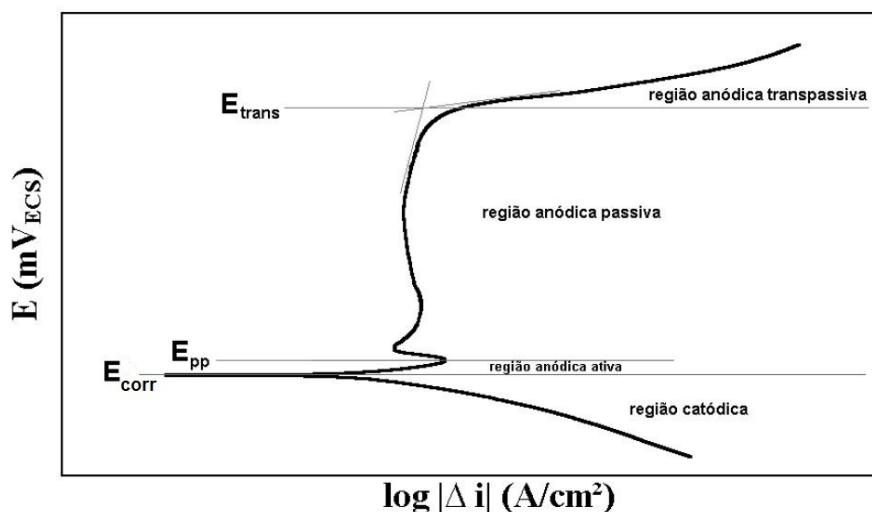
atinge o potencial de pite, ocorre um brusco aumento no valor da densidade de corrente, indicando o ponto inicial de formação de pites E_{pite} .

As reações eletroquímicas que podem ocorrer na interface de um material dependem do potencial de eletrodo que a superfície está submetida. O estudo destas reações pode ser feito através da relação entre o potencial aplicado e a corrente gerada nas reações eletroquímicas (anódicas e catódicas) que se desenvolvem. Assim, a varredura contínua de potencial e o correspondente registro da corrente gerada, permitem o estudo do comportamento eletroquímico de um material, gerando uma curva de polarização do material (MAGNABOSCO, 2001).

A polarização potenciodinâmica cíclica é o método utilizado para o levantamento de curvas de polarização de materiais, para avaliação do potencial de corrosão, potencial de formação de pites e potencial de repassivação de ligas metálicas formadoras de camada passivada. O ensaio prevê a varredura contínua do potencial, sendo o início da varredura no potencial de corrosão do material (potencial de circuito aberto) ou em potenciais menores onde predominam reações catódicas (potenciais menores que o potencial de corrosão do material) o ensaio é continuado com aumento constante do potencial (MAGNABOSCO, 2001).

Na Figura 16 é apresentado um diagrama típico de uma curva de polarização de um aço inoxidável em meio ácido, no diagrama são observadas quatro regiões principais: catódica, anódica ativa, anódica passiva e anódica transpassiva. A região catódica ocorre para potenciais abaixo do potencial de corrosão do material (E_{corr}). Com o aumento da corrente e passagem pelo ponto (E_{corr}) é iniciada a região anódica ativa este trecho representa o início das reações de dissolução (corrosão). Com a formação de películas aderentes, ocorre a redução da densidade de corrente, e iniciada a região anódica passiva no ponto (E_{pp}); esta região é caracterizada nos aços inoxidáveis por baixas taxas de corrente, portanto baixas ou nenhuma, taxa de corrosão devido à formação da camada passiva. Com o aumento do potencial é iniciada a região transpassiva demarcada pelo ponto E_{trans} . Neste momento é observado o aumento da densidade de corrente, com a degradação da película passiva e início da corrosão da matriz do material.

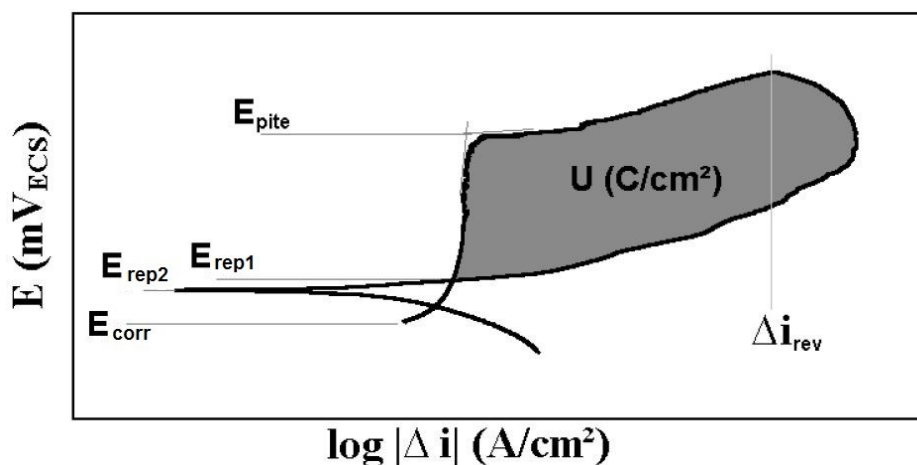
Figura 16: Diagrama representativo de curva de polarização de aço inoxidável em meio ácido. E_{corr} potencial de corrosão, E_{pp} potencial de início da passivação, E_{trans} potencial de início da região anódica transpassiva.



Fonte: Adaptado de Magnabosco (2001).

Para a avaliação dos potenciais de formação de pites e corrosão intergranular em aços inoxidáveis, utilizam-se curvas de polarização cíclicas Figura 17 em soluções contendo íons cloreto. A varredura é iniciada no potencial de corrosão do material, elevando a corrente até que uma dada densidade de corrente, acima do potencial de formação de pites, a partir deste ponto Δi_{rev} a varredura é realizada no sentido inverso, na mesma velocidade. Com este método de avaliação é possível registrar o potencial de formação de pites (E_{pite}) e com a reversão da varredura, a curva volta para pontos catódicos, indicando o ponto de repassivação e a energia necessária para a repassivação. No ponto onde ocorre o cruzamento da curva original é marcado E_{rep1} marcando o ponto de repassivação do material, ainda abaixo deste ponto no ponto E_{rep2} é observada a reversão de corrente para valores catódicos, onde o material é imune à formação de pites.

Figura 17: Diagrama representativo curva de polarização cíclica de aço inoxidável em solução contendo íons cloreto. E_{corr} potencial de corrosão, E_{rep1} e E_{rep2} potenciais de repassivação, E_{pite} potencial de pite e Δi_{rev} densidade de corrente de reversão.



Fonte: Adaptado de Magnabosco (2001).

O trabalho realizado entre o potencial de reversão Δi_{rev} e o potencial E_{rep1} é a energia necessária para a repassivação do material (área U), correspondente ao trabalho elétrico necessário para a repassivação da corrosão formada. Com isto, pode-se observar, que quanto maior o trabalho elétrico (área U), menor a resistência do material a propagação de pites, esta tendência ainda pode indicar a formação de corrosão intergranular em aços inoxidáveis (MAGNABOSCO, 2001; POTGIETER, 1992).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A escolha do metal base para o estudo, foi baseada nas necessidades do setor de extração de petróleo em plataformas *offshore* sob condições diversas, onde as tubulações estão expostas a agentes corrosivos provenientes da água do mar. Para evitar a corrosão acelerada e a presença de uma falha por baixa tenacidade, é necessário utilizar um material base e metal de adição com alta resistência à corrosão em ambiente salino, elevada resistência mecânica e tenacidade, requisitos fundamentais para a segura operação das tubulações em condições de elevadas pressões e presença de agentes corrosivos.

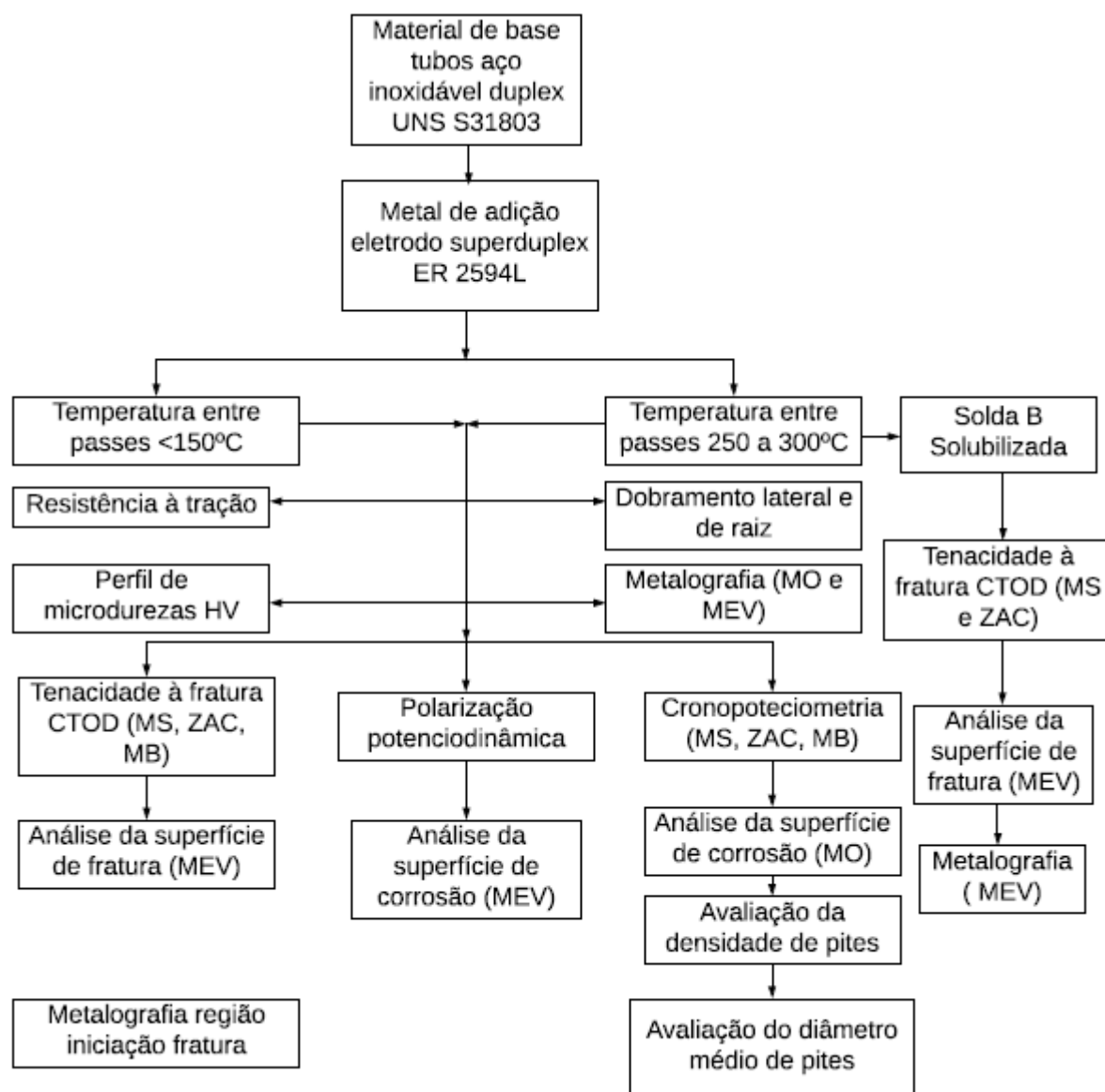
O processo de soldagem adotado foi o TIG pulsado manual. Ele apresenta como principais vantagens alta capacidade de fusão, proveniente da emissão termiônica gerada durante o processo de soldagem, efeito que minimiza o aparecimento de pontos com falta de fusão entre os passes de soldagem, aliada à alta qualidade metalúrgica das uniões, obtidas por este processo, com formação de uma pequena zona termicamente afetada. O uso de corrente pulsada com frequência pré-determinada de 200 Hz foi estabelecido através de ensaios prévios, garantindo para esta condição de frequência uma eficiente limpeza de óxidos superficiais durante a soldagem, adequada fusão com boa capacidade de repassivação do material após a soldagem.

Os gases aplicados no processo foram gás de soldagem Ar+2%N₂ e gás de purga 100% N₂. O metal de adição selecionado foi o arame AWS ER 2594L um arame superduplex, que contribui para a melhoria das propriedades de tenacidade à fratura e resistência à corrosão das uniões devido ao seu maior teor de elementos de liga.

Para a análise do efeito da temperatura interpasse sobre as propriedades mecânicas, microestruturais e resistência a corrosão das uniões foram realizadas duas soldas, uma para cada condição de temperatura interpasse. Temperatura interpasse <150 °C (Solda A) e uma soldagem contínua, com controle de temperatura entre passes por termômetro digital infravermelho (Solda B). A condição com temperatura interpasse menor que 150 °C foi utilizada conforme a norma (DNV-OS-F101, 2013). Já, a condição de soldagem contínua foi estudada para verificar quais são os reais efeitos desta prática na soldagem de aços duplex.

A sequência dos experimentos pode ser visualizada no fluxograma da Figura 18.

Figura 18: Fluxograma processos e ensaios realizados.



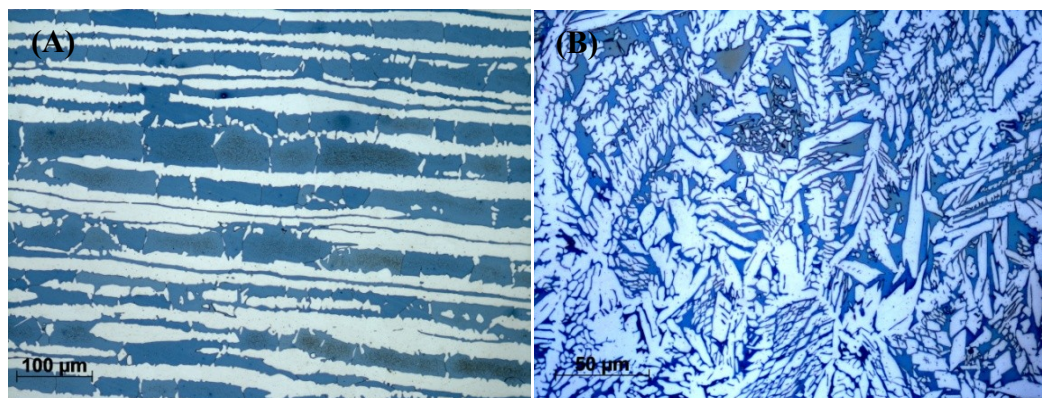
3.1 Materiais

O metal base utilizado na forma de tubos foi o aço inoxidável duplex UNS S31803 com dimensões: 120 mm x 12,7 mm x 150 mm (comprimento x espessura x diâmetro externo). O metal de adição utilizado na soldagem foi o eletrodo inoxidável superduplex AWS ER2594 – SANDVIK 25.10.4.L, com diâmetro de 1,2 mm. A composição química do material base foi obtida por espectrometria de emissão óptica e a composição do metal de adição conforme o laudo do fabricante. A Tabela 1 apresenta a composição química do material base e do metal de adição, conforme ensaio de espectroscopia de emissão óptica e laudo do fabricante respectivamente. As microestruturas características do material base e eletrodo consumível podem ser observadas na Figura 19.

Tabela 1: Composição química material base e metal de adição.

Materiais	%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo	%Cu	%W	%N
Metal Base	0,016	0,363	1,59	<0,0010	0,011	4,95	21,8	2,74	0,29	0,054	0,225
Metal de Adição	<0,020	0,30	0,40	<0,015	<0,020	9,5	25	4	-	-	0,25

Figura 19: Microestrutura material base (A), metal de solda (B).



As propriedades mecânicas do material base obtidas por ensaio conforme procedimento norma ASTM E8M são as seguintes: resistência à tração 744 MPa; limite de escoamento 604 MPa; alongamento de 25,7%. As propriedades mecânicas do material de adição (fornecidas pela SANDVIK) são as seguintes: resistência a tração de 850 MPa; limite de escoamento 650 MPa; alongamento de 25%.

3.2 Métodos

3.2.1 Equipamentos para a soldagem

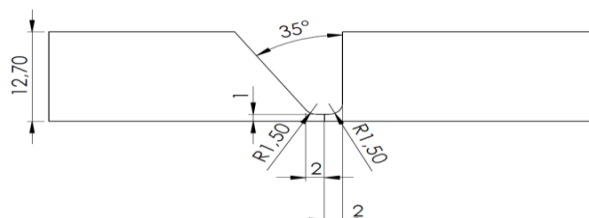
Para a soldagem foi utilizada fonte marca Miller modelo Dynasty 200, com alimentação manual de metal de adição. Foi utilizada uma tocha com ignitor de frequência para facilitar a abertura do arco elétrico, o bocal utilizado foi do tipo cerâmico com diâmetro interno de 10 mm e eletrodo de tungstênio de especificação AWS A 5.12 EWTh-2 com diâmetro 3,2 mm e ponta cônica truncada com ângulo entre 20 e 30 graus.

3.2.2 Procedimento de soldagem

As juntas foram preparadas com chanfro no formato meio V com ângulo de 35°, abertura de raiz zero e altura do nariz de 1 mm. A geometria da junta pode ser visualizada na Figura 20. As uniões foram obtidas na posição 1G, as juntas foram posicionadas e ponteadas

com espaçamento de 120 graus antes do início da soldagem para garantir o correto alinhamento dos tubos.

Figura 20: Geometria do chanfro empregado na soldagem.



A vazão de gás de proteção utilizada de 12 l/min, garantindo a proteção da poça de fusão sem turbulência, também foi ajustado um tempo de 15 segundos de pré-fluxo e pós-fluxo de gás, para garantir a adequada proteção da poça de fusão antes da abertura do arco elétrico e após o seu fechamento, evitando assim a contaminação da poça de fusão. A purga de raiz foi realizada com gás 100% N₂ e vazão de gás de 18 l/min.

Os parâmetros de soldagem utilizados na solda A (temperatura entre passes menor que 150°C) e solda B (solda contínua temperatura entre 250 e 300°C) são apresentados na Tabela 2, sendo realizado um total de 18 passes em cada solda. Os valores de energia de soldagem, foram calculados com base nos tempos de arco aberto cronometrados durante o processo, em função da trajetória percorrida pelo soldador durante a execução das soldas. Foi aplicado um coeficiente de rendimento do processo de $\eta=0,65$ para a obtenção dos valores de energia.

Tabela 2: Parâmetros de soldagem aplicados nos passes de raiz, reforço de raiz das soldas, enchimento e acabamento das soldas A e B.

Região da União	Solda	Corrente Média (A)	Tensão (V)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Energia de Soldagem (kJ/mm)	Vazão Gás de Proteção (l/min)	Vazão Gás de Purga (l/min)
RAIZ	A	135	10	0,8	1,68	12	18
	B	135	10	0,81	1,66	12	18
REFORÇO RAIZ	A	140	11	1,0	1,53	12	18
	B	140	11	1,06	1,45	12	18
ENCHIMENTO	A	150	12	1,26	1,42	12	18
	B	150	12	1,31	1,38	12	18
ACABAMENTO	A	150	12	1,66	1,08	12	18
	B	150	12	1,72	1,04	12	18

3.2.3 Ensaio de caracterização das juntas soldadas

Os corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura CTOD foram confeccionados conforme o planejamento apresentado na Tabela 3 para a solda A e para a solda B. O prefixo A anterior ao nome indica corpos de prova extraídos da solda A e o prefixo B indica corpos de prova foram extraídos da solda B. A preparação dos corpos de prova, foi realizada conforme procedimentos das normas (BS 7448 PART 1, 1991) e (BS EN ISO 15653, 1991) sendo o entalhe posicionado com auxílio de macrografia junto à região do metal de solda e na zona termicamente afetada.

Tabela 3: Corpos de prova tenacidade à fratura (CTOD) Solda A.

Solda A					
Quadrante	Identificação	Ensaio	Localização	Norma Preparação	Método de Ensaio
1	A CTOD (S) - 01	Tenacidade CTOD	Metal de Solda	BS EN ISO 15653:2010	BS 7448:1991
	A CTOD (Z) - 01		ZAC		
	A CTOD (S) - 02		Metal de Solda		
	A CTOD (Z) - 02		ZAC		
2	A CTOD (S) - 03	Tenacidade CTOD	Metal de Solda	BS EN ISO 15653:2010	BS 7448:1991
	A CTOD (Z) - 03		ZAC		
	A CTOD (S) - 04		Metal de Solda		
	A CTOD (Z) - 04		ZAC		
3	A CTOD (Z) - 05	Tenacidade CTOD	ZAC	BS EN ISO 15653:2010	BS 7448:1991
	A CTOD (S) - 05		Metal de Solda		
	A CTOD (Z) - 06		ZAC		
	A CTOD (S) - 06		Metal de Solda		
4	A CTOD (S) - 07	Tenacidade CTOD	Metal de Solda	BS EN ISO 15653:2010	BS 7448:1991
	A CTOD (Z) - 07		ZAC		
	A CTOD (S) - 08		Metal de Solda		
	A CTOD (Z) - 08		ZAC		

Tabela 4: Corpos de prova tenacidade à fratura (CTOD) Solda B.

Solda B					
Quadrante	Identificação	Ensaio	Localização	Norma Preparação	Método de Ensaio
1	B CTOD (S) - 01	Tenacidade CTOD	Metal de Solda	BS EN ISO 15653:2010	BS 7448:1991
	B CTOD (Z) - 01		ZAC		
	B CTOD (S) - 02		Metal de Solda		
	B CTOD (Z) - 02		ZAC		
2	B CTOD (S) - 03	Tenacidade CTOD	Metal de Solda	BS EN ISO 15653:2010	BS 7448:1991
	B CTOD (Z) - 03		ZAC		
	B CTOD (S) - 04		Metal de Solda		
	B CTOD (Z) - 04		ZAC		
3	B CTOD (Z) - 05	Tenacidade CTOD	ZAC	BS EN ISO 15653:2010	BS 7448:1991
	B CTOD (S) - 05		Metal de Solda		
	B CTOD (Z) - 06		ZAC		
	B CTOD (S) - 06		Metal de Solda		
4	B CTOD (S) - 07	Tenacidade CTOD	Metal de Solda	BS EN ISO 15653:2010	BS 7448:1991
	B CTOD (Z) - 07		ZAC		
	B CTOD (S) - 08		Metal de Solda		
	B CTOD (Z) - 08		ZAC		

A nomenclatura, detalhes de preparação e condições de ensaio dos corpos de prova de tração, corrosão, dobramento lateral, dobramento de raiz, caracterização metalográfica e microdureza das juntas soldadas estão apresentados nas Tabela 5 para a solda A e Tabela 6 para a solda B.

Tabela 5: Nomenclatura, dados de preparação e condições de ensaio solda A.

Solda A					
Quadrante	Identificação	Ensaio	Localização	Norma Preparação	Método de Ensaio
1	A TR1	Tração	Transversal	ASTM A370	ASTM A370
	A CR1	Corrosão	Superfície Externa (MS, ZAC e MB)	ASTM G61	ASTM G61
2	A DR2	Dobramento Raiz	Raiz	ASTM A370	ASTM A370
	A DL2	Dobramento Lateral	Lateral da União	ASTM A370	ASTM A370
3	A CR3	Corrosão	Superfície Externa (MS, Interface e MB)	ASTM G61	ASTM G61
	A TR3	Tração	Transversal	ASTM A370	ASTM A370
4	A DR4	Dobramento Raiz	Raiz	ASTM A370	ASTM A370
	A DL4	Dobramento Lateral	Lateral da União	ASTM A370	ASTM A370

	A ME	Metalografia e Microdureza	Seção Transversal	ASTM E3-95 e ASTM E384-16	-
--	------	----------------------------	-------------------	---------------------------	---

Tabela 6: Nomenclatura, dados de preparação e condições de ensaio solda B.

Solda B					
Quadrante	Identificação	Ensaio	Localização	Norma Preparação	Método de Ensaio
1	B TR1	Tração	Transversal	ASTM A370	ASTM A370
	B CR1	Corrosão	Superfície Externa (MS, Interface e MB)	ASTM G61	ASTM G61
2	B DR2	Dobramento Raiz	Raiz	ASTM A370	ASTM A370
	B DL2	Dobramento Lateral	Lateral da União	ASTM A370	ASTM A370
3	B CR3	Corrosão	Superfície Externa (MS, ZAC e MB)	ASTM G61	ASTM G61
	B TR3	Tração	Transversal	ASTM A370	ASTM A370
4	B DR4	Dobramento Raiz	Raiz	ASTM A370	ASTM A370
	B DL4	Dobramento Lateral	Lateral da União	ASTM A370	ASTM A370
	B ME	Metalografia e Microdureza	Seção Transversal	ASTM E3-95 e ASTM E384	-

A disposição de retirada dos corpos de prova na seção transversal dos tubos é apresentada na Figura 21. Na Figura 22 é apresentada uma representação da disposição dos corpos de prova em uma vista planificada da seção longitudinal dos tubos soldados.

Figura 21: Disposição geral corpos de prova ensaios seção transversal solda A e solda B.

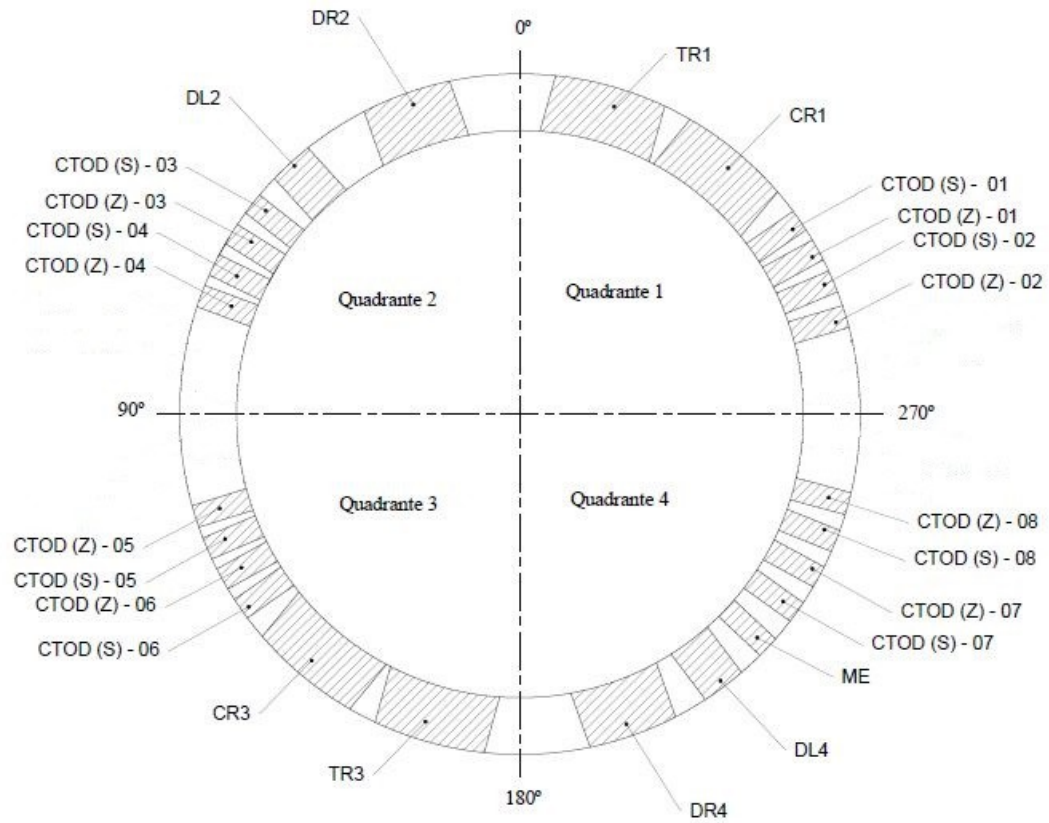
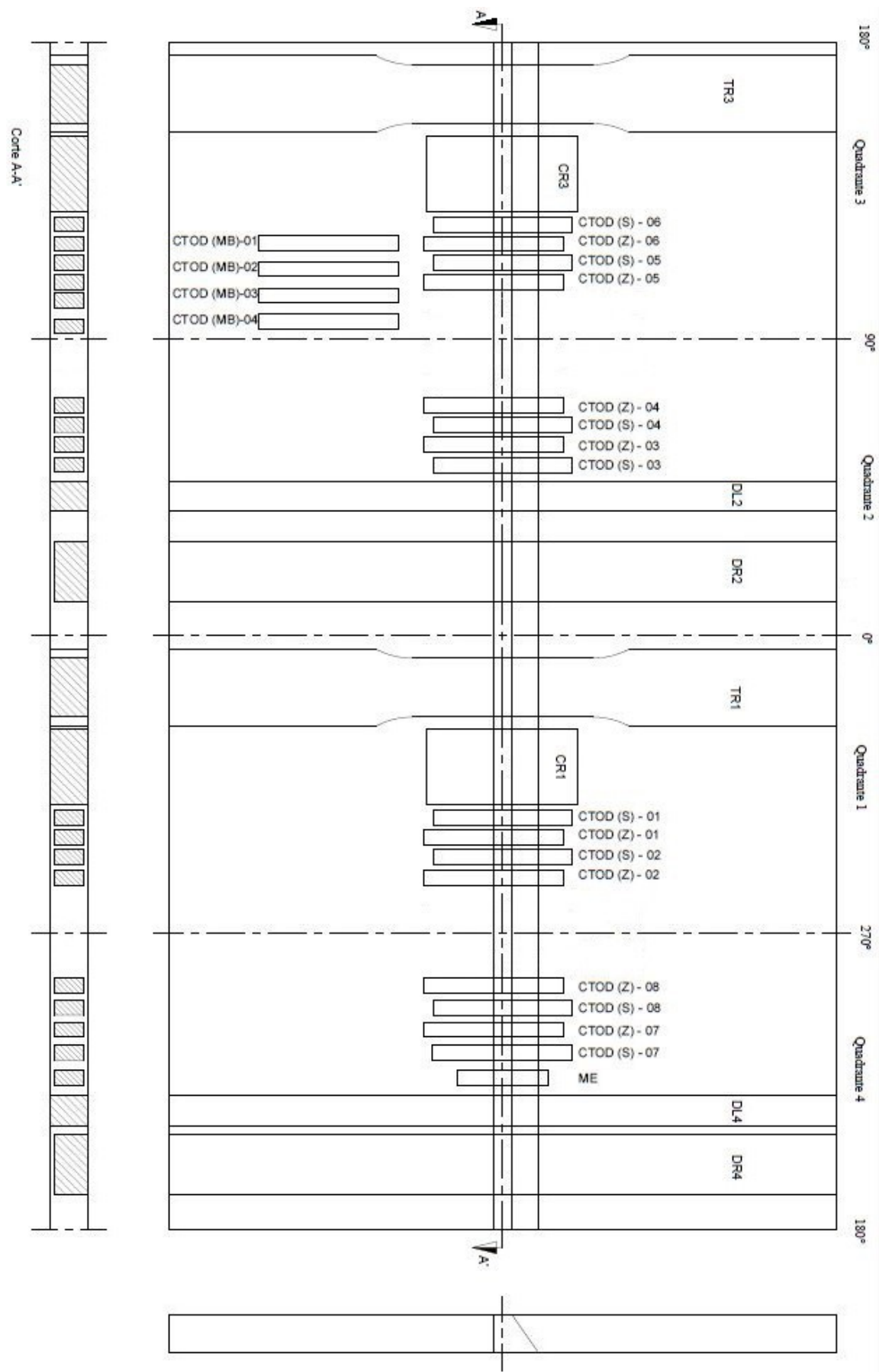


Figura 22: Disposição geral corpos de prova para ensaios vista planificada solda A e Solda B.



3.2.4 Microscopia óptica, macrografia e microscopia eletrônica de varredura MEV

Para a caracterização por microscopia ótica, macrografia e MEV das diferentes regiões das juntas soldadas foram retirados corpos de prova por eletroerosão a fio junto à seção transversal das juntas soldadas. Os corpos de prova foram embutidos em resina baquelite e preparados conforme o procedimento padrão da norma (ASTM E3-95, 2001) apresentado na Tabela 7. O reagente químico utilizado para análise da microestrutura foi Behara Modificado (20 ml ácido clorídrico, 80 ml água destilada 0,5 g bifluoreto de amônio e 1 g de metabissulfito de potássio). Este reagente colore a superfície da amostra gerando um contraste entre as fases ferrita, austenita e fases intermetálicas.

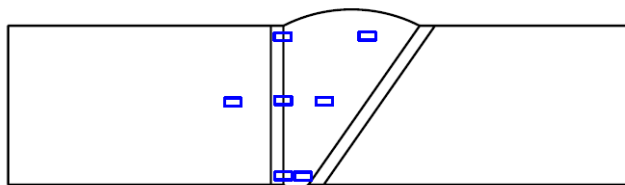
Tabela 7: Procedimento aplicado para análise metalográfica.

Etapa	Superfície	Abrasivo/Granulometria	Lubrificante /Refrigerante	Rotação (rpm)	Ataque	Tempo de Exposição (s)
1	Papel abrasivo	SiC/ 220-1200	Água	Manual	-	-
2	Pano TCT Arotec	Solução diamantada 6µm	Álcool 99,5%	250	-	-
3	Pano TWI Arotec	Solução diamantada (DIA DUO) 3µm	Álcool 99,5%	250	-	-
4	Pano FVL Arotec	Solução diamantada (DIA DUO) 1µm	Álcool 99,5%	250	-	-
5	Ataque Metalográfico	Microscopia Óptica			Behara Modificado	10
6	Ataque Metalográfico	MEV			Behara Modificado	20

Para uma análise global das juntas foram realizadas macrografias. Neste procedimento os corpos de prova foram lixados, conforme procedimento padrão e polidos com alumina 1 µm, as amostras foram atacadas quimicamente com solução Behara Modificado durante 30 s. As imagens, foram obtidas utilizando estereomicroscópio marca Zeiss modelo Stemi 2000. Para uma melhor análise das microestruturas nas diferentes regiões das uniões, as mesmas foram analisadas em microscópio eletrônica de varredura (MEV), marca Tescan modelo LM3. A preparação das amostras seguiu o procedimento descrito na Tabela 7, com tempo de exposição da amostra ao reagente de 20 s, o que gerou um melhor contraste das fases analisadas em MEV com detector de elétrons secundários. Já as amostras analisadas pela

técnica de elétrons retroespalhados (BSE) foi realizada apenas com polimento, descrito na Tabela 7, sem ataque químico. As regiões analisadas das juntas soldada estão representadas na Figura 23.

Figura 23: Regiões analisadas microscópio óptico e MEV.



3.2.4.1 Determinação da quantidade de fases e precipitados

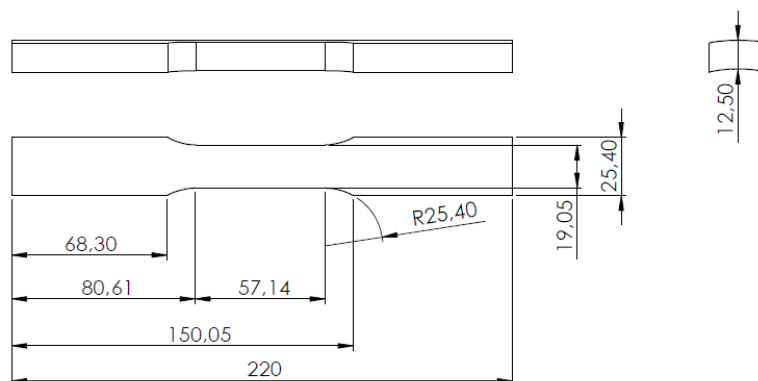
A quantificação das fases presentes, ferrita e austenita foi realizada através do software ImageJ®. Para esta caracterização foram utilizadas cinco imagens de cada região da junta MS, ZAC e MB com ampliação de 500X, onde foram realizadas as medições com levantamento dos valores médios e desvios padrão para cada região analisadas.

A contagem de precipitados formados nas soldas foi realizada no software ImageJ® por diferença de contraste entre os precipitados e a matriz, os percentuais de precipitados serão avaliados conforme os critérios da norma DNV OS F101.

3.2.5 Ensaio de tração das juntas soldadas

As propriedades de resistência das juntas soldadas foram determinadas através de ensaio de tração, os ensaios foram conduzidos conforme a norma (ASTM A370-02, 2002). Para a caracterização das juntas foram ensaiados dois corpos de prova para cada condição de soldagem, atendendo as exigências da norma (DNV-OS-F101, 2013). As dimensões dos corpos de prova de tração são apresentadas na Figura 24.

Figura 24: Geometria corpos de prova tração soldas A e B.



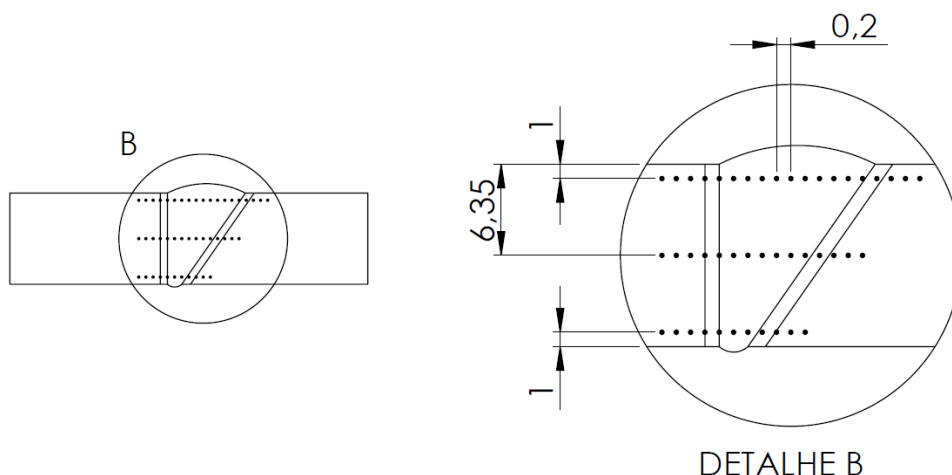
3.2.6 Ensaio de dobramento lateral e de raiz das juntas soldadas

Para a verificação da integridade das uniões, foram realizados ensaios de dobramento lateral e dobramento de raiz para as duas condições de soldagem conforme a norma (ASTM A370-02, 2002). Os corpos de prova para dobramento de raiz têm dimensões de 20 x 12,5 x 220 mm (largura, espessura e comprimento). Os corpos de prova de dobramento lateral têm dimensões de 10 x 12,5 x 220 mm (largura, espessura e comprimento), com raio de curvatura de 2,5 mm para alívio de tensões junto às laterais. O equipamento utilizado para os ensaios foi a máquina de ensaios universal servo-hidráulica marca MTS modelo 810, com capacidade de 100 kN.

3.2.7 Ensaio de microdureza

No ensaio de microdureza, foram realizadas três linhas na seção transversal das juntas soldadas, conforme apresentado na Figura 25. O equipamento utilizado foi o microdurometro da marca Shimadzu modelo HMV-G 20ST, a configuração de ensaio utilizou uma carga de 0,3 kgf e uma distância entre endentações de 0,2 mm, conforme procedimento da norma (ASTM E384-16, 2016). O tempo de permanência de carga foi de 10 s.

Figura 25: Representação perfis de microdurezas juntas soldadas.



3.2.8 Ensaio de tenacidade à fratura CTOD

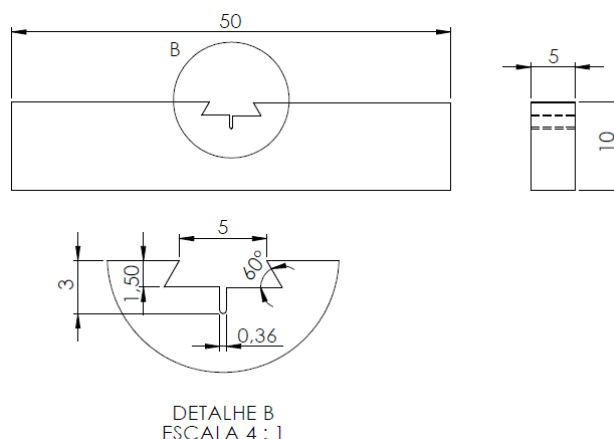
A preparação dos corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura seguiu os procedimentos descritos pelas normas (BS 7448 PART 1, 1991) e (BS EN ISO 15653, 1991). O procedimento descrito na norma, demanda cuidados na retirada dos corpos de prova e posicionamento do entalhe. Os procedimentos para usinagem dos corpos de prova e realização dos ensaios estão descritos a seguir:

3.2.8.1 Corpos de prova

As regiões analisadas nos ensaios de tenacidade à fratura são metal base, zona termicamente afetada e metal de solda. Para possibilitar o posicionamento do entalhe junto à região da ZAC, as juntas soldadas foram preparadas com chanfro do tipo $\frac{1}{2} V$, que fornece uma face reta a um lado da junta possibilitando a análise junto à região da ZAC.

Desta forma, a geometria de corpos de prova selecionada para realização dos ensaios foi do tipo BEND, sendo respeitadas as relações de geometria do corpo de prova pela descritas pela norma $(B - (W = 2B) - S = (4W) - (e))$ sendo: $(B) = 5$ mm a largura do corpo de prova, $(W) = 10$ mm a espessura do corpo de prova, $(S) = 40$ mm o comprimento e $(e) = 3$ mm profundidade de preparação do entalhe. A Figura 26 apresenta a geometria final e as dimensões dos corpos de prova ensaiados.

Figura 26: Corpo de prova ensaio de tenacidade à fratura CTOD

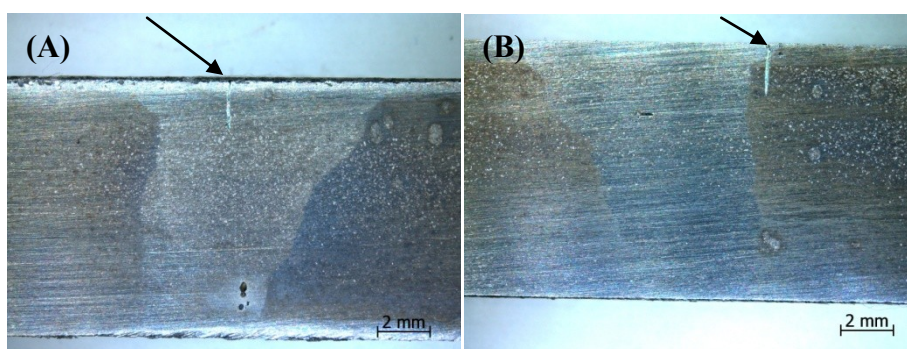


3.2.8.2 Extração dos corpos de prova

Para a correta extração dos corpos de prova, a norma (BS EN ISO 15653, 1991) orienta uma retirada dos corpos de prova ordenada, com identificação correta da região onde será posicionado o entalhe.

Em um primeiro momento, os tubos formam usinados pelo processo de eletroerosão para retirada dos corpos de prova para ensaio de tenacidade. O correto posicionamento dos entalhes junto às regiões da ZAC e MS foi realizado da seguinte forma: de posse das seções usinadas dos tubos, a interface lateral dos corpos de prova foi preparada através de lixamento sequencial até a lixa 600 e ataque para exame macrográfico, visando identificar as regiões do metal de solda e zona termicamente afetada Figura 27. Então, os corpos de prova foram marcados e preparados para usinagem dos entalhes. Para o correto posicionamento do entalhe junto às regiões dos corpos de prova, os mesmos foram realizados por eletroerosão a fio, garantindo a precisão dimensional exigida e a geometria especificada para os corpos de prova nas diferentes regiões das juntas.

Figura 27: Macrografia posicionamento entalhe CTOD metal de solda (A) e zona termicamente afetada (B).



3.2.8.3 Equipamento para ensaio

Para realização dos ensaios foi utilizado um equipamento de ensaios servo-hidráulico marca MTS modelo 810, com capacidade de 100 kN e controlador TestStar IIs. Para monitoramento do crescimento da pré-trinca de fadiga foi utilizado um extensômetro marca MTS modelo 632.03F-30.

3.2.8.4 Procedimento de ensaio e análise

As etapas para realização dos ensaios de tenacidade à fratura CTOD, análise da superfície de fratura e metalografia da região lateral dos corpos de prova estão descritos a seguir:

a) Abertura da pré trinca de fadiga

A pré trinca de fadiga foi obtida por flexão cíclica dos corpos de prova. Os parâmetros de carregamento cíclico foram ΔK de 17 MPa \sqrt{m} , razão de carregamento 0,1 e frequência de 20 Hz. A abertura da trinca foi monitorada através de extensômetro até ser obtida uma razão $a/w=0,5$.

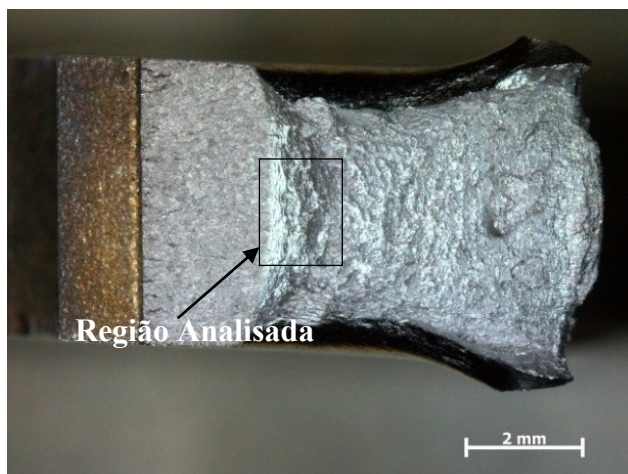
b) Realização do ensaio CTOD

Os corpos de prova de CTOD foram ensaiados a temperatura ambiente. Para o cálculo dos valores de CTOD foram adotadas as seguintes propriedades de resistência mecânica para o metal de solda (MS): $\sigma_e=650$ MPa e $\sigma_{m\acute{a}x}=850$ MPa conforme dados fornecidos pelo fabricante, propriedades mínimas de tração do metal base na condição como depositado pelo processo TIG. Para o cálculo dos valores de CTOD da ZAC e MB foram utilizadas as propriedades de tração do material base (MB): $\sigma_e=604$ MPa e $\sigma_{m\acute{a}x}=744$ MPa.

c) Análise da superfície de fratura

Após a realização dos ensaios de tenacidade à fratura CTOD, as superfícies de fratura foram observadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca Tescan modelo LM3. Este procedimento tem como principais objetivos a determinação do modo de fratura predominante na região de iniciação da trinca; a região analisada é apresentada na Figura 28. O procedimento de análise da superfície de fratura foi realizado nos corpos de prova que apresentaram menor valor de tenacidade e maior valor para cada condição de ensaio.

Figura 28: Região analisada superfície de fratura CTOD.

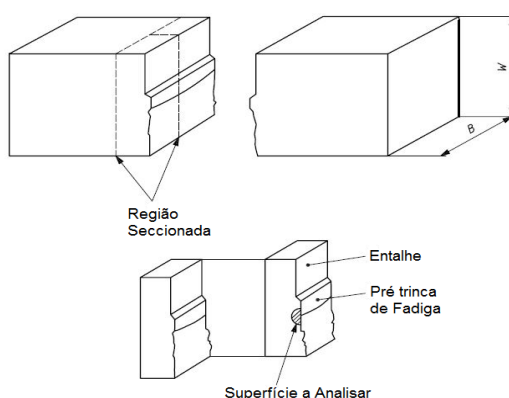


d) Análise metalográfica

A norma (BS EN ISO 15653, 1991) prevê que uma análise metalográfica seja realizada após o ensaio para verificar a microestrutura junto à região de iniciação de trinca no ensaio de CTOD. Este procedimento objetiva avaliar qual foi a microestrutura presente na região de propagação da trinca, evitando assim equívocos no momento da interpretação dos resultados.

Conforme procedimento da norma, os corpos de prova ensaiados devem ser seccionados junto à região de propagação da fratura para análise metalográfica, a face interna deve ser analisada conforme Figura 29.

Figura 29: Análise microestrutura de propagação da trinca.



Fonte: [Adaptado de (BS EN ISO 15653, 1991)].

3.2.9 Ensaio de corrosão polarização potenciodinâmica cíclica

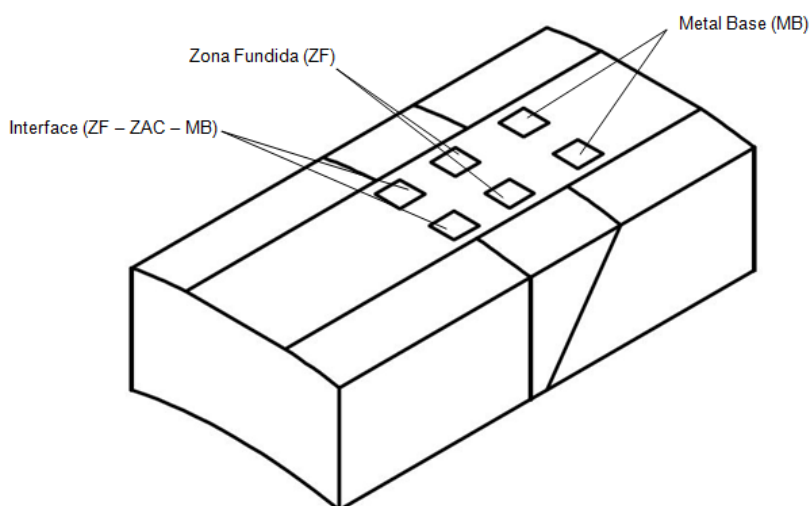
O comportamento eletroquímico do material base, zona fundida e interface de soldagem foram avaliados através de ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica, conforme procedimentos da norma (ASTM G61-86, 2014). O levantamento das curvas de

polarização cíclica, foi realizado em solução contendo 3,5% de NaCl. O ensaio foi conduzido à temperatura ambiente, simulando a exposição da junta a ambiente salino.

Para a preparação os corpos de prova, foram usinados os reforços de solda da superfície externa dos cordões, com posterior lixamento e polimento utilizando alumina 1 μm . Esta preparação foi realizada na superfície externa da união, por ser a região que estará exposta ao meio salino durante a aplicação das tubulações. As regiões analisadas estão representadas na Figura 30, sendo a área exposta à corrosão de aproximadamente 0,22 cm^2 (as correntes foram normalizadas pela área específica de cada amostra). No processo, foi utilizado eletrodo de referência de calomelano saturado e uma espiral de platina como contra eletrodo.

Todas as polarizações potenciodinâmicas passaram por um período de OCP de 1 hora, sendo conduzidas com uma velocidade de varredura na direção anódica de 1 mV/s e iniciadas em 250 mV abaixo do potencial de circuito aberto, até 3000 mV acima deste potencial. O critério de retorno adotado foi quando a densidade de corrente atingisse 1mA/cm². Neste ponto, a varredura foi revertida, para a direção catódica e observado o comportamento das curvas quanto à repassivação.

Figura 30: Áreas avaliadas no ensaio de corrosão por polarização potenciodinâmica.



3.2.9.1 Avaliação da superfície após ensaio de corrosão

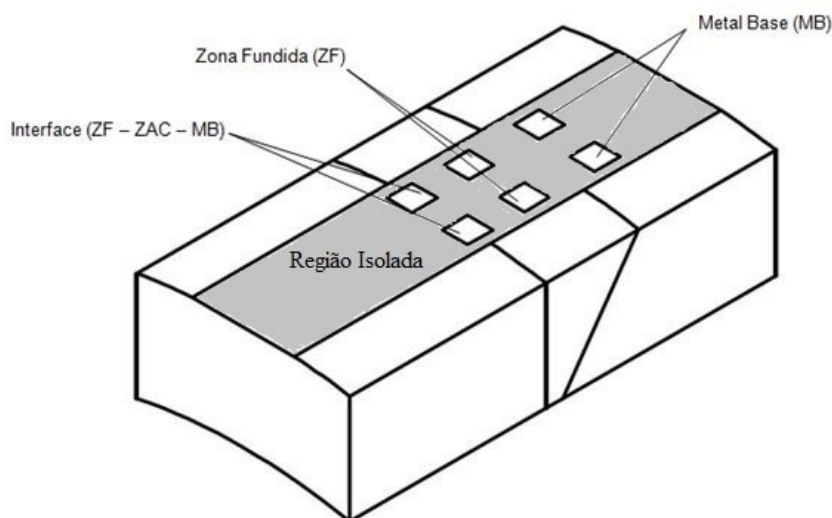
A superfície atacada durante o ensaio de corrosão foi avaliada para as diferentes regiões por MEV, sendo avaliadas as áreas onde foi realizado o ensaio de polarização com formação de corrosão.

3.2.10 Ensaios eletroquímicos de cronopotenciometria e cronoamperometria

O comportamento eletroquímico do material de base, zona fundida de soldagem e interface de soldagem foram avaliados por ensaio de cronopotenciometria e cronoamperometria.

Para realização do ensaio, as amostras foram preparadas com lixamento sequencial e posterior polimento com solução de alumina 1 μm . As áreas expostas ao meio foram isoladas com resina endurecível conforme representado na Figura 31 e expostas uma de cada vez ao meio, as regiões foram medidas para a sua normalização e posterior avaliação após o ensaio.

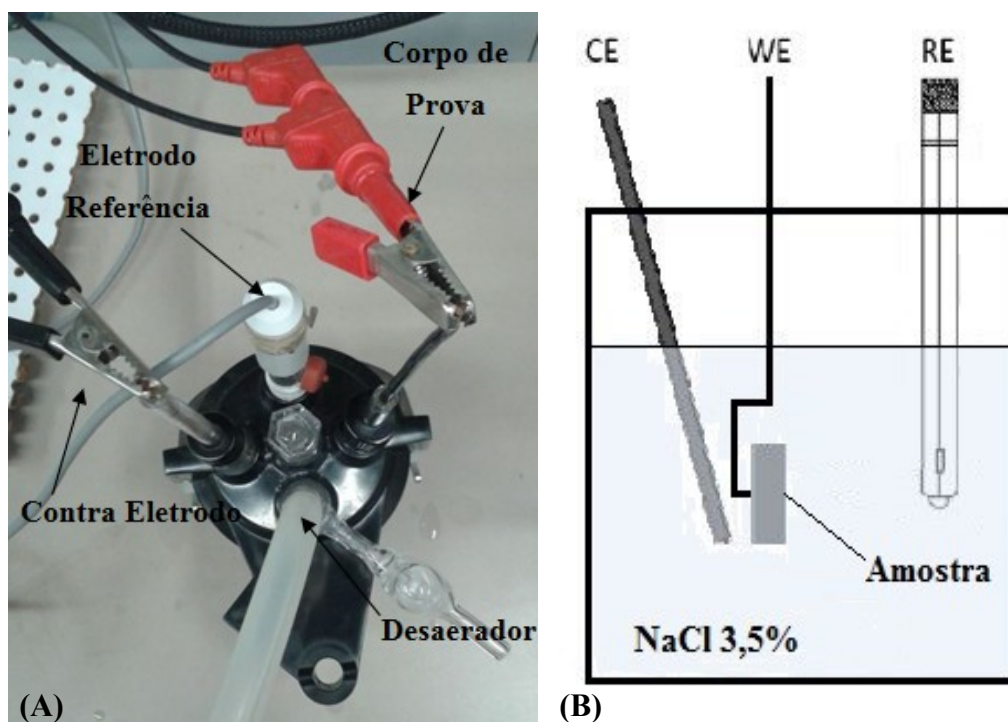
Figura 31: Áreas expostas nos ensaios e regiões isoladas com resina.



Os ensaios foram conduzidos em um potenciostato da marca Autolab PGSTAT 302N, que está conectado a um computador e uma célula eletroquímica, conforme representado na Figura 32 (A). Na célula, foram montados, o eletrodo de referência de calomelano saturado (RE), eletrodo de trabalho (WE) e o contra eletrodo de platina (CE) conforme apresentado na Figura 32 (B). Os ensaios, foram conduzidos em uma solução 3,5% NaCl e um sistema de desaeração, foi desenvolvido com injeção de N_2 por duas horas e a correta vedação de todas as partes da célula.

O ensaio de cronopotenciometria foi conduzido aplicando-se uma densidade de corrente de $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, acompanhando a transição de potencial durante 1 hora. O valor máximo de potencial foi tomado e este valor aplicado na cronoamperometria, onde foi monitorada a transição de corrente durante 1 hora.

Figura 32: Célula de ensaio cronovoltametria e cronoamperometria.



3.2.10.1 Análise dos resultados cronopotenciometria e cronoamperometria

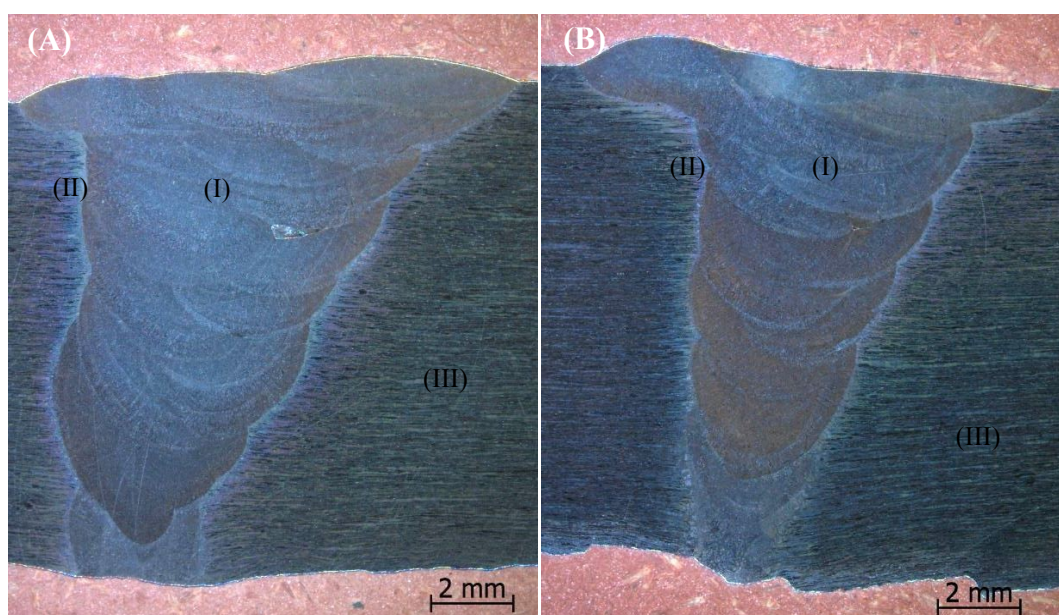
A quantificação da corrosão gerada nos ensaios foi realizada através de imagens de microscópio óptico, utilizando o programa IMAGE J. Foram analisadas cinco imagens com ampliação de 100X das diferentes regiões para cada condição de análise. A análise permitiu avaliar o percentual de área corroído no ensaio e forneceu uma estimativa da distribuição de diâmetro médio dos pites formados.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Macrografias e Microestruturas

A Figura 33 apresenta as macrografias das soldas A e B. Nas imagens é possível visualizar a região correspondente ao metal de solda, com os correspondentes passes de soldagem (I), zona termicamente afetada (II) e material base (III). É possível visualizar que a zona termicamente afetada apresenta uma pequena largura com valores médios de $300\ \mu\text{m} \pm 50$ para a solda A e $550\ \text{mm} \pm 40$ para a solda B.

Figura 33: Macroestrutura Solda A e Solda B

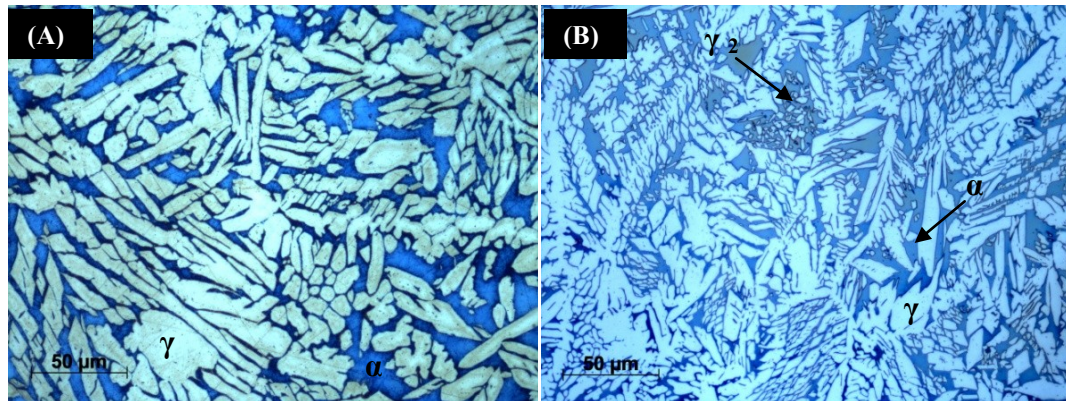


4.2 Microscopia Ótica

4.2.1 Microestruturas metal de solda

As microestruturas da região do metal de solda, da solda A e solda B são mostradas na Figura 34 (A e B). A microestrutura bruta de fusão apresenta as fases austenita γ , ferrita α e austenita secundária γ_2 . Na solda B houve maior formação de austenita secundária γ_2 e microestrutura mais refinada. Em um estudo de (GENG, SUN e LINGYU GUO, 2015) reporta a maior formação de austenita secundária na soldagem de aços duplex, pelo processo GTAW em múltiplos passes, devido ao reaquecimento gerado durante os passes de soldagem, que favorece a formação de austenita secundária.

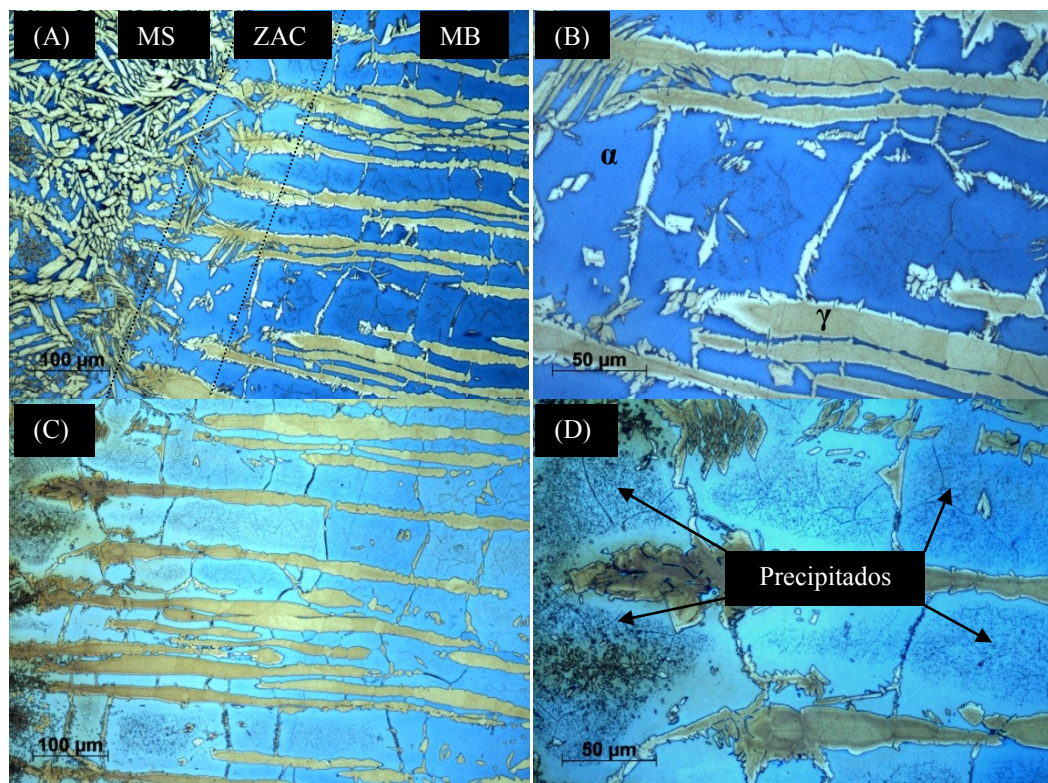
Figura 34: Microestruturas MO metal de adição soldas A e B.



4.2.2 Micrografias interface Solda A

As regiões da interface de soldagem junto à raiz da solda A, são apresentadas nas Figura 35 (A e B). Esta marcada a interface de soldagem junto à raiz da união e na ZAC da solda A. É possível visualizar as diferentes regiões pela microestrutura presente, o tamanho médio da ZAC foi de $300 \mu\text{m} \pm 50$. A Figura 35 (C e D) mostra a microestrutura da ZAC junto à região da face de soldagem da solda A é possível visualizar a maior uma maior formação de fases intermetálicas precipitadas como pequenos pontos pretos dispersos na ferrita indicados por setas nas imagens.

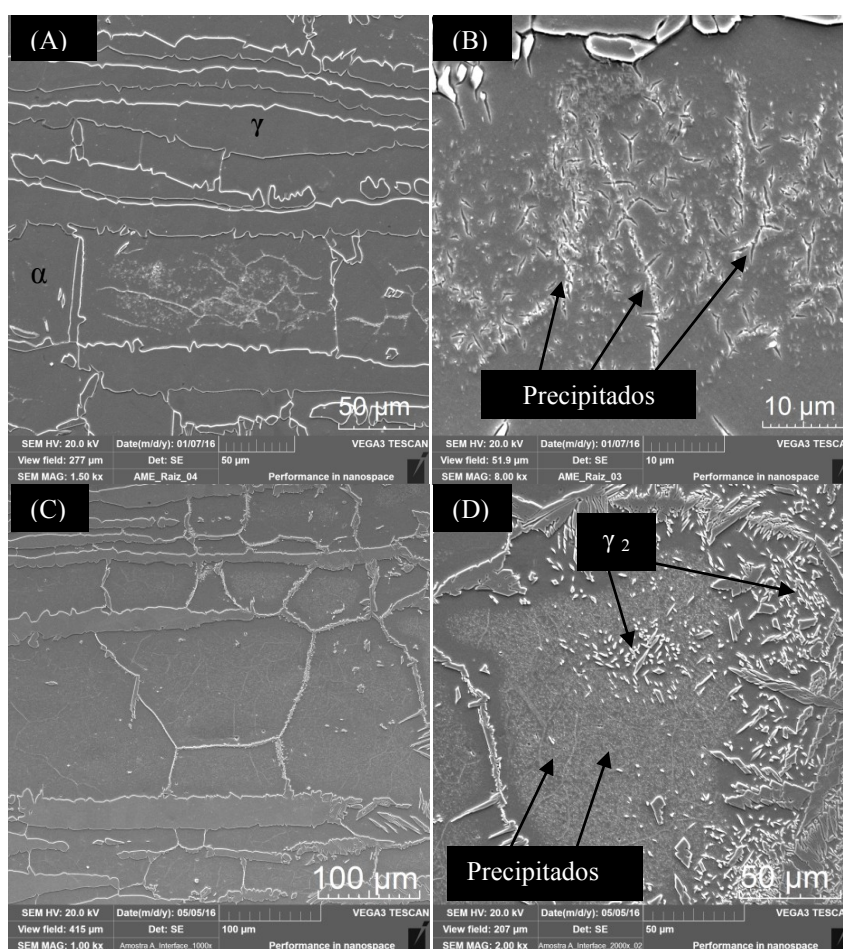
Figura 35: Metalografias MO regiões da raiz (A e B) e face (C e D), solda A.



4.2.3 Análise Solda A (MEV)

Na Figura 36 (A e B) são apresentadas as micrografias da ZAC de soldagem na região da raiz da solda A com a microestrutura austenítica em destaque com relação à matriz ferrítica. Também é visível a formação de precipitados na região ferrítica com tamanho reduzido em forma de pontos dispersos e linhas. A Figura 36 (C e D) mostra a microestrutura da ZAC na face de soldagem nesta região, onde é possível visualizar um aumento na fração de ferrita com presença de pequenos precipitados e austenita secundária.

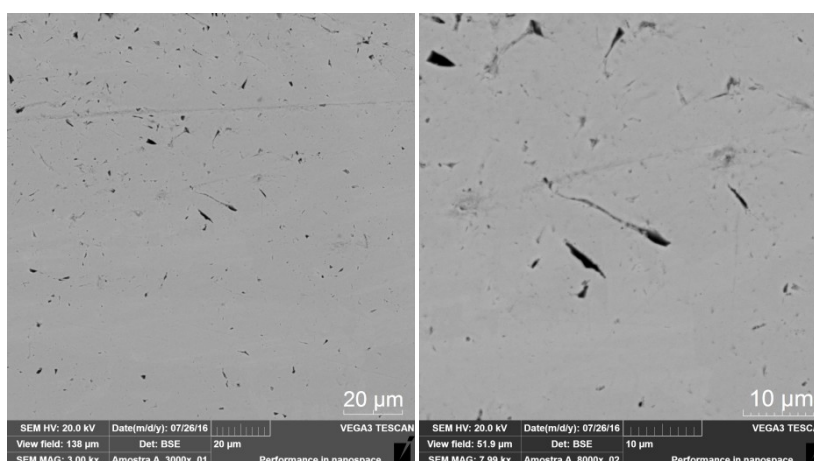
Figura 36: Imagens região da ZAC solda A, (A e B) raiz e (C e D) face.



A Figura 37 apresentam imagens dos precipitados presentes na ZAC da solda A avaliados pela técnica de MEV com elétrons retroespalhados. É possível visualizar a presença de bastões na cor preta com morfologia semelhante a nitretos de cromo (Cr_2N) em um percentual médio de $1,67 \% \pm 0,97$ da amostra preenchida por esta fase. Estudos realizados por (SANTOS e MAGNABOSCO, 2016; ZHANG, ZHANG, *et al.*, 2016) classificam precipitados com morfologia semelhante como nitretos de cromo, a cinética de precipitação e as temperaturas de formação da fases de nitretos de cromo é facilitada para ciclos térmicos de

soldagem, sendo possível a sua formação. Precipitados mais escuros que a matriz apresentam esta tonalidade devido aos elevados teores de nitrogênio e baixo peso atômico da fase Cr_2N , sendo dificultada a cinética de formação das fases chi e sigma para condições de ciclos térmicos de soldagem estudadas. A precipitação de nitretos também pode ter sido facilitada pelos elevados teores de N_2 presentes no metal de base, metal de adição e gás de proteção para soldagem.

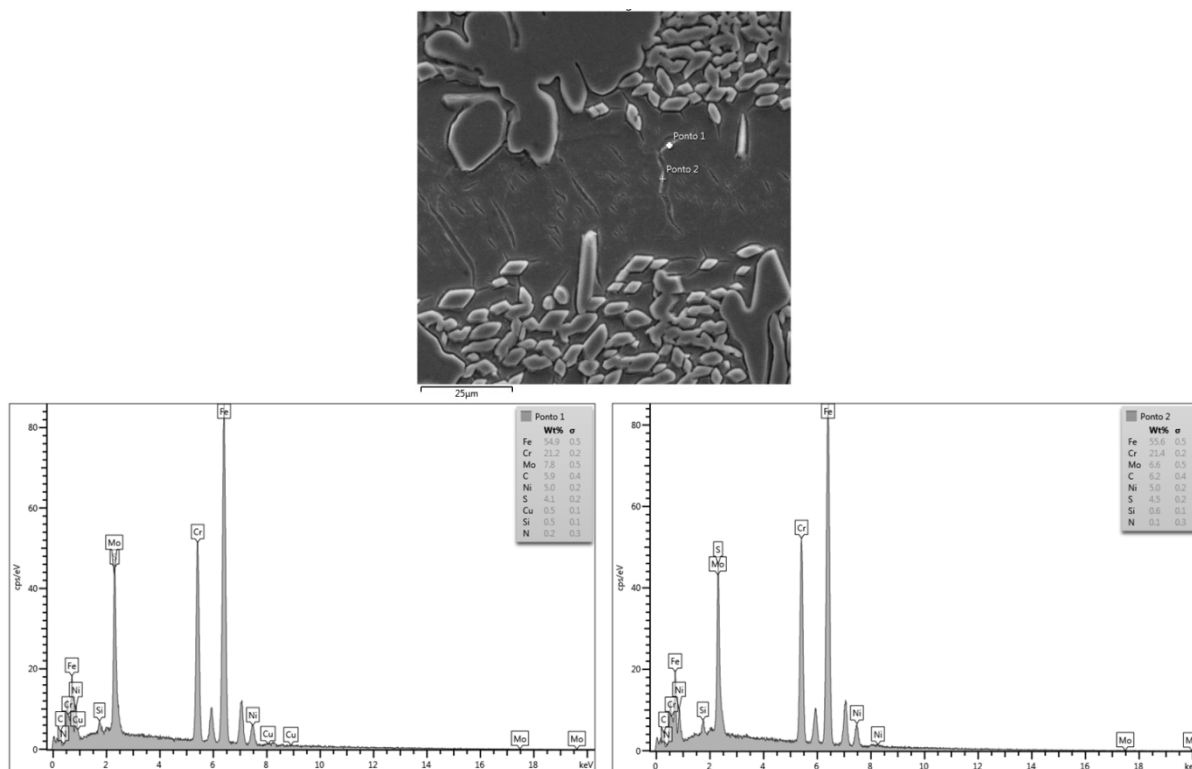
Figura 37: Imagens MEV elétrons retroespalhados (BSE), solda A.



4.3 Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) Solda A

As regiões da ZAC das soldas A e B foram avaliadas por pontos e linhas de EDS, na Figura 38 da solda A é possível verificar a presença de nitrogênio, sendo este não registrado na matriz ferrítica durante a avaliação pontual de EDS, indicando que a microfase presente contém N_2 . A austenita apresenta elevados teores de nitrogênio já a ferrita apresenta baixa solubilidade do elemento nitrogênio sendo favorecida a precipitação de nitretos ligados ao cromo nesta região.

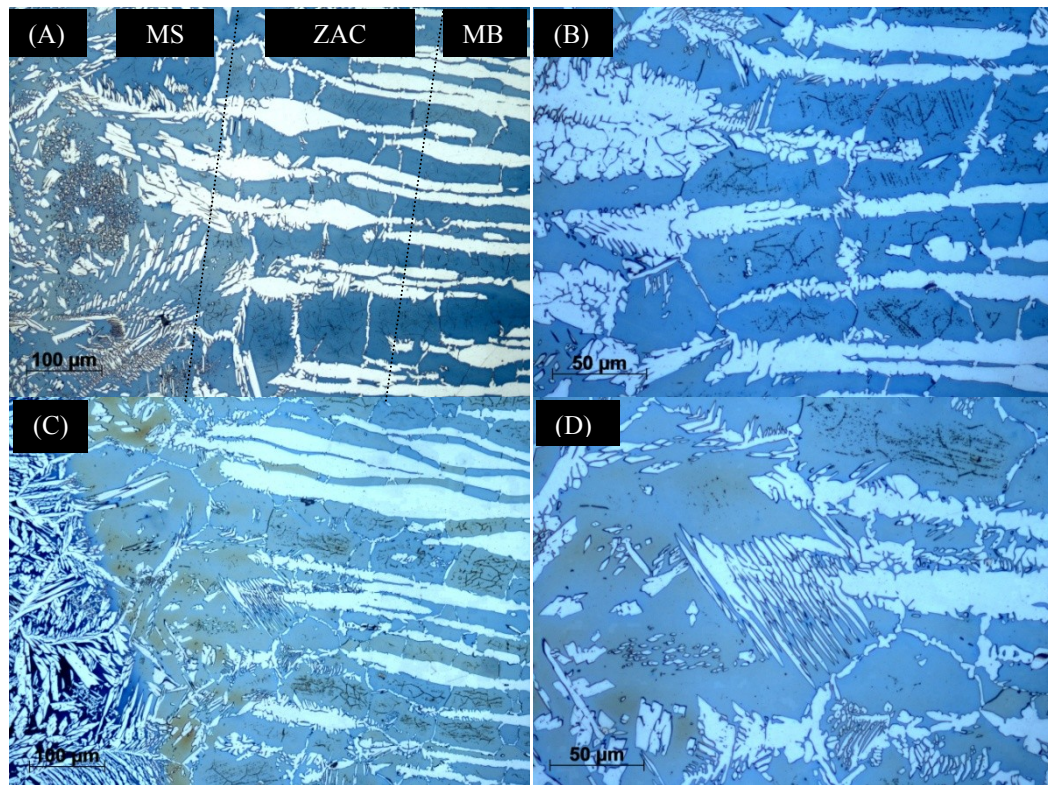
Figura 38: Análise EDS pontual precipitados Solda A.



4.3.1 Micrografias interface Solda B

Nas Figura 39 (A e B) são mostradas as microestruturas da solda B, na região da raiz de soldagem. É possível visualizar as diferentes regiões da união, o tamanho médio da ZAC registrado foi de $550 \text{ mm} \pm 40$, com formação de austenita secundária em maior quantidade que na solda A. Também é visível a formação de fases intermetálicas de maior tamanho, e em maior quantidade junto à ferrita na solda B, em comparação com a condição A. A Figura 39 (C e D) mostra a maior quantidade de austenita secundária presente na ZAC, próximo à raiz da união, tal fenômeno se deve ao reaquecimento proveniente dos passes de soldagem, que possibilitaram maiores tempos para a difusão e formação de austenita na região da raiz.

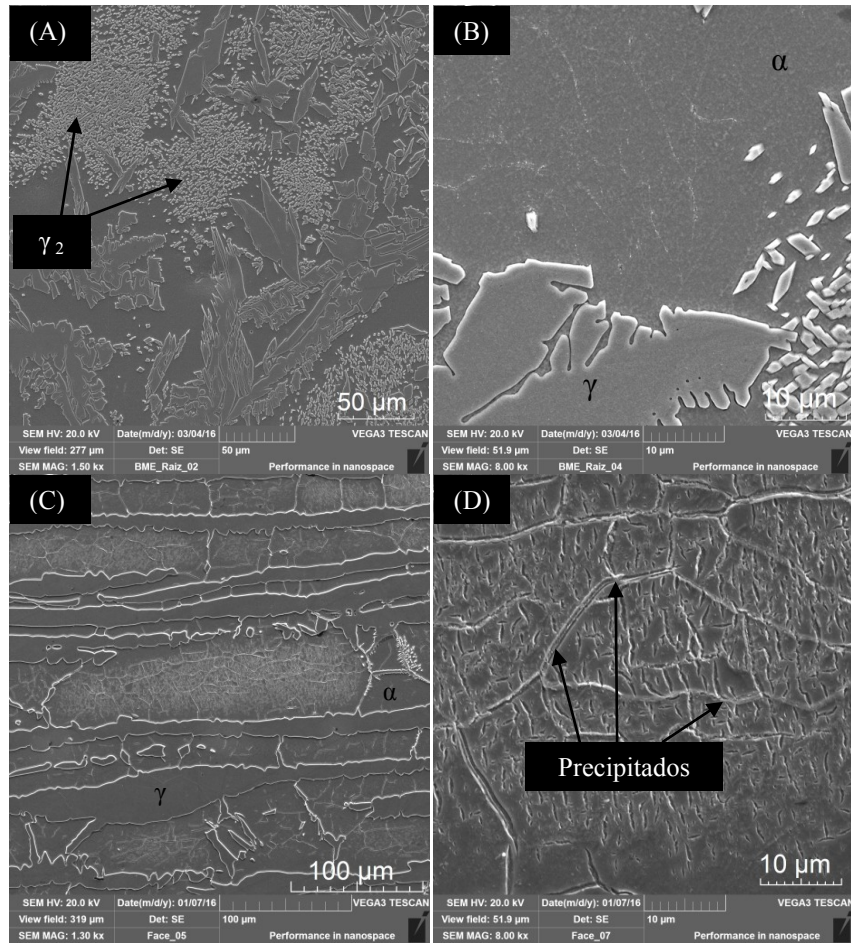
Figura 39: Metalografias MO regiões da raiz (A e B) e face (C e D), solda B.



4.3.2 Análise Solda B (MEV)

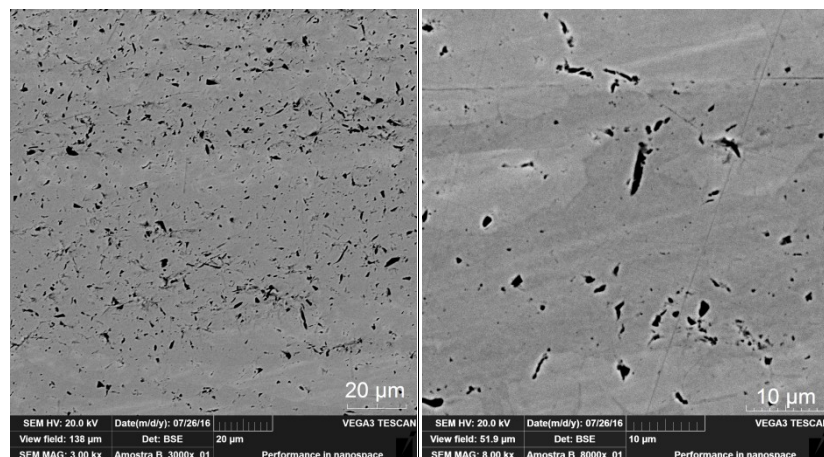
A Figura 40 (A e B) apresenta a microestrutura da solda B na ZAC junto à raiz de soldagem. É possível visualizar a presença de grandes quantidades de austenita secundária, com extensa modificação na morfologia austenítica nesta região. A Figura 40 (C e D) mostra a microestrutura da ZAC da face da solda B, é possível visualizar a formação de precipitados na matriz ferrítica, na forma de pontos e placas.

Figura 40: Imagens região da ZAC solda B, (A e B) raiz e (C e D) face.



A Figura 41 apresenta imagens dos precipitados presentes na ZAC da solda B, avaliados pela técnica de MEV com elétrons retroespalhados. É possível verificar a extensa formação de microfases escuras na matriz ferrítica, com um percentual de $2,57 \% \pm 0,74$. A formação destes precipitados escuros é citada nos estudos de (SANTOS e MAGNABOSCO, 2016; ZHANG, ZHANG, *et al.*, 2016) como nitretos de cromo (Cr_2N).

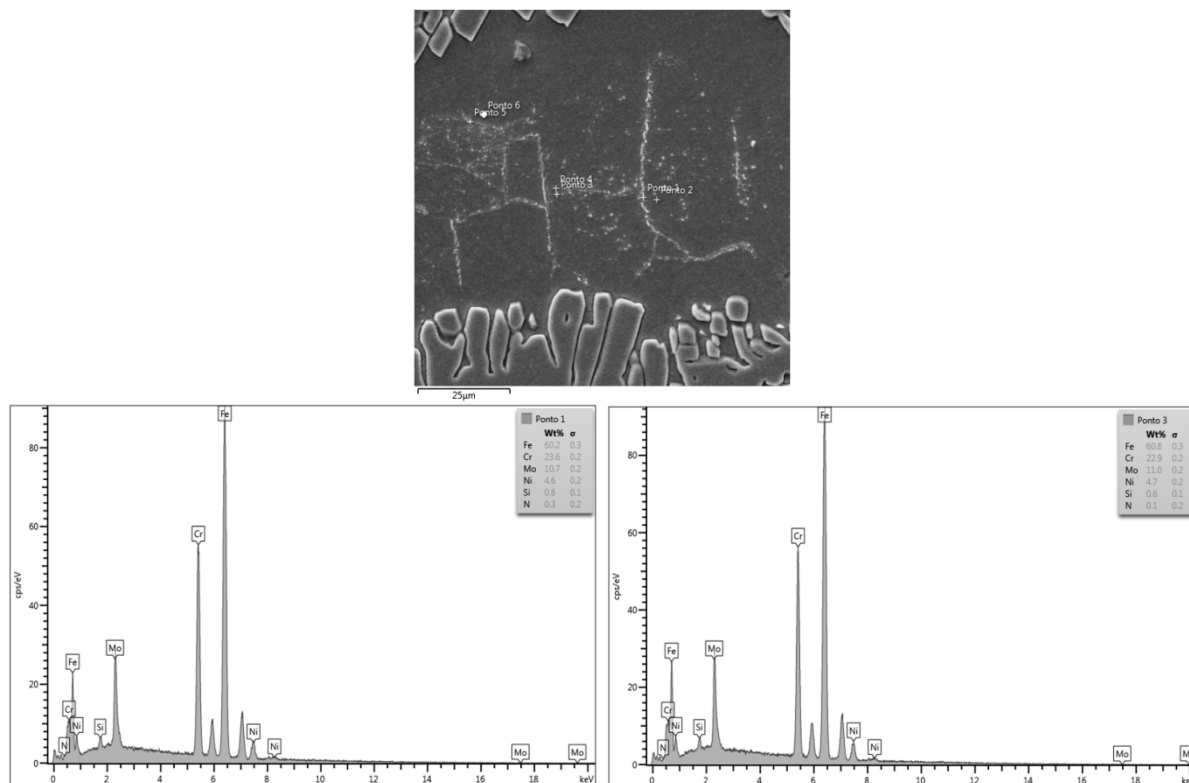
Figura 41: Imagens MEV elétrons retroespalhados (BSE), solda B.



4.4 Espectroscopia de energia dispersiva (EDS) Solda B

Os precipitados presentes na solda B, Figura 42 apresentaram pontos com presença de nitrogênio, esta condição indica que é possível a formação de precipitados ricos em N_2 .

Figura 42: Análise EDS pontual precipitados Solda B.



A contagem de fases é apresentada em percentual de ferrita na Tabela 8, para as regiões do metal de adição, zona termicamente afetada e metal de solda. É possível verificar a formação de menores percentuais de ferrita junto a ZAC na raiz das soldas, tal tendência pode ser explicada pelos reaquecimento gerado entre os passes que geram maiores tempos de resfriamento nesta região, que permitiram uma formação de maiores quantidades de austenita, em comparação a região da ZAC da face de soldagem. Na face de soldagem A foi registrado um valor médio de 73,01% de ferrita, valor superior ao aceitável segundo a norma (DNV-OS-F101, 2013) que é de 70%. A região do metal de solda apresentou valores de ferrita na faixa de 36%, sendo estes valores aceitáveis conforme a norma (DNV-OS-F101, 2013). O material base também apresentou valores de ferrita próximos a 50% conforme especificado pela norma.

É possível reportar que a variação do percentual da fase ferrita foi grande na comparação MS e ZAC, esta tendência já era esperada devido à aplicação de um eletrodo de adição superduplex e gás de proteção rico em N_2 .

Tabela 8: Porcentagem de ferrita metal de solda, ZAC e material base.

Solda	Região	Metal de Solda	ZAC	Material Base
A	Face	$37,03 \pm 1,04$	$73,01 \pm 1,00$	$51,12 \pm 1,45$
	Centro	$36,77 \pm 1,44$	$68,77 \pm 1,68$	
	Raiz	$36,57 \pm 1,56$	$66,76 \pm 1,86$	
B	Face	$36,74 \pm 1,48$	$64,90 \pm 0,80$	
	Centro	$36,05 \pm 1,34$	$61,08 \pm 1,05$	
	Raiz	$35,91 \pm 1,77$	$58,75 \pm 1,97$	

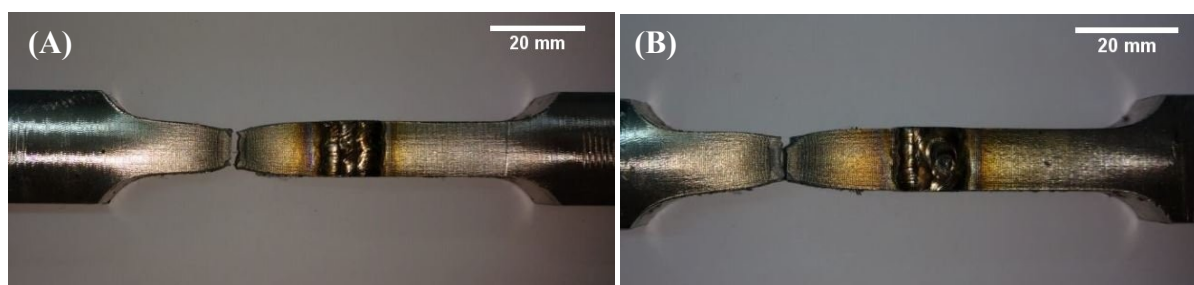
4.5 Ensaio de Tração

Os resultados dos ensaios de tração da solda A e solda B são apresentados na Tabela 9. É possível verificar que para as duas soldas avaliadas a ruptura ocorreu junto ao material de base, com propriedades correspondentes à resistência mecânica do mesmo. As imagens dos corpos de prova da solda A e solda B são apresentados na Figura 43.

Tabela 9: Resultados ensaio de tração solda A e solda B.

Amostra	σ_e (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Al (%)
ATR 1	555,4	681,2	25,67
ATR 3	622,4	748,4	25
BTR 1	606,2	734,4	29,2
BTR 3	606,1	719,9	24,8

Figura 43: Corpos de prova ensaiados solda A e solda B.



4.6 Dobramento Lateral e de Raiz

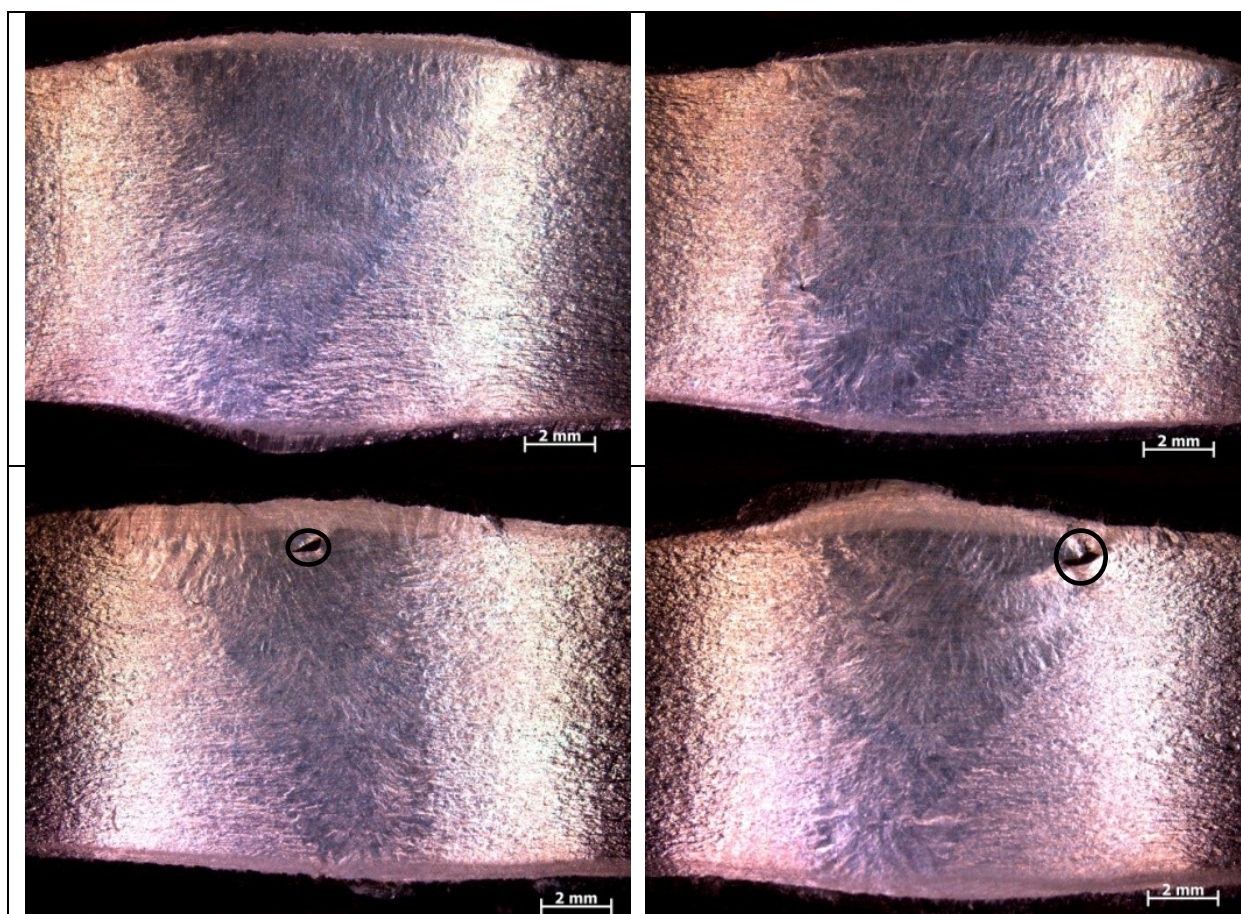
Nos ensaios de dobramento todos os corpos de prova foram aprovados conforme os resultados apresentados na Tabela 10. Os corpos de prova de dobramento de raiz foram aprovados sem a presença de defeitos. Os corpos de prova de dobramento lateral evidenciaram defeitos de falta de fusão entre os passes de soldagem, sendo que todos os defeitos medidos ficaram abaixo de 3 mm, com isso os corpos de prova foram aprovados

conforme exigência da norma API 1104, 1999. Os corpos de prova de dobramento lateral que apresentaram defeitos, são mostrados na Figura 44, sendo os defeitos marcados com círculos para melhor visualização.

Tabela 10: Resultados ensaios de dobramento de raiz e dobramento lateral soldas A e B.

Solda	Cp	Tamanho Defeito	Situação
Solda A	DR 2	Não houve	Aprovado
	DR 4	Não houve	Aprovado
	DL 2	0,2 mm	Aprovado
	DL4	0,35 mm	Aprovado
Solda B	DR 2	Não houve	Aprovado
	DR 4	Não houve	Aprovado
	DL 2	0,9 mm	Aprovado
	DL4	1,2 mm	Aprovado

Figura 44: Superfície tracionada durante ensaio de dobramento lateral, (A) corpo de prova ADL 2, (B) ADL 4, (C) BDL 2 e (D) BDL 4.



4.7 Perfis de Microdurezas

Nos dados de microdurezas da solda A Figura 45, pode-se observar que houve uma pequena tendência de aumento nos valores de dureza junto à região da raiz, quando

comparado aos perfis realizados na região central e face da união. O perfil de microdurezas realizado junto à raiz apresentou um valor médio de $191 \pm 5,26 \text{ HV}_{0,3}$, no perfil central foi registrada uma microdureza média de $183 \pm 6,09 \text{ HV}_{0,3}$ e junto à face foi registrada uma microdureza média de $175 \pm 3,06 \text{ HV}_{0,3}$.

Nos dados da solda B Figura 46, é possível verificar a mesma tendência de aumento nos valores médios de microdurezas, junto à região da raiz da união, sendo que os valores de microdurezas da solda B, se apresentaram levemente superiores aos registrados na solda A. O perfil de microdureza realizado junto a raiz, apresentou um valor médio de $195 \pm 7,62 \text{ HV}_{0,3}$, no perfil realizado junto a região central da solda foi registrado um valor médio de $185 \pm 5,2 \text{ HV}_{0,3}$ e na região da face da solda B foi registrado um valor médio de $183 \pm 9,48 \text{ HV}_{0,3}$.

Figura 45: Perfis de microdurezas solda A.

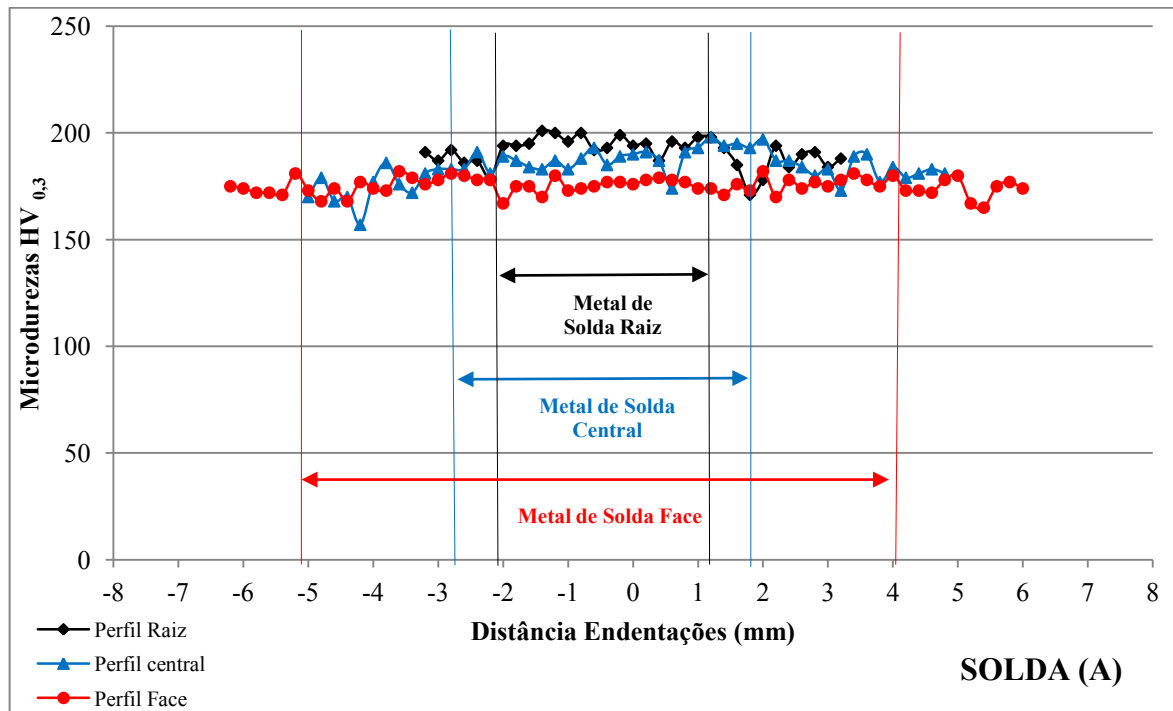
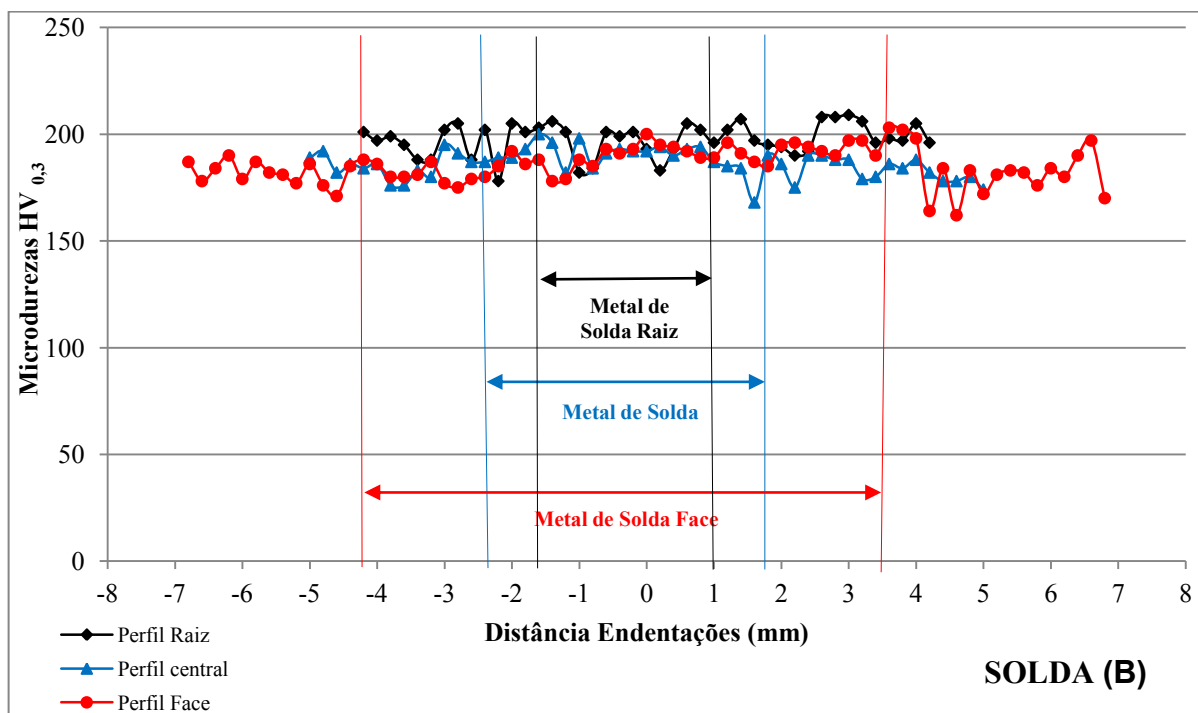


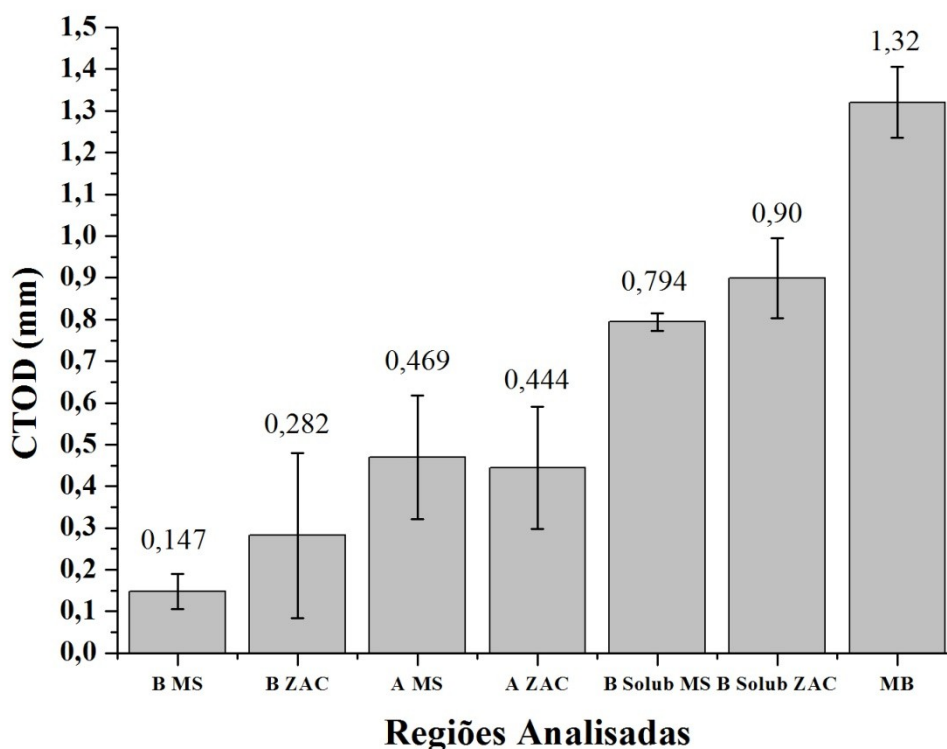
Figura 46: Perfis de microdurezas solda B.



4.8 Tenacidade à Fratura CTOD

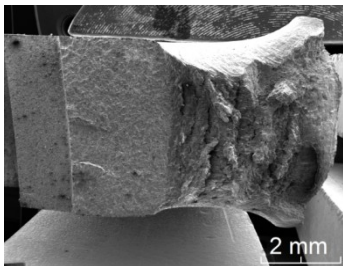
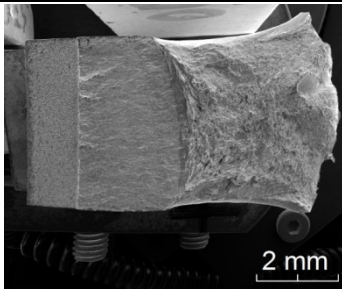
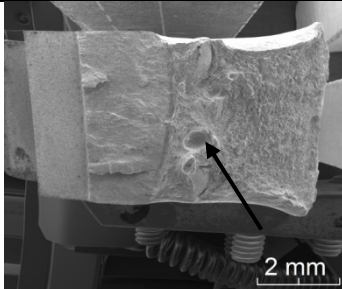
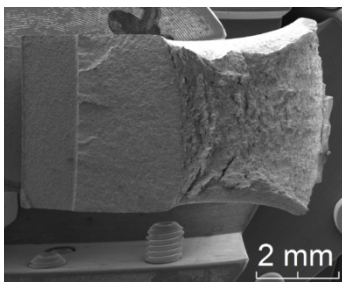
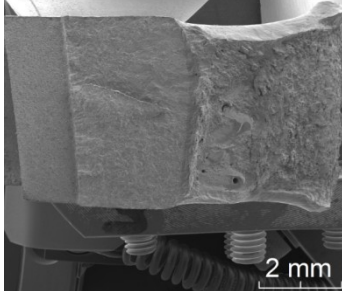
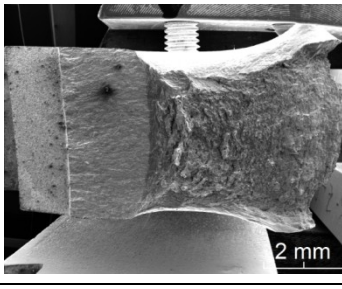
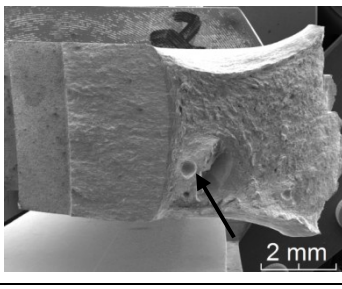
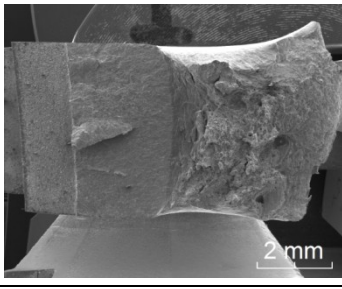
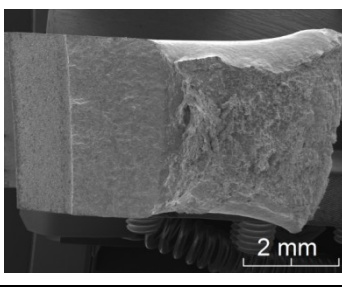
Os ensaios de tenacidade à fratura foram realizados ao ar, na temperatura ambiente para o material de base, solda A (MS e ZAC), solda B (MS e ZAC) e solda B solubilizada (MS e ZAC) os resultados são apresentados na Figura 47. Houve uma queda acentuada na tenacidade da solda B, quando comparados os valores de tenacidade da união com o material de base; a queda na região do MS foi de 88,86% e na ZAC de 78,63% em comparação ao material de base. A solda A apresentou uma redução de tenacidade de 64,47% para o MS e 66,36% para a ZAC em comparação com o metal de base. Na condição de soldagem B solubilizada, houve uma expressiva melhora nos valores de tenacidade com uma queda de 39,84% para a região do metal de solda e 31,81% para a região da ZAC, sendo indicada a solubilização para operação segura após a soldagem na condição B.

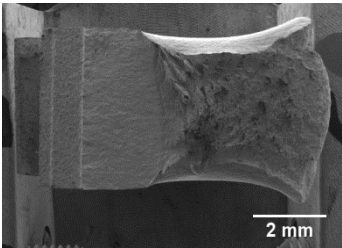
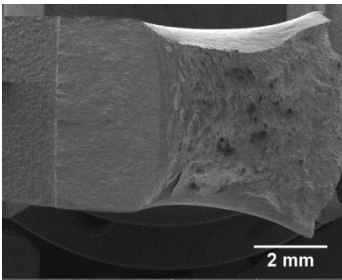
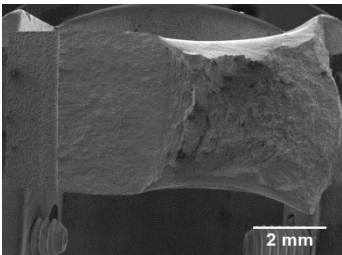
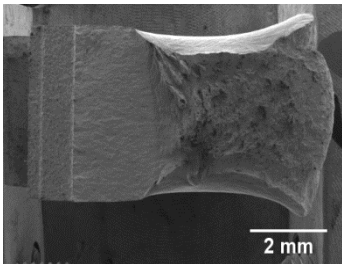
Figura 47: Gráficos resultados ensaio tenacidade à fratura CTOD, Material Base, Solda A e Solda B.



Na Tabela 11 são apresentadas imagens obtidas em MEV da superfície de fratura nos ensaios de CTOD, com os respectivos valores de tenacidade para os corpos de prova de cada condição avaliada, sendo analisados os corpos de prova que apresentaram maior e menor valor de tenacidade para cada condição. É possível verificar a presença de menor deformação lateral nos corpos de prova com menores valores de CTOD. Este efeito indica um menor consumo de energia para a fratura, o que indica que deformação foi menor com redução da tenacidade local. Também é possível verificar uma queda acentuada nos valores de tenacidade para a solda B em comparação ao material de base, com uma fratura mais plana com baixa deformação lateral para os corpos de prova. Com a aplicação do tratamento de solubilização, houve restauração da tenacidade para as diferentes regiões da solda B. As figuras indicam um aumento na deformação lateral dos corpos de prova, indicando um forte aumento de tenacidade após a solubilização dos corpos de prova. Para os corpos de prova da solda A e B é possível verificar a formação de vazios indicados por setas estes provenientes de pontos de falta de fusão na soldagem.

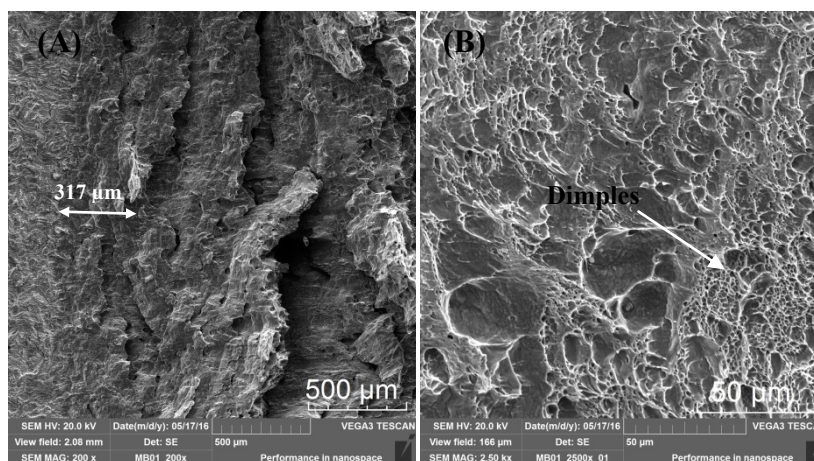
Tabela 11: Superfície de fratura dos corpos de prova CTOD material base (MB), Solda A e Solda B imagens MEV.

	
MB 01 – CTOD= 1,390 mm	
	
ACTOD (S) 01 – CTOD= 0,609 mm	ACTOD (S) 04 – CTOD= 0,189 mm
	
ACTOD (Z) 02 – CTOD= 0,624 mm	ACTOD (Z) 07 – CTOD= 0,179 mm
	
BCTOD (S) 04 – CTOD= 0,216 mm	BCTOD (S) 05 – CTOD= 0,081 mm
	
BCTOD (Z) 02 – CTOD= 0,607 mm	BCTOD (Z) 03 – CTOD= 0,104 mm

	
BCTOD SOLUB (S) 01 – CTOD= 0,802 mm	BCTOD SOLUB (S) 02 – CTOD= 0,793 mm
	
BCTOD SOLUB (Z) 01 – CTOD= 0,921 mm	BCTOD SOLUB (Z) 02 – CTOD= 0,888 mm

A análise das fraturas das amostras de CTOD do material de base mostrou um micromecanismo de fratura dúctil, com dimples alongados na direção de deformação. As Figura 48 (A e B) apresentam a superfície de fratura para o material base onde, foi observada uma região de estiramento (região inicial da fratura) no centro da fratura de aproximadamente 317 μm .

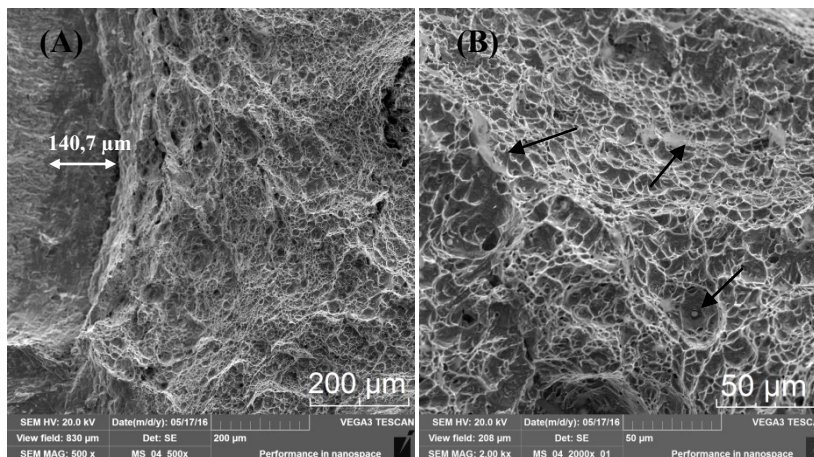
Figura 48: Fractografia MEV corpo de prova MB 01, CTOD 1,39 mm.



As Figura 49 (A e B) apresentam o modo de fratura do corpo de prova ACTOD (S) 04 com CTOD 0,189 mm, este corpo de prova apresentou menor valor de tenacidade para a região do (MS) da solda A. É possível observar uma região de estiramento de aproximadamente 140,7 μm e um micromecanismo de falha dúctil, com presença de dimples,

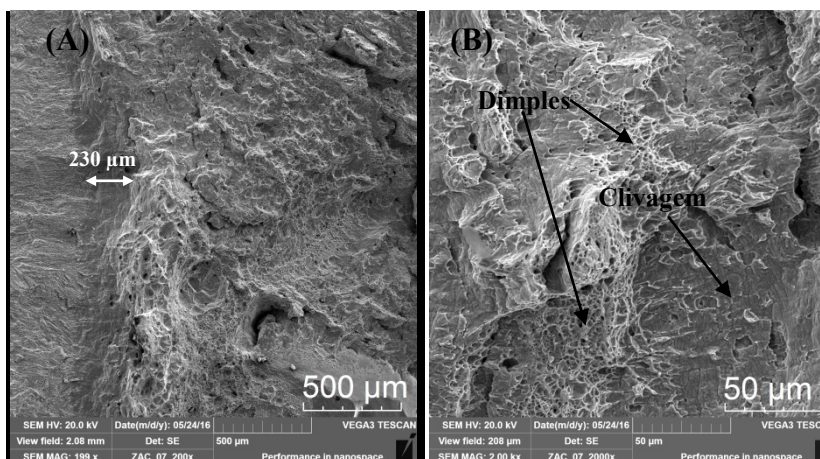
também é possível verificar a presença de precipitados com formato esférico e na forma de placas que são marcados por setas.

Figura 49: Fractografia MEV corpo de prova ACTOD (S) 04, CTOD 0,189 mm.



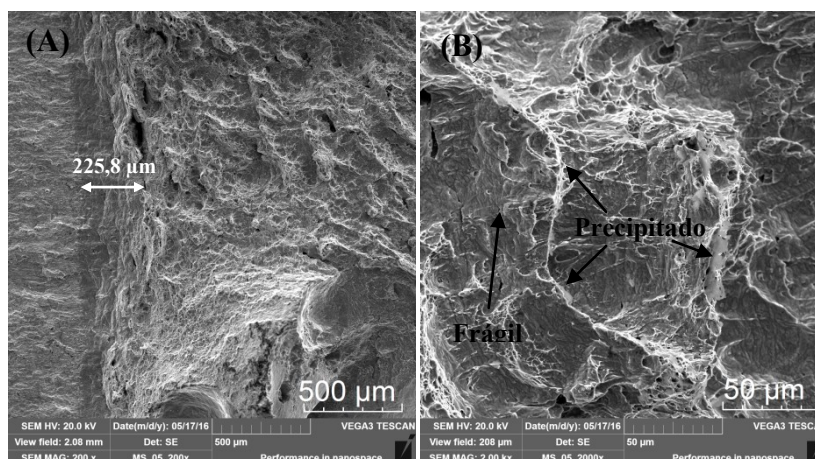
As Figura 50 (A e B) apresentam as fractografias da zona termicamente afetada para o corpo de prova ACTOD (Z) 07 com CTOD 0,179 mm, a região de estiramento foi de aproximadamente 230 µm, o micromecanismo de fratura apresentado pela imagem (B) é misto com regiões dúcteis (dimples) e presença de fratura frágil em algumas áreas.

Figura 50: Fractografia MEV corpo de prova ACTOD (Z) 07, CTOD 0,179 mm.



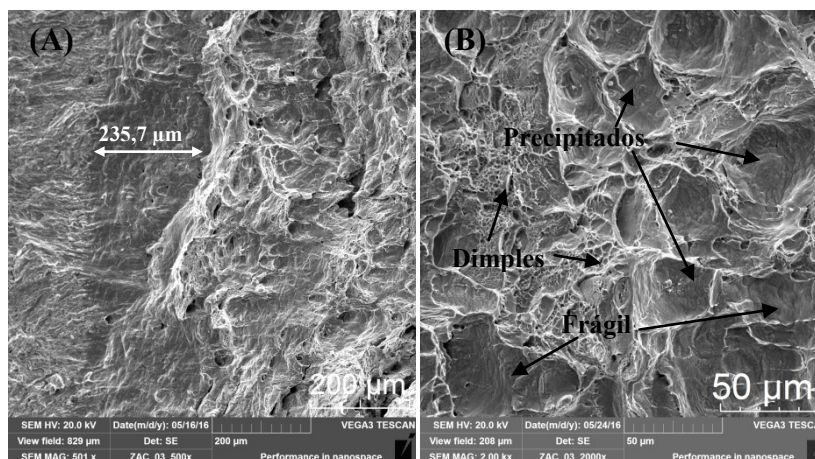
As Figura 51 (A e B) apresentam as fractografias da zona termicamente afetada para o corpo de prova BCTOD (S) 05 com CTOD 0,081 mm, é observada uma região de estiramento de aproximadamente 225,8 µm e um micromecanismo de fratura predominante frágil apresentado pela Figura 51 (B), também é observada a presença de precipitados na forma de placas que são marcados por setas.

Figura 51: Fractografia MEV corpo de prova BCTOD (S) 05, CTOD 0,081 mm.



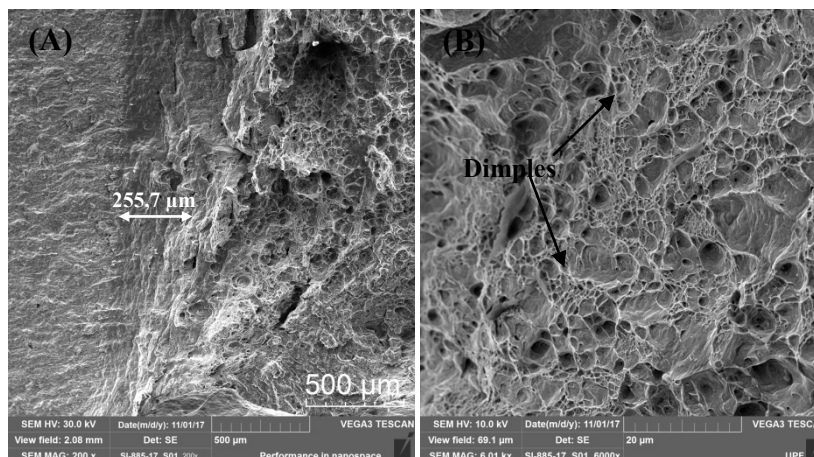
As Figura 52 (A e B) apresentam as fractografias da zona termicamente afetada para o corpo de prova BCTOD (Z) 03 com CTOD 0,104 mm, a região de estiramento foi de aproximadamente 235,7 mm, sendo o micromecanismo de fratura apresentado misto dúctil-frágil com presença de dimples e regiões frágeis. Também é visível a presença de pequenos precipitados com formato esférico marcadas por setas, na Figura 52 (B).

Figura 52: Fractografia MEV corpo de prova BCTOD (Z) 03, CTOD 0,104 mm.



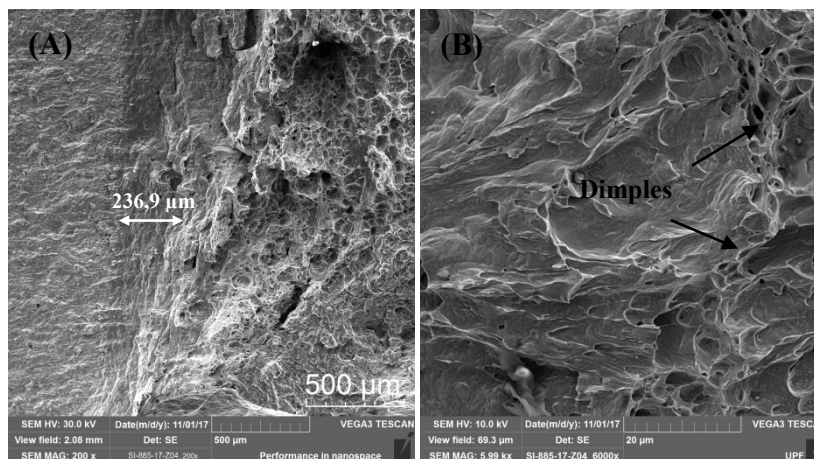
A Figura 53 apresenta a superfície de fratura da condição BCTOD SOLUB (S) 01 na região do metal de solda B solubilizado, o valor de CTOD foi de 0,802 mm com uma região de estiramento de aproximadamente 255,7 µm, o micromecanismo de fratura predominante nesta condição passou a ser dúctil com presença de dimples, esta mudança de comportamento se deve ao tratamento de solubilização que através da dissolução dos precipitados presentes restaurou a tenacidade nesta região.

Figura 53: Fractografia MEV corpo de prova BCTOD SOLUB (S) 01, CTOD 0,802 mm.



A Figura 54 apresenta a superfície de fratura da condição BCTOD SOLUB (Z) 04 na região da ZAC da solda B solubilizada e apresentou um valor de CTOD 0,890 mm com uma região de estiramento de aproximadamente 236,9 μm . Nesta região o micromecanismo de fratura também passou a ser dúctil, com predominância de dimples indicando que o tratamento de solubilização eliminou os precipitados e restaurou a tenacidade nesta região.

Figura 54: Fractografia MEV corpo de prova BCTOD SOLUB (Z) 04, CTOD 0,890 mm.



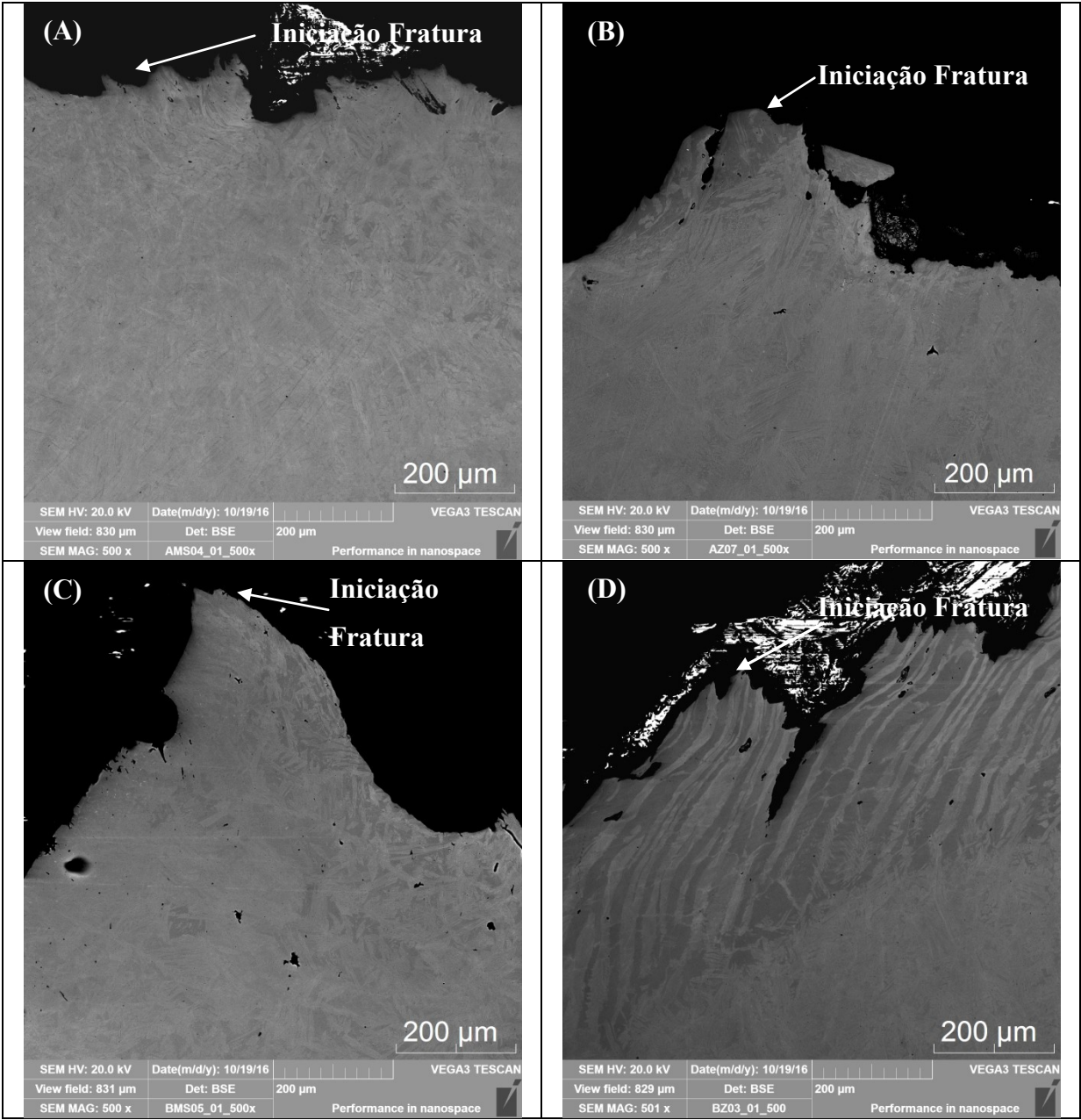
4.9 Metalografia Região de Iniciação Fratura CTOD

A microestrutura das laterais da região de iniciação da fratura dos corpos de prova de CTOD foram avaliadas por MEV, com a técnica de BSE. A Figura 55 (A) apresenta a propagação da trinca na região do metal de solda (solda A), com o avanço da trinca na microestrutura bruta de fusão e pequena deformação plástica. A Figura 55 (B) apresenta a

região de iniciação da fratura para a solda a na região da ZAC da solda A. É possível visualizar a microestrutura com traços de deformação plástica.

A Figura 55 (C) apresenta a região de iniciação da fratura na solda B junto ao metal de solda, a microestrutura bruta de fusão evidencia pontos com pequena deformação plástica. Na Figura 55 (D) a região de iniciação da fratura para a ZAC da solda B é apresentada, é possível verificar intensa deformação plástica nesta região, com pontos de descolamento junto à ferrita.

Figura 55: Microestrutura região de iniciação fratura CTOD MS e ZAC solda a (A e B) e solda b (C e D).

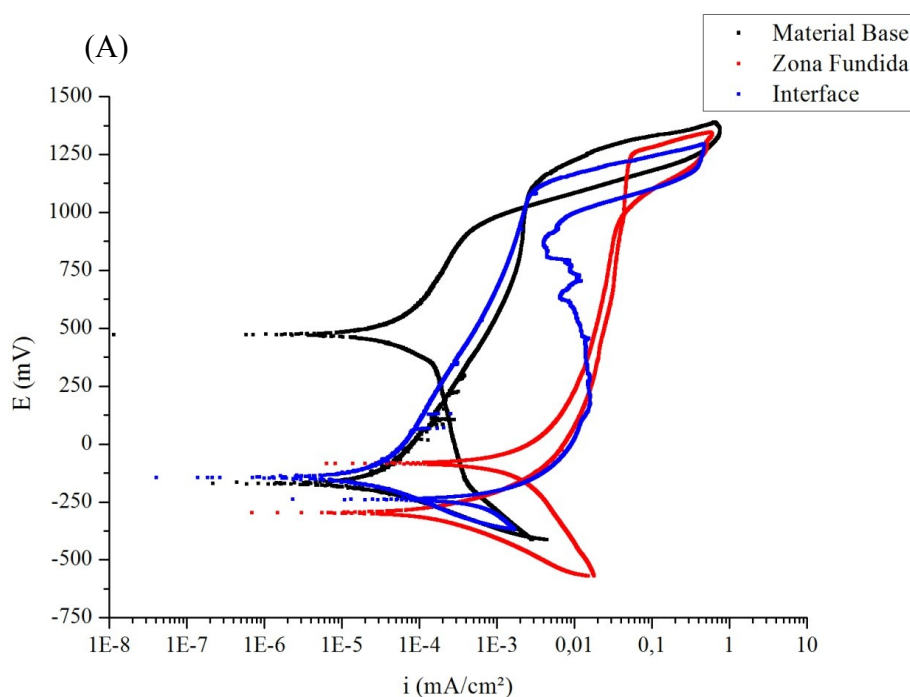


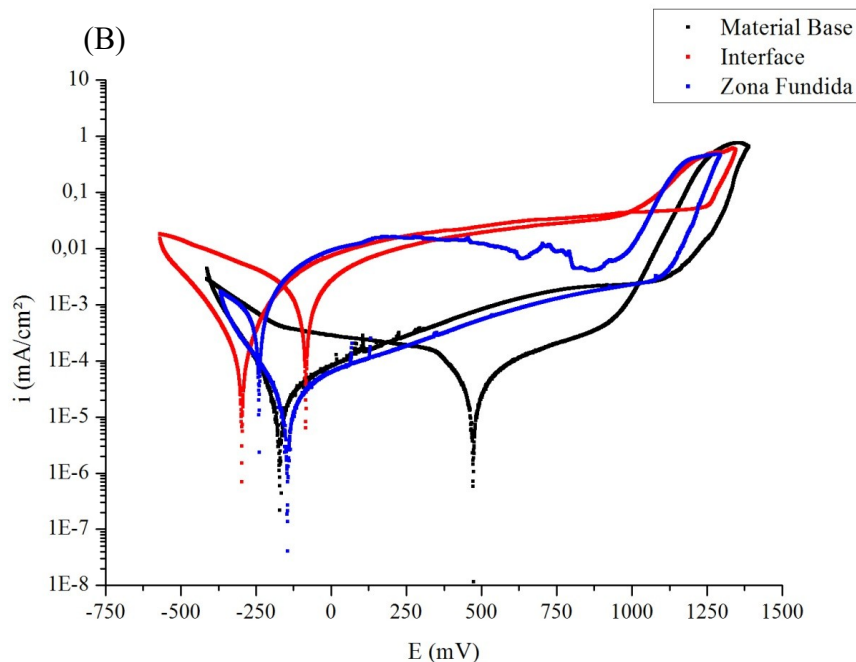
4.10 Ensaio de Corrosão Voltametria Cíclica

As curvas de polarização cíclica do material base e da solda A estão apresentadas na Figura 56 (A e B). A partir dos dados obtidos é possível observar que houve a tendência a de formação de pites metaestáveis na região passiva do material base. Já a região do metal de adição, não apresentou tendência de formação de pites metaestável, apresentando uma corrente passiva mais estável e mais elevada que as regiões do material de base e interface, quando comparamos as condições analisadas. Os filmes passivos das regiões metal base e interface de soldagem apresentaram comportamento semelhante, já na região do metal de adição o potencial de pites foi levemente superior quando comparado ao MB e interface.

Na Figura 56 (B) para a região da interface, foi observada uma grande histerese de repassivação, indicando que não houve a formação de uma nova camada passiva após o ensaio nesta área, com possível presença de corrosão intergranular.

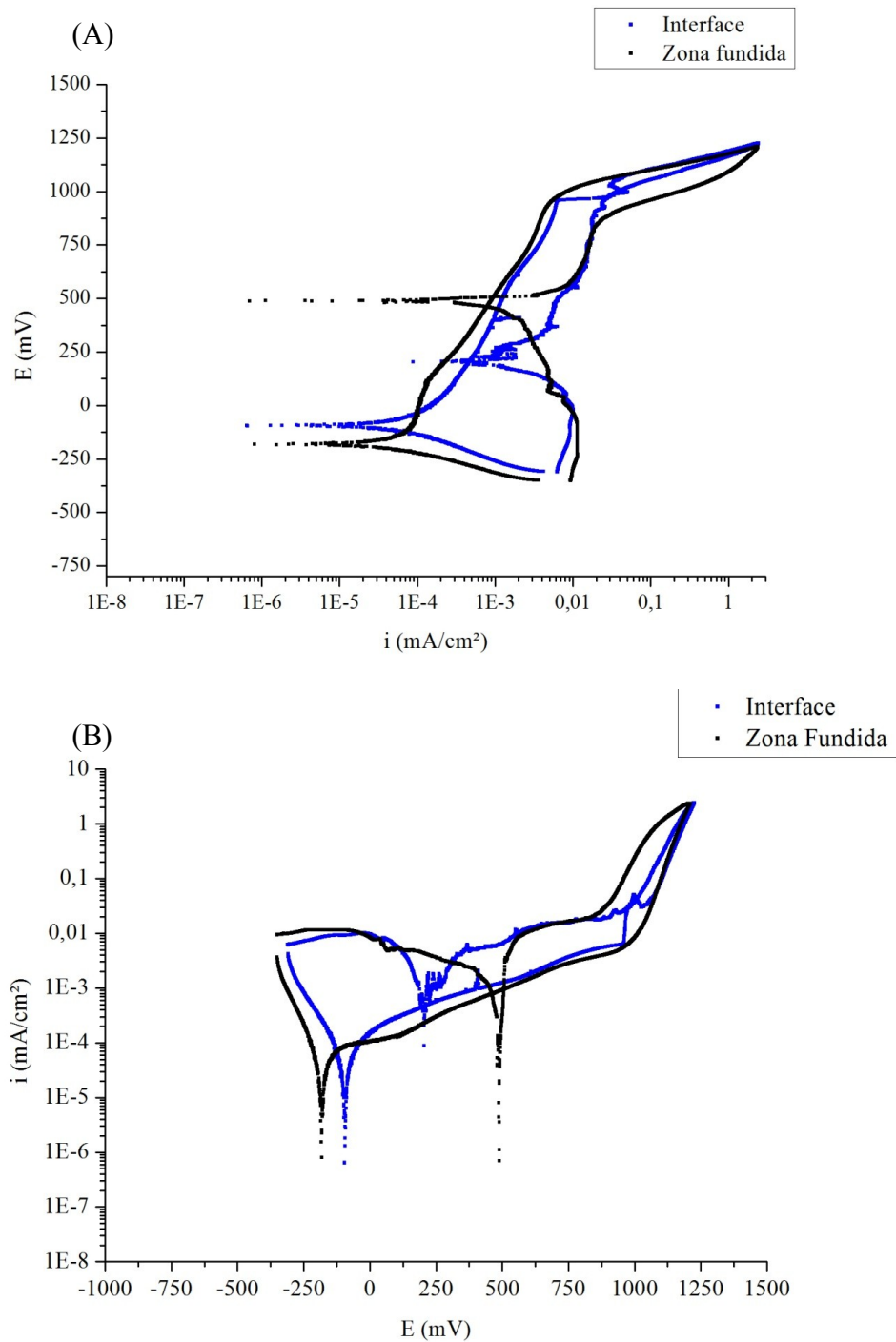
Figura 56: Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica para a solda A, E x i (A) e i x E (B).





As curvas de polarização da solda B estão apresentadas na Figura 57 (A e B). A região da interface de soldagem apresentou uma tendência à formação de pites metaestáveis em sua região passiva, também é possível verificar a quebra de filme passivo, com aumento de corrente rápido na região transpassiva, para esta condição com posterior estabilização. No retorno dos potenciais na interface de soldagem, foi observado uma histerese de repassivação, com repassivação lenta, devido a corrosão gerada na superfície pelo ataque corrosivo na interface de soldagem e zona fundida, conforme representa a Figura 57 (B). A região do metal de adição apresenta uma curva de potencial sem formação de pites metaestáveis na região passiva da curva e com melhores características de repassivação, quando comparada à região da interface da solda B.

Figura 57: Curvas de polarização potenciodinâmica cíclica para a solda B.



A Tabela 12 apresenta os potenciais de corrosão avaliados para o material base e para as soldas A e B, que foram obtidos de maneira gráfica. É possível verificar uma pequena variação nos potenciais de pite E_{pite} quando comparamos os três materiais, sendo que não houve diferença significativa entre as diferentes regiões avaliadas. É observada uma pequena redução dos valores de E_{pite} para a solda B, em comparação com as demais condições avaliadas. Os potenciais de corrosão E_{corr} foram levemente inferiores para a solda A, indicando que esta condição apresentou maior propensão à corrosão. Os potenciais de

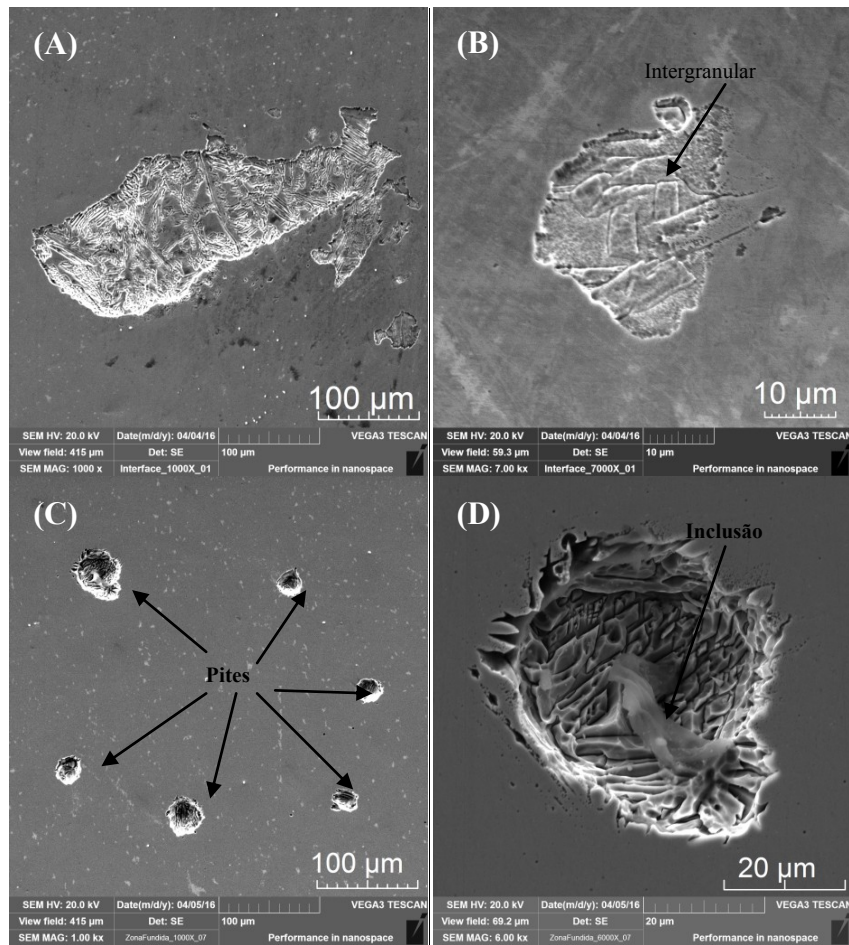
repassivação E_{rep} das uniões foram muito semelhantes para as três condições avaliadas. O trabalho elétrico para formação de corrosão expresso por $(E_{pite} - E_{corr})$ foi levemente superior para a condição de soldagem A, necessitando um maior trabalho para atingir a região de transpassivação, apresentando uma maior resistência à corrosão.

Tabela 12: Potenciais de corrosão curvas de polarização potenciodinâmica.

Potenciais de Corrosão (mV)					
Materiais	Região	E_{pite} (mV)	E_{corr} (mV)	E_{rep} (mV)	$E_{pite} - E_{corr}$ (mV)
Material Base	MB	$1101 \pm 44,2$	$-196 \pm 118,0$	$934 \pm 23,3$	1297
Solda A	ZF	$1155 \pm 90,4$	$-209 \pm 92,7$	$945 \pm 45,9$	1364
	Interface	$1115 \pm 88,9$	$-219 \pm 69,3$	Intergranular	1334
Solda B	ZF	$1098 \pm 88,6$	$-188 \pm 12,3$	$934 \pm 82,7$	1286
	Interface	$1048 \pm 83,2$	$-147 \pm 41,4$	941 ± 31	1195

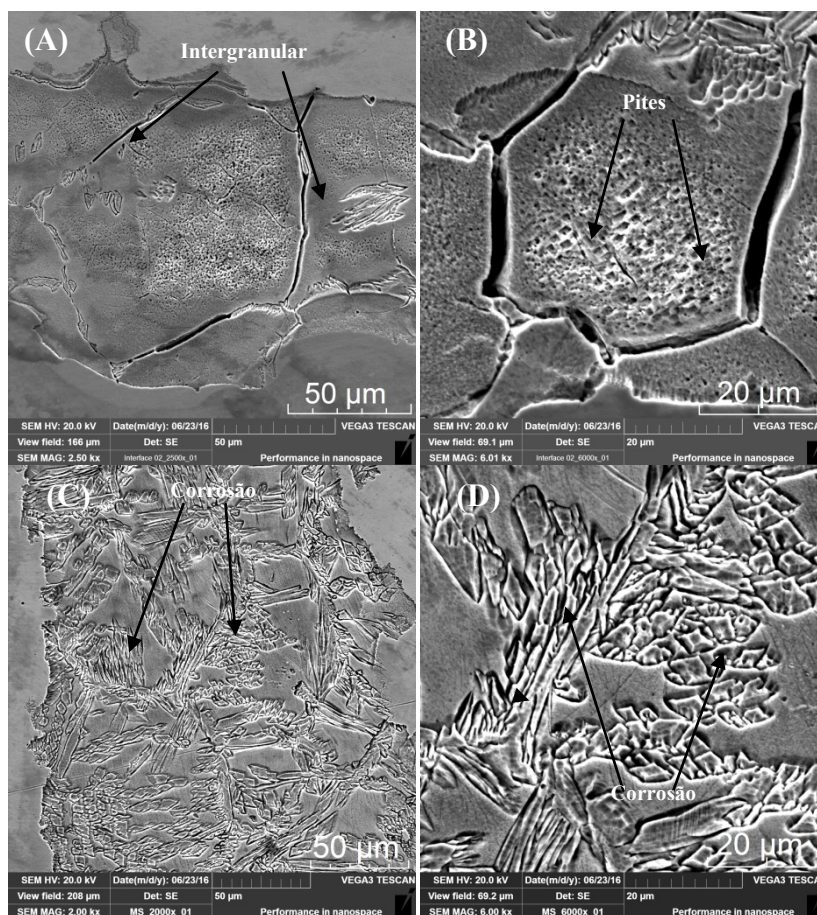
As Figura 58 mostram a superfície de corrosão para os ensaios de polarização potenciodinâmica cíclica da solda A. Na Figura 58 (A e B) é apresentada a superfície da região da interface de soldagem, onde é possível observar a presença de quebra do filme passivo, com início de corrosão intergranular junto aos contornos de grão nesta área. As Figura 58 (C e D) mostram a superfície de corrosão da solda A na região do metal de adição. É possível verificar a formação de pite e a presença de inclusões que facilitaram a sua iniciação.

Figura 58: Imagens superfície de corrosão polarização solda A, interface (A e B) e zona fundida (C e D).



A Figura 59 apresenta a superfície corrosão solda B, após ensaio de polarização potenciodinâmica cíclica. Nas Figura 59 (A e B) é possível observar a formação de corrosão intergranular, seguindo o contorno de grão do material junto à região da interface da solda B. As Figura 59 (C e D) apresentam uma quebra do filme passivo na região do metal de adição, expondo a microestrutura do metal de solda e causando corrosão nos contornos de grão do material.

Figura 59: Imagens superfície de corrosão polarização solda B.



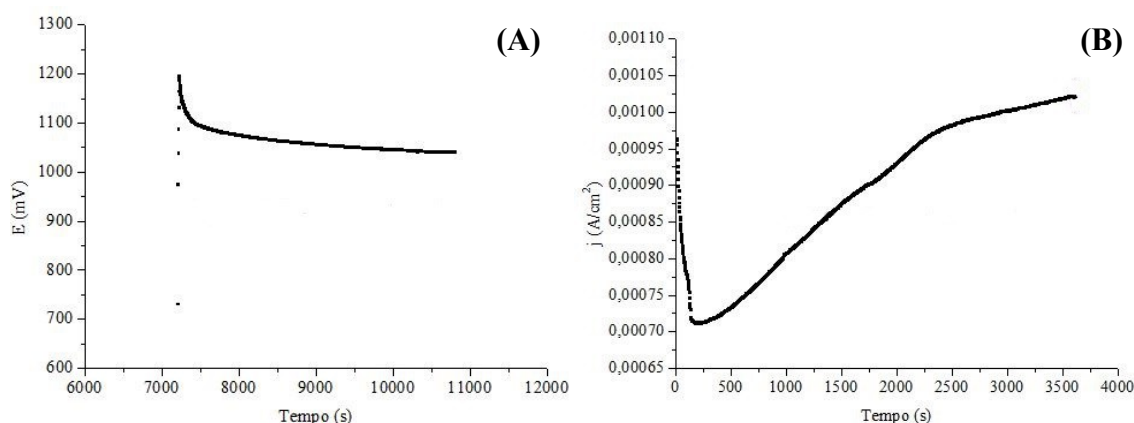
Com a análise geral dos dados é possível verificar que há uma tendência leve de menores potenciais de corrosão E_{corr} para a solda A em comparação com a solda B, já para a solda B, os potenciais de iniciação de pites E_{pite} são menores indicando uma formação de pites com maior facilidade. Os potenciais de repassivação foram semelhantes para todas as condições avaliadas material de base, interface e zona fundida, sendo que nas interfaces das soldas A e B não houve repassivação. A quebra de filme passivo indicou uma corrosão mais agressiva na microestrutura da zona fundida e interface da solda B, tal fenômeno é explicado pela maior modificação microestrutural gerada pelo processo de soldagem nesta condição, sendo que após a quebra do filme passivo a microestrutura sofre um ataque intergranular mais intenso em comparação com a solda A.

4.11 Ensaios de Cronopotenciometria e Cronoamperometria

Durante o ensaio de cronopotenciometria do material de base os valores de potencial e corrente foram monitorados gerando curvas de Potencial (mV) x Tempo (s) e Densidade de corrente (j) x Tempo (s). O gráfico da Figura 60 (A) apresenta os valores de potencial

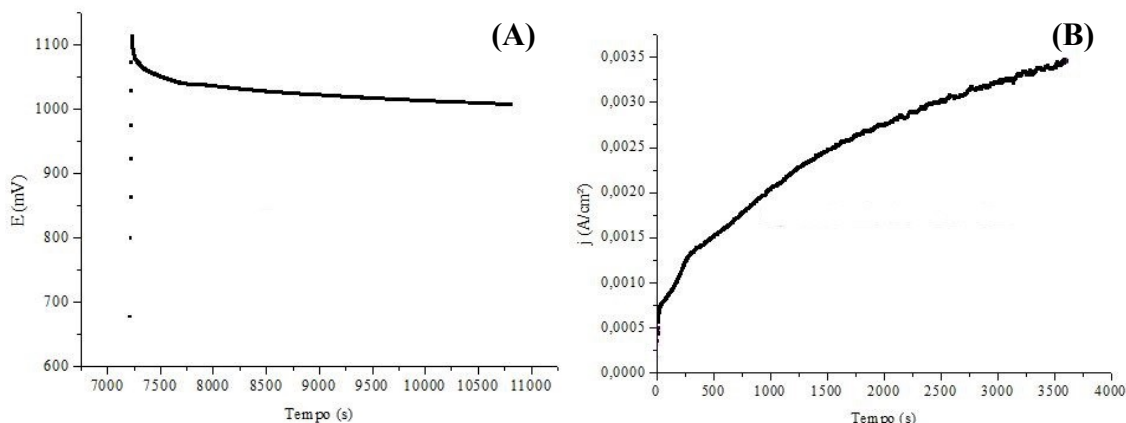
registrados durante o ensaio, chegando a um E_{pico} de aproximadamente 1200 mV mantendo um potencial de repassivação na faixa de 1050 mV. O gráfico da Figura 60 (B) apresenta os valores de densidade de corrente durante o ensaio de cronopotenciometria para o material de base.

Figura 60: Resultados monitoramento de potencial e corrente cronopotenciometrias material de base.



Durante o ensaio de corrosão por cronopotenciometria, os valores de potencial e corrente foram monitorados os resultados para a amostra ACR 1_1 da solda A na região da zona fundida são apresentados na Figura 61 (A e B). Foi possível verificar que após atingir o potencial de pite a amostra retornou e se manteve um potencial de repassivação elevado, indicando uma boa proteção desta região da união para todas as amostras avaliadas.

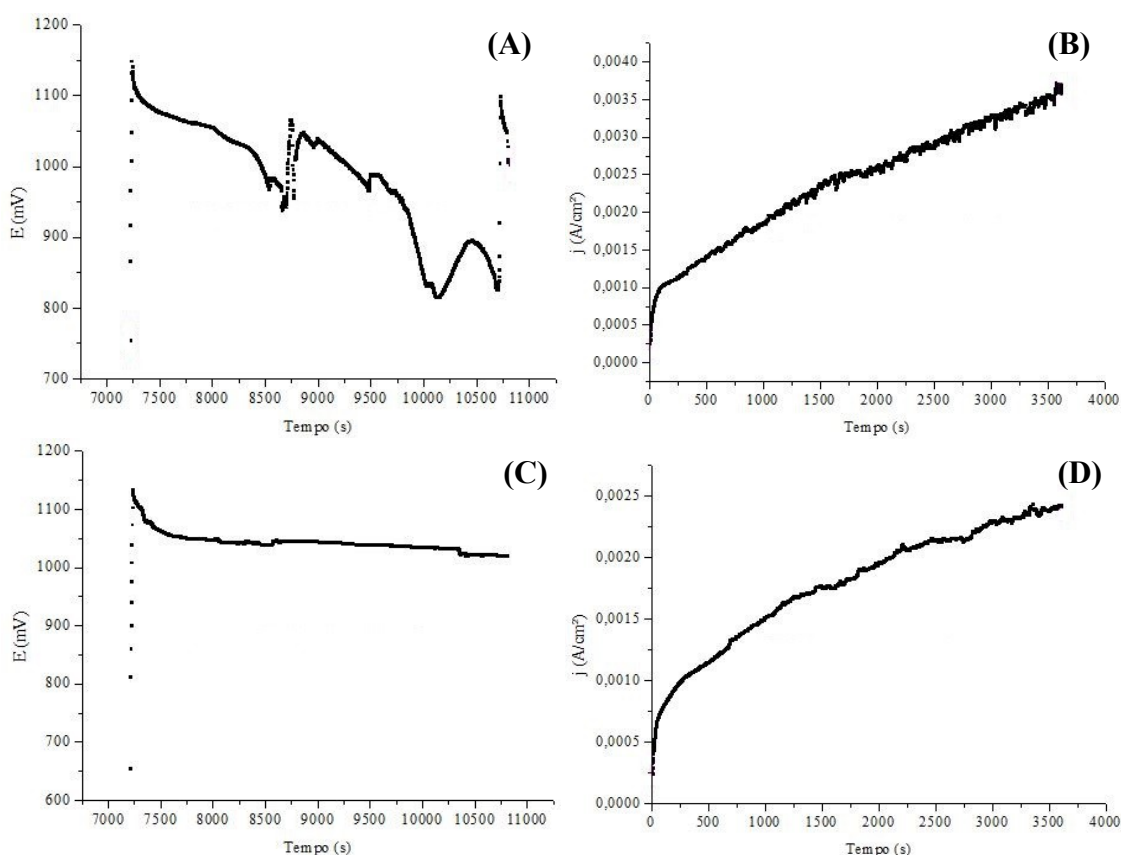
Figura 61: Resultados monitoramento de potencial e corrente cronopotenciometrias solda A zona fundida.



Os resultados dos ensaios de cronopotenciometria para a amostra ACR 1_1 na interface da solda A são apresentados na Figura 62 (A e B). O gráfico da Figura 62 (A) indica o potencial de pite de 1151 mV, e que não houve repassivação para esta condição, elevando

os valores de corrente apresentados na Figura 62 (B). Na Figura 62 (C e D) são apresentados os resultados para a amostra ACR 3_1, o potencial de pite foi próximo a 1136 mV com repassivação, sendo que o material se mostrou mais resistente ao ataque localizado e consumiu uma menor corrente durante o ensaio. Este comportamento distinto para a mesma região analisada comprova a heterogeneidade no comportamento corrosivo nesta região analisada, sendo os potenciais de pite muito próximos, porém com regiões onde a repassivação é dificultada devido a um ataque corrosivo mais agressivo.

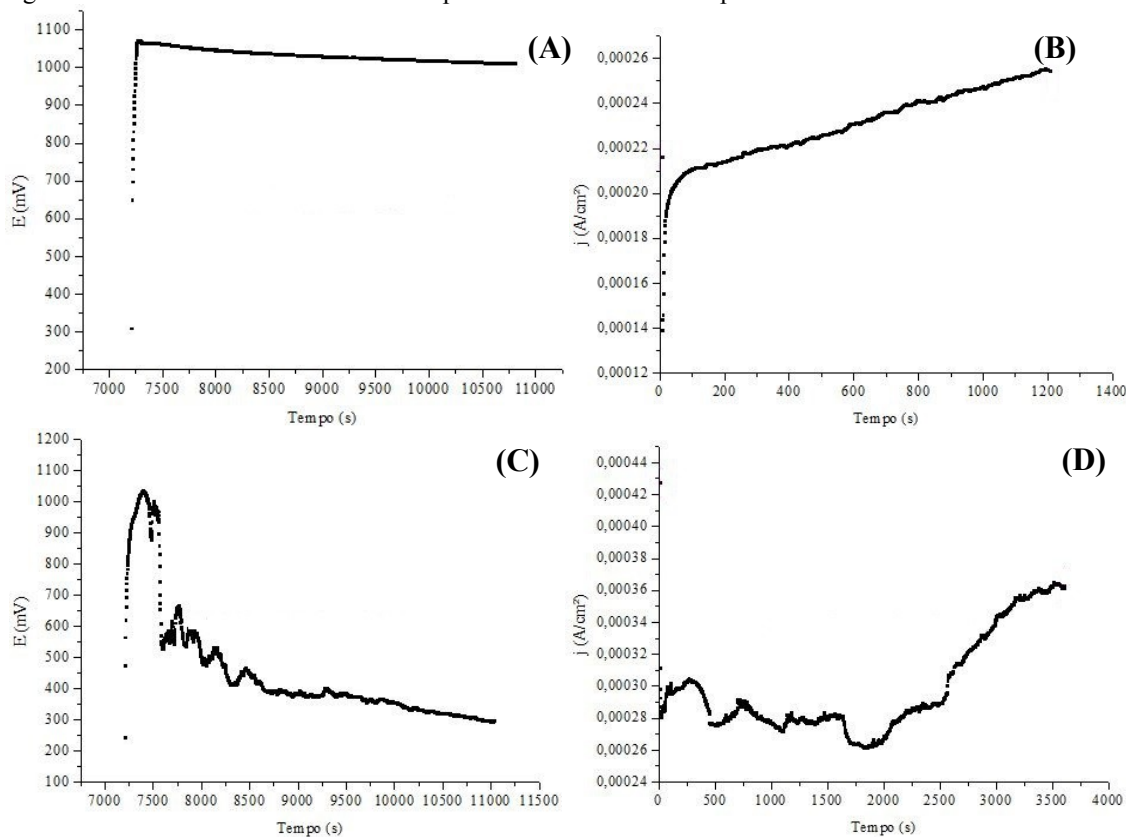
Figura 62: Resultados monitoramento de potencial e corrente cronopotenciometrias solda A interface.



Os resultados dos ensaios de cronopotenciometria da amostra BCR 1_1 zona fundida da solda B são apresentados na Figura 63 (A e B). O potencial de pite registrado foi de 1074 mV, sendo que a repassivação ocorreu para esta região. A Figura 63 (C e D) apresentam os resultados da amostra BCR 3_2, para esta amostra o potencial de pite foi de 1037 mV, sendo que não houve repassivação nesta área. O gráfico de corrente Figura 63 (D) de corrente para a amostra BCR 3_2 apresenta valores superiores aos registrados na amostra BCR 1_1, indicando um ataque corrosivo mais agressivo nesta área. Estas regiões analisadas apresentaram comportamentos distintos, sendo que os potenciais de pite foram muito

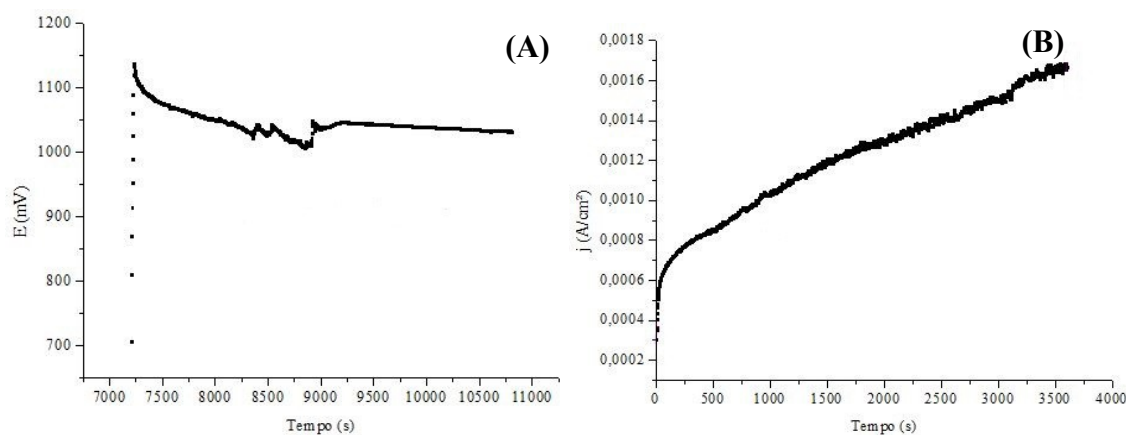
semelhantes, porém o potencial de repassivação apresentou variações para as diferentes áreas analisadas.

Figura 63: Resultados monitoramento de potencial e corrente cronopotenciometrias solda B zona fundida.



Os resultados dos ensaios de cronopotenciometria para a amostra BCR 1_1 interface da solda B são apresentados na Figura 64 (A e B), sendo que para esta condição o potencial de pite foi de 1139 mV e a repassivação ocorreu em 1045 mV.

Figura 64: Resultados monitoramento de potencial e corrente cronopotenciometrias solda B interface.



Os valores de potencial de pico (E_{pico}), potencial de repassivação (E_{rep}) e carga elétrica (C) foram monitorados durante os ensaios de cronopotenciometria do material de base e para as soldas A e B e são apresentados na Tabela 13.

O material de base (MB) apresentou um comportamento homogêneo durante os ensaios de cronopotenciometria, apresentando valores médios de E_{pico} de $1241,33 \pm 83,81$ mV, E_{rep} $1081 \pm 31,51$ mV e carga elétrica de $3,60 \pm 0,71$ C/cm² com repassivação para todas as condições avaliadas.

As amostras da solda A (ACR) na região da interface apresentaram valores de potencial de pico médio de $1139 \pm 10,4$ mV, sendo que a repassivação ocorreu para duas amostras das três avaliadas. Os valores de carga elétrica consumida nesta região foram semelhante sendo um pouco superior para a amostra que não apresentou repassivação, o valor médio registrado de carga elétrica foi de $7,07 \pm 1,39$ mV.

As amostras da solda B (BCR) na região da interface apresentou um potencial de pite médio de $1118 \pm 36,37$ mV, sendo que a repassivação ocorreu para duas amostras das três avaliadas. Os valores de potencial de repassivação apresentaram variação devido a não repassivação de uma amostra avaliada, sendo o valor médio registrado de $1038,5 \pm 9,19$ mV. A carga elétrica consumida foi muito variada, indicando diferentes graus de corrosão para as amostras avaliadas.

As amostras da solda A (ACR) na zona fundida apresentaram um potencial de pite médio de $1070 \pm 65,76$ mV, sendo este potencial levemente inferior ao potencial registrado para a mesma solda na região da interface, este resultado indica que a formação de pites foi mais fácil nesta região em comparação com a interface. Porém os valores de carga elétrica foram menores na média de $0,78 \pm 0,24$ C/cm² em comparação a região da interface da solda A, indicando que a corrosão avançou menos após a sua iniciação, em comparação com a interface da mesma solda. Este comportamento é explicado pela maior presença de austenita na região da zona fundida, o que dificulta o avanço dos pites. A repassivação nesta região ocorreu para todas as amostras avaliadas com um potencial médio de $1008,33 \pm 20,23$ mV.

As amostras da solda B (BCR) na zona fundida apresentaram um potencial de pico médio de $1055 \pm 18,52$ mV, sendo este potencial levemente inferior ao registrado na região da interface da mesma solda. A carga elétrica consumida apresentou valores inferiores quando comparada a solda A na região da interface, com isso é possível registrar um avanço mais lento da corrosão nesta região, em comparação a interface da mesma amostra com uma carga elétrica média de $0,639$ C/cm². As amostras apresentaram um potencial de repassivação médio de $1016,5 \pm 13,44$ mV, sendo que uma amostra não apresentou repassivação.

Tabela 13: Valores de potencial de pite, potencial de repassivação e carga elétrica cronovoltametrias e cronoamperometrias soldas A e B.

Região Material de Base			
Corpos de Prova	E pico (mV)	E repassivação (mV)	Área curvas (Coulomb/cm ²)
MB 01	1338	1080	4,41
MB 02	1197	1050	3,22
MB 03	1189	1113	3,16
Média	1241,33	1081,00	3,60
Desvio	83,81	31,51	0,71
Região da Interface Soldas			
Corpos de Prova	E pico (mV)	E repassivação (mV)	Área curvas (Coulomb/cm ²)
ACR 1 1	1151	Não houve	8,67
ACR 3 1	1136	1038	6,44
ACR 3 2	1131	1056	6,11
Média	1139,33	1047,00	7,07
Desvio	10,41	12,73	1,39
BCR 1 1	1139	1045	4,4
BCR 1 2	1076	Não houve	0,52
BCR 3 1	1139	1032	7,06
Média	1118	1038,5	3,99
Desvio	36,37	9,19	3,29
Região da Zona Fundida Soldas			
Corpos de Prova	E pico (mV)	E repassivação (mV)	Área curvas (Coulomb/cm ²)
ACR 1 1	1114	1021	0,78
ACR 1 2	995	985	0,54
ACR 3 1	1103	1019	1,037
Média	1070,67	1008,33	0,79
Desvio	65,76	20,23	0,25
BCR 1 1	1074	1026	0,277
BCR 1 2	1054	1007	0,57
BCR 3 2	1037	Não Houve	1,07
Média	1055	1016,5	0,64
Desvio	18,52	13,44	0,40

Os gráficos das Figura 65, Figura 66 e Figura 67 apresentam os potenciais de pico (E pico), potencial de repassivação (E rep) e a carga elétrica consumida em cada condição de análise.

Os potenciais de pico se mantiveram muito próximos para todas as condições de soldagem avaliadas, apresentando baixo desvio padrão. O material de base apresentou valores um pouco superiores de potencial de pico, indicando uma maior resistência a formação de pites nesta região. Já os valores de potencial de repassivação apresentaram variações com maiores desvios padrões, indicando uma maior dificuldade em repassar conforme apresentado na Figura 66. Os resultados de repassivação para as condições soldadas foram semelhantes, sendo que todos os pontos se apresentaram com valores muito próximos, já o

material de base repassivou um pouco antes, indicando uma melhor condição de reformação de camada passiva.

Os valores de carga elétrica Figura 67 foram maiores na região da interface de soldagem, o que sugere um maior avanço do ataque corrosivo nesta região em comparação a zona fundida das soldas. Este comportamento pode ser explicado pela menor fração de austenita presente na interface, o que permitiu o avanço da corrosão de forma mais rápida. O material de base apresentou valores médios de carga elétrica, em comparação com as diferentes regiões das soldas analisadas. Este comportamento indica um avanço médio da corrosão nesta região devido ao balanço médio de fases ferrita e austenita presentes.

Figura 65: Potencial de pico cronovoltametrias soldas A e B.

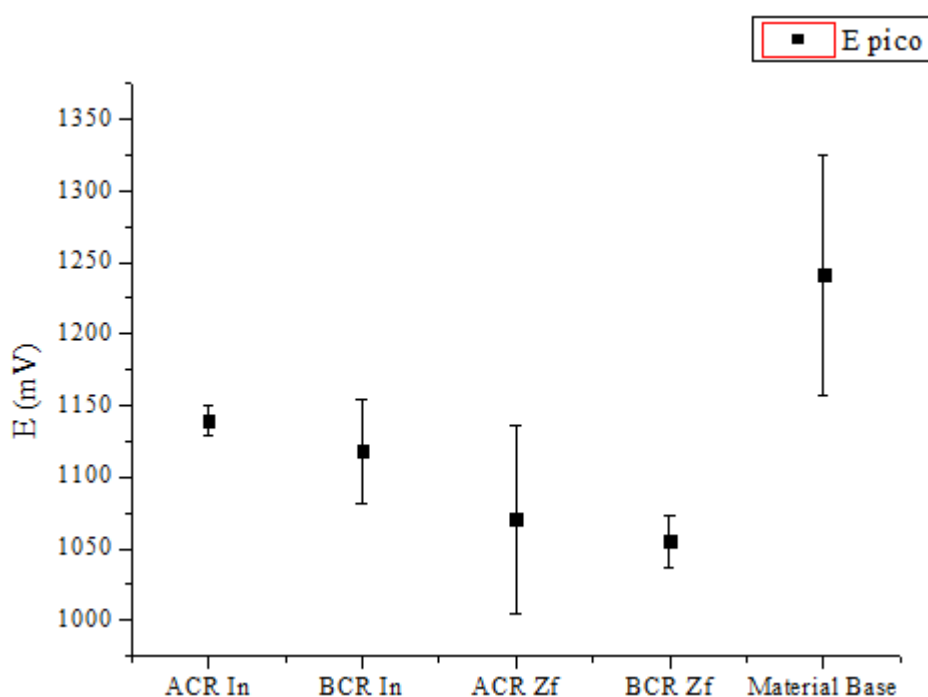


Figura 66: Potencial de repassivação cronovoltamétricas soldas A e B.

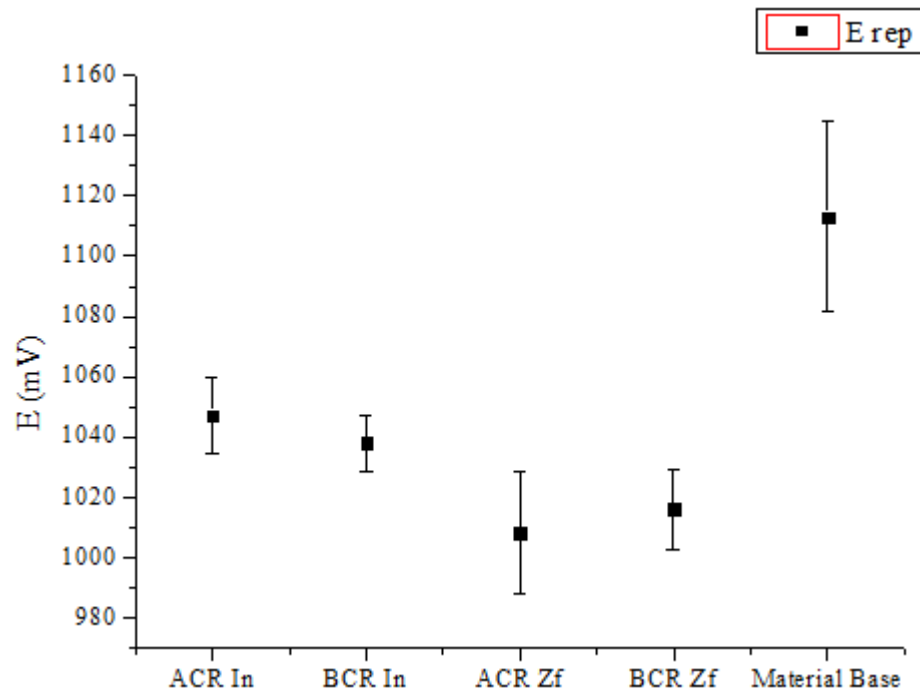
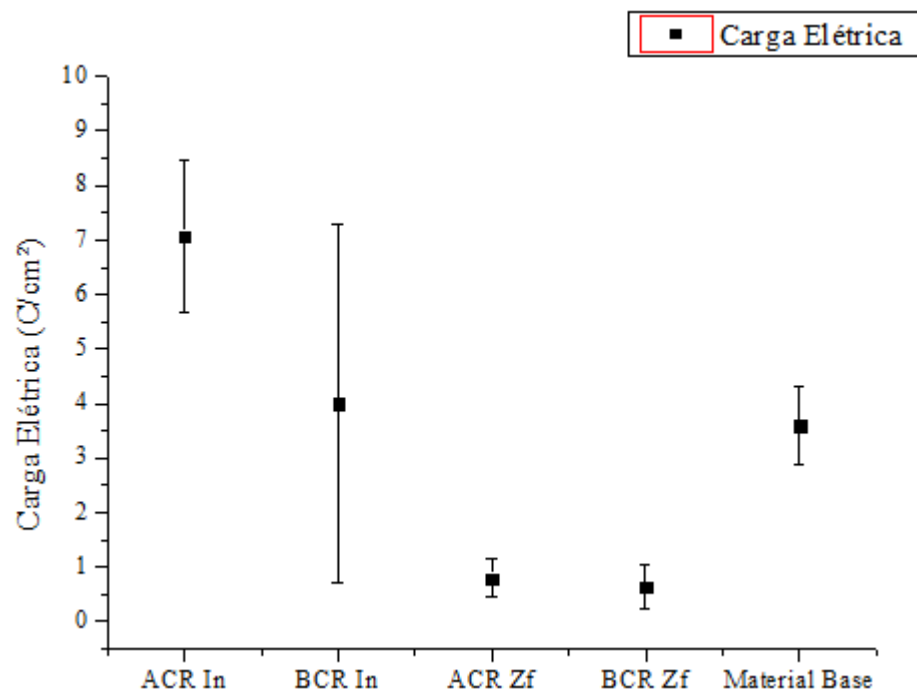


Figura 67: Carga elétrica consumida ensaios cronopotenciometria soldas A e B.



4.11.1 Caracterização da corrosão das amostras

4.11.1.1 Percentual de área corroída

Os valores de densidade de pites/área para a região da zona fundida são apresentados na Figura 68 (A) e os valores para as regiões da interface são apresentados na Figura 69 (B). Os resultados apresentados indicam uma maior área corroída para a solda B em comparação com a solda A, tal tendência pode ser explicada pelo maior calor aplicado na solda B, que causou maiores modificações microestruturais geradas durante a soldagem. A comparação entre as diferentes regiões zona fundida e interface de soldagem, indicam valores muito próximos para todas as condições, exceto a amostra BCR 3_2 na interface que apresentou um percentual superior de área corroída.

Figura 68: Percentual de área corroída ensaios de cronovoltametria Soldas A e B regiões zona fundida e material de base.

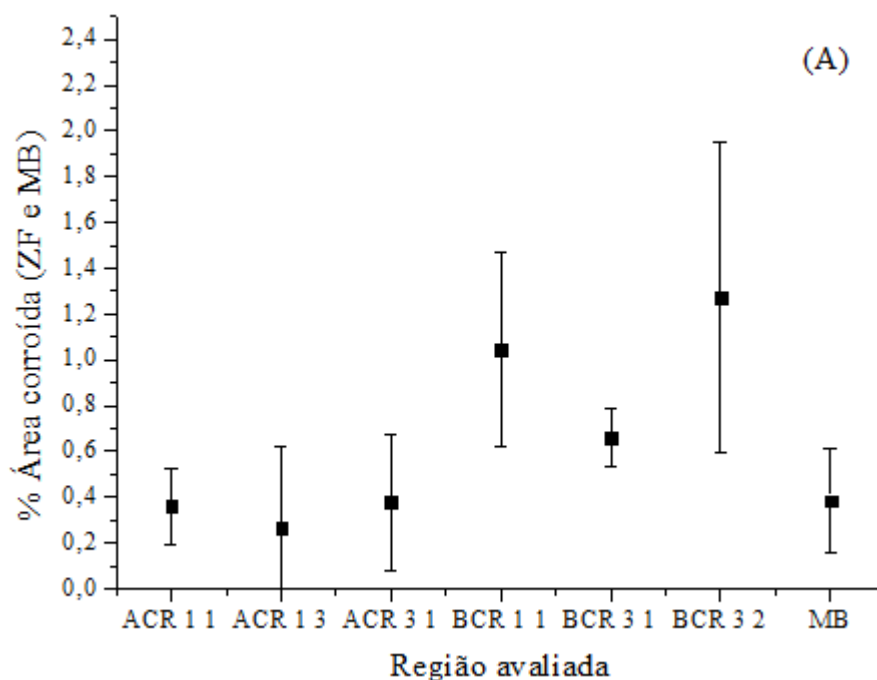
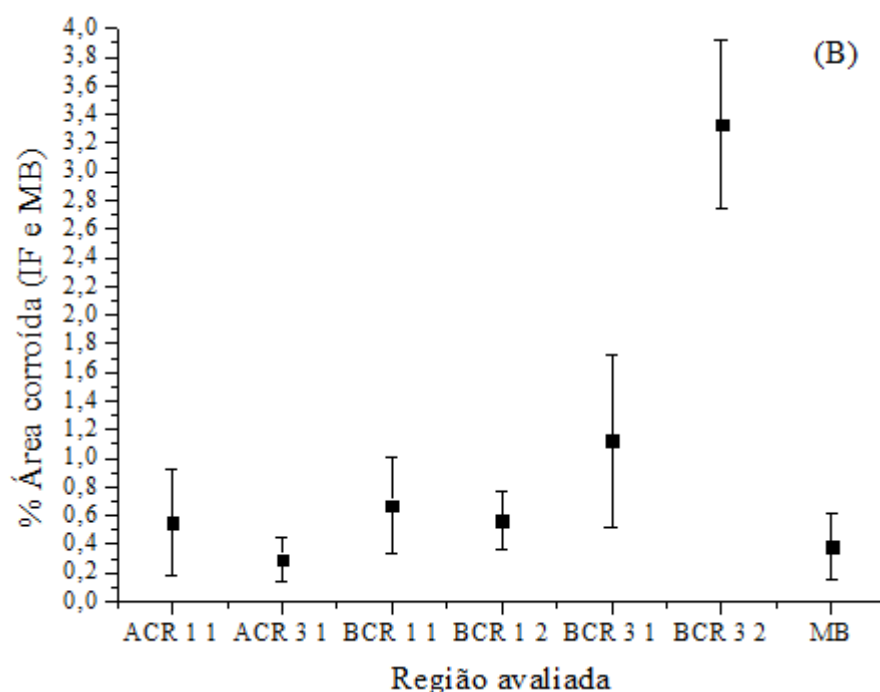


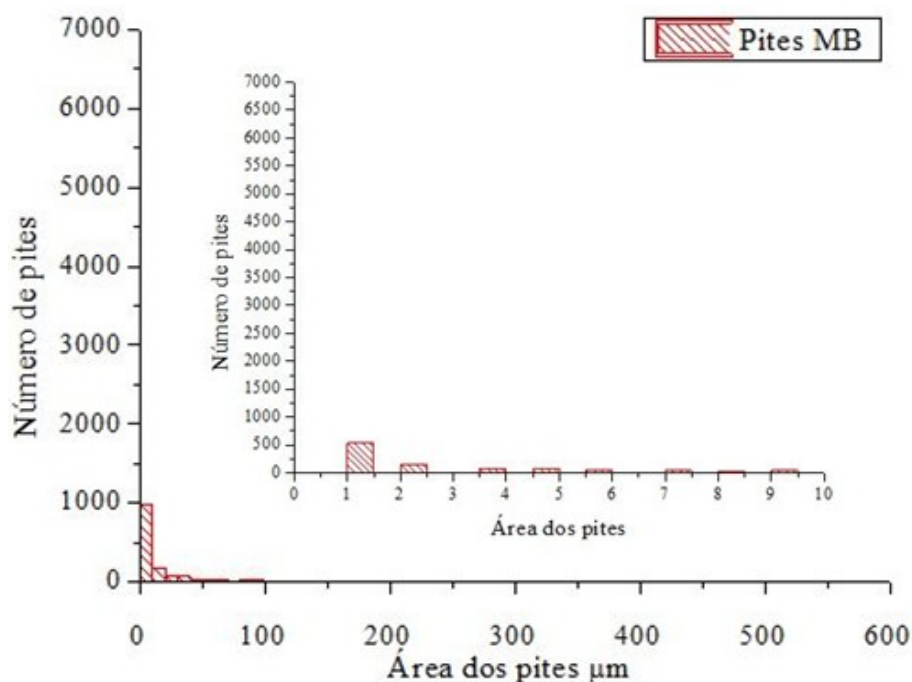
Figura 69: Percentual de área corroída ensaios de cronovoltametria Soldas A e B regiões interface de soldagem e material de base.



4.11.1.2 Diâmetro médio de pites material de base

A quantificação dos pites foi realizada com o uso de cinco imagens de microscópio óptico, obtidas para o material de base e condições de soldagem. Estas imagens foram segmentadas e ajustadas no programa ImageJ. O número de pites em função da área de pites é apresentado na Figura 70, é possível verificar a formação de poucos pites com tamanho pequeno, sendo que a grande maioria se situa na faixa de 1 até 5 microns de diâmetro.

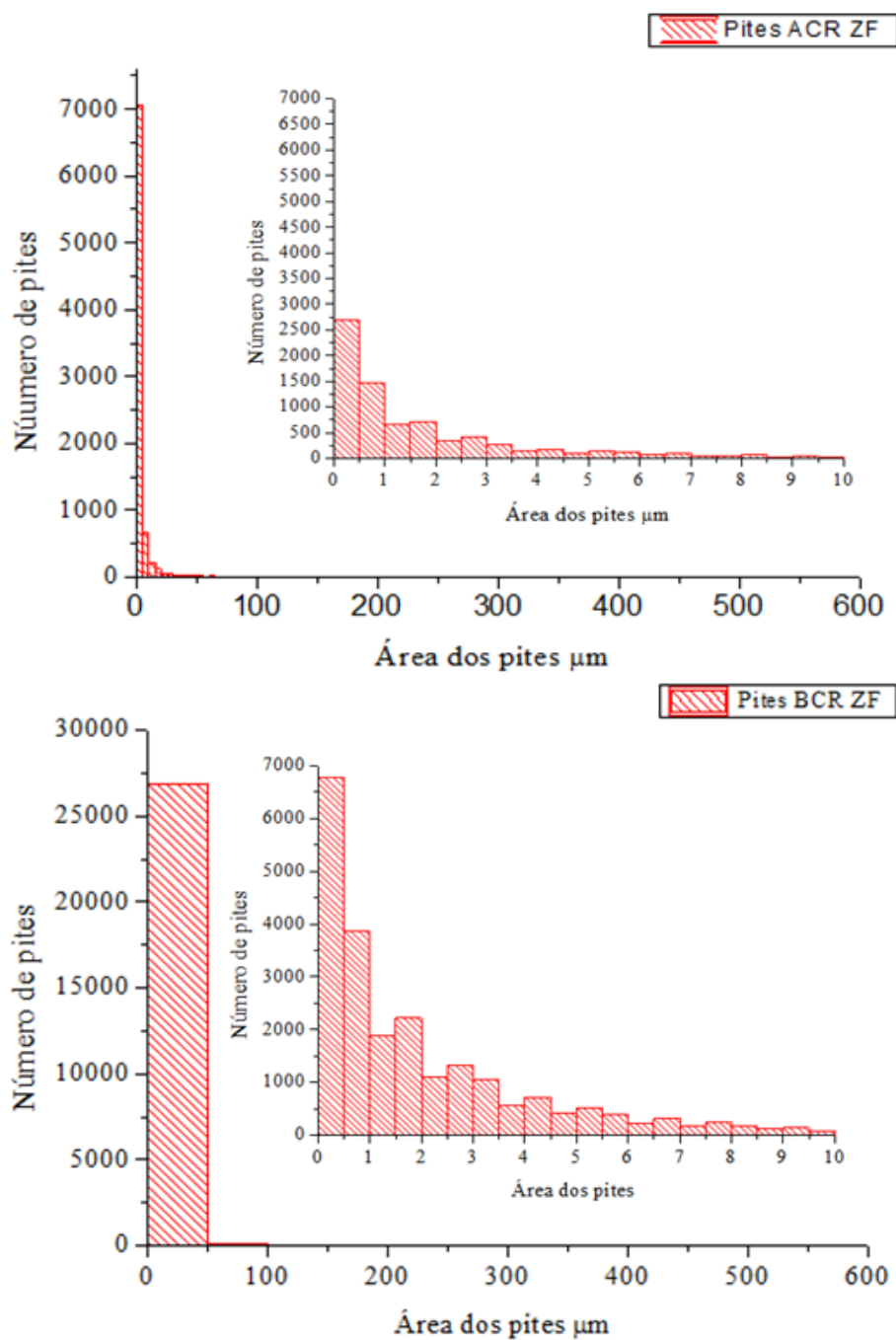
Figura 70: Número de pites em função da área de pites material de base.



4.11.1.3 Diâmetros médios pites zona fundida

Na região da zona fundida houve um aumento na quantidade de pites formados, que mantiveram um tamanho reduzido, porém em uma quantidade maior. Este fenômeno indica que a nucleação de pites é facilitada nesta região em relação ao material de base. Também é possível verificar que a formação de pites foi maior na solda B, indicando uma menor resistência a formação de pites para esta condição, em comparação com a solda A, conforme apresentado na Figura 71.

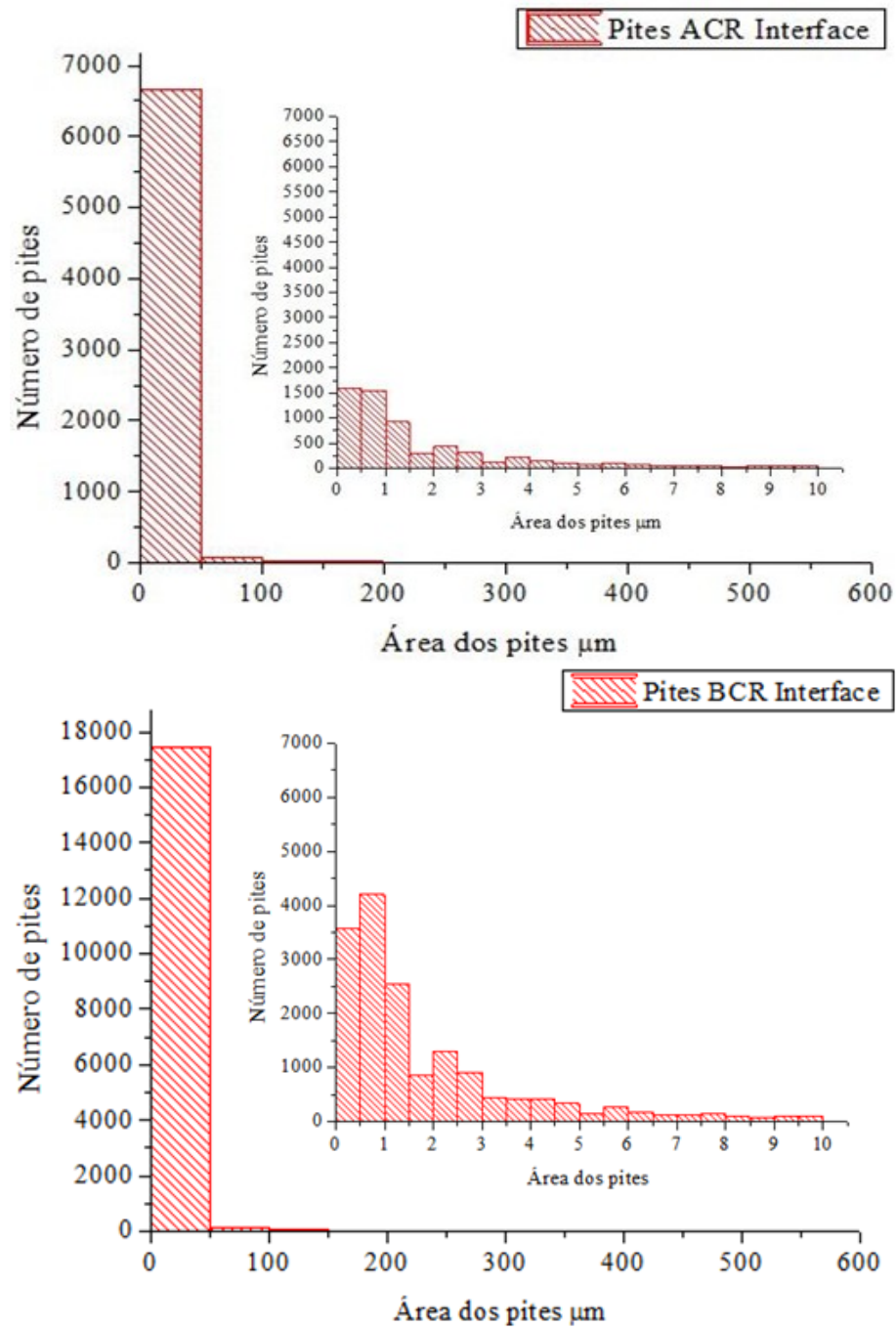
Figura 71: Número de pites em função área de pites zona fundida solda A e solda B.



4.11.1.4 Diâmetro médio pites interface

As regiões da interface de soldagem apresentaram um comportamento médio com uma corrosão superior à registrada no material de base e inferior as registradas na zona fundida dos materiais, conforme Figura 72.

Figura 72: Número de pites em função área de pites interface soldagem solda A e solda B.



4.11.1.5 Imagens superfície de corrosão material de base

Nas análises da superfície após o ensaio de cronopotenciometria do material de base foi observada a formação de pequenos pites dispersos conforme apresenta a Figura 73.

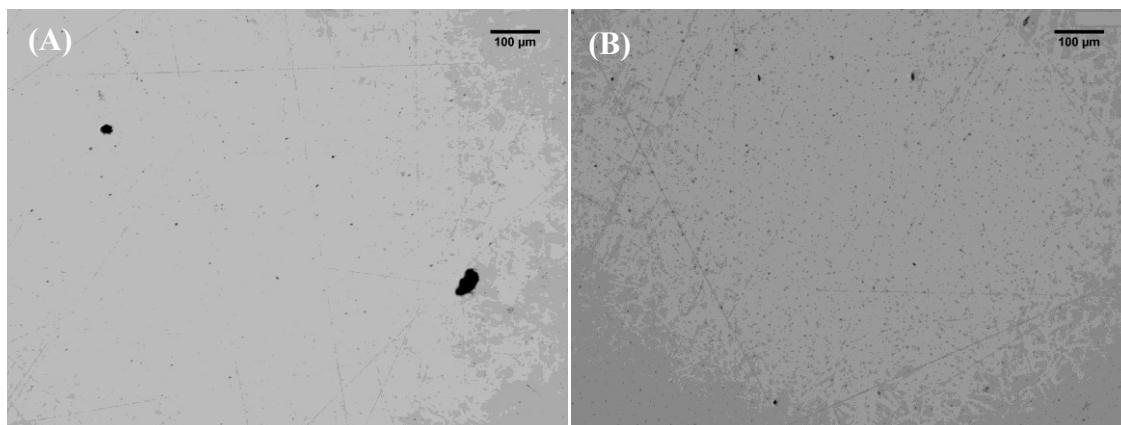
Figura 73: Amostra microestrutura material de base pites na superfície. Aumento 100X.



4.11.1.6 Imagens superfície de corrosão zona fundida

A Figura 74 apresenta a superfície das zonas fundidas nas soldas A e B, sendo a quantidade de pites gerada superior, porém com tamanho reduzido, indicando que houve uma maior facilidade na nucleação de pites metaestáveis nesta região e após a nucleação o seu crescimento foi lento, gerando pites de tamanho reduzido.

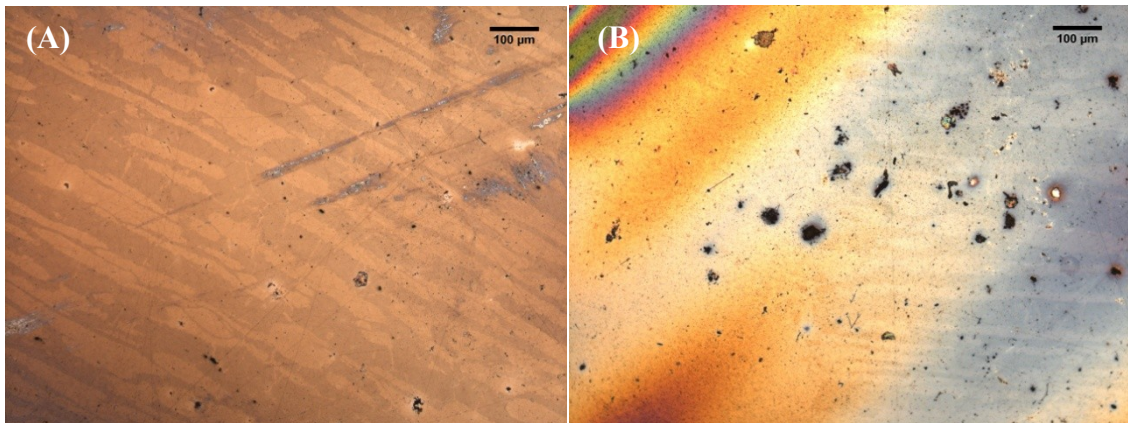
Figura 74: Superfície de corrosão zona fundida solda A (A) e solda B (B).



4.11.1.7 Imagens superfície de corrosão interface de soldagem

A Figura 75 apresenta a superfície de corrosão das interfaces de soldagem A e B. Houve nucleação de menor quantidade de pites, porém os mesmos apresentaram um tamanho superior aos apresentados na zona fundida, sendo que esta região apresentou os piores resultados de repassivação registrados para todos os sistemas avaliados, com elevadas histereses de repassivação.

Figura 75: Superfície de corrosão interface de soldagem solda A (A) e solda B (B).



5 CONCLUSÕES

Este trabalho mostrou que a soldagem de tubos de aço inoxidável duplex pelo processo TIG, de forma direta sem respeitar a temperatura interpasse de 150° C causa grandes prejuízos na tenacidade à fratura das uniões, tanto no metal de solda quanto na zona termicamente afetada.

É possível observar a mudança no modo de fratura para a condição de soldagem B, com micromecanismo de fratura quase clivagem no metal de solda e zona termicamente afetada.

A tenacidade das uniões pode ser em grande parte restabelecida com tratamento de solubilização pós-soldagem, sendo observadas as condições de aplicação, sendo que para a condição de soldagem B houve uma melhora de 49% na tenacidade do metal de solda e 47% da tenacidade foi reestabelecida na zona termicamente afetada.

Também é possível concluir que não houve redução significativa na resistência a corrosão em meio NaCl 3,5% para as condições de soldagem A e B, em comparação com o material de base.

Os potenciais de pite registrados foram muito semelhantes para todas as condições avaliadas, sendo que após o início do ataque corrosivo houve uma maior dificuldade de repassivação para as regiões da interface de solda A e solda B, com um ataque mais agressivo à microestrutura nestas regiões.

É possível verificar que a resistência à tração das juntas soldadas foi atingida, sendo que todas as fraturas ocorreram no material de base.

Os ensaios de dobramento indicaram a presença de pequenos pontos com falta de fusão, mesmo assim as juntas foram aprovadas conforme critério da norma (AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, 1999).

As microestruturas apresentaram grande variação para a região da zona fundida, quando comparadas as soldas A e solda B, sendo que a solda B apresentou maiores quantidades de austenita secundária, com grandes prejuízos à tenacidade nesta região.

A solda A apresentou uma melhor tenacidade na região da zona fundida com menor formação de ferrita acicular mantendo uma tenacidade maior.

A zona termicamente afetada das soldas A e B apresentou um aumento nos teores de ferrita que foram prejudiciais à tenacidade do material, porém apresentou pequeno impacto na resistência a corrosão das juntas.

Os valores de durezas avaliados ao longo da secção transversal das uniões se mostrou estável, sem variações significativas para a solda A e solda B.

A formação de precipitados e microestruturas como ferrita acicular permitiram um processo corrosivo mais agressivo após a quebra da camada passiva nas regiões da zona termicamente afetada, sendo que nestas regiões a degradação microestrutural gerada não permitiu a repassivação do material.

6 Sugestões para trabalhos futuros

Avaliação dos efeitos da solubilização por bobina de indução na região de soldagem nas propriedades de tenacidade das uniões.

Uso de EBSD e microscopia eletrônica de transmissão permitiria uma análise mais precisa e com maior resolução das fases precipitadas e microestruturas formadas nas uniões.

Estudo da resistência à corrosão em FeCl_3 por polarização e maiores tempos de exposição, para avaliação do avanço da corrosão após a quebra do filme passivo em cada condição.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 1104**. Welding of Pipelines and Related Facilities. WASHINGTON, DC: [s.n.]. 1999. p. 79.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications**. 2. ed. New York: CRC Press, 1995.

ANDERSON, T. L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**. Boca Raton, FL: Taylor & Francis Group, 2005.

ARMAS, I. A.; MOREUIL, S. D. **Duplex Stailless Steel**. [S.l.]: WILEY, 2009.

ASTM A370-02. **ASTM A370-02**. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. West Conshohocken, PA: [s.n.]. 2002.

ASTM E384-16. **ASTM E384-16**. tandard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. West Conshohocken, PA: ASTM International. 2016.

ASTM E3-95. **ASTM E3-95**. Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken, PA: ASTM International. 2001.

ASTM G61-86. **ASTM G61-86**. Standard Test Method for Conducting Cyclic Potentiodynamic Polarization Measurements for Localized Corrosion Susceptibility of Iron-, Nickel-, or Cobalt-Based Alloys. West Conshohocken, PA: ASTM International. 2014.

ATAMERT, S.; KING, J. E. **Intergranular nucleation of austenite**. [S.l.]: [s.n.]. 1991. p. 230-239.

BHANDARI et al. Modelling of pitting corrosion in marine and offshore steel structures. **Journal of Loss Prevention in the Process Industries**, v. 37, p. 39-62, 2015.

BS 7448 PART 1. **BS 7448 Part 1**. Method for determination of K_{ic}, critical CTOD and critical J values of metallic materials. [S.l.]: BRITISH STANDARD. 1991.

BS EN ISO 15653. **BS EN ISO 15653**. Metallic materials Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds. [S.l.]: [s.n.]. 1991.

CALLIARI, I. . B. M. . R. E. . M. M. . & S. G. Effect of isothermal heat treatments on Duplex Stainless Steels impact toughness. **XXII Convegno Nazionale IGF-Acta Fracturae**, Cassino, Italy, 2013. p. 56.

CHARLES, J. **Super duplex stainless steels: structure and properties**. Proc. Conf. Duplex Stainless Steels. [S.l.]: [s.n.]. 1991. p. p. 3-48.

CHEN, T. H.; WENG, K. L.; YANG, J. R.. The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, 2002. 259-270.

DNV-OS-F101. Submarine Pipeline Systems. [S.l.]: [s.n.]. 2013.

DOS SANTOS, D. C.; MAGNABOSCO, R. Kinetic Study to Predict Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steels. **METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A**, APRIL 2016.

DU TOIT, M.; PISTORIUS, P. C. Nitrogen Control During Autogenous Arc Welding of Stainless Steel. **Welding Journal**, v. 82, p. 219-224, 2003.

GENG, S.; SUN, J.; LINGYU GUO, H. W. Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex. **Journal of Manufacturing Processes**, 2015. 32-37.

GUNN, R. N. **Duplex stainless steels – Microstructure, properties and applications**. [S.l.]: [s.n.], 1997.

[HTTP://WWW.SUBSTECH.COM/DOKUWIKI/DOKU.PHP?ID=PITTING_CORROSION](http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=pitting_corrosion). **www.substech.com**, 2018. Acesso em: 06 maio 2018.

INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION. **Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel**. INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION. Londres. 2009.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO/TR 17671-3. Welding - Recommendations for welding of metallic materials-- Part 3: Arc welding of stainless steels**. [S.l.]: [s.n.]. 2002.

JIANG, Y. et al. Influence of Creq/Nieq on pitting corrosion resistance and mechanical properties of UNS S32304 duplex stainless steel welded joints. **Corrosion Science**, v. 70, p. 252-259, 2013.

LAGE, M. A. LAGES, MARCELLA. **Avaliação da tenacidade à fratura de juntas soldadas do aço inoxidável superduplex UNS S32750, com diferentes aportes térmicos, na presença de hidrogênio**. UFRJ. Rio de Janeiro. 2014.

LAGE, M. A.; ASSIS, K. S.; MATTOS, O. R. Hydrogen influence on fracture toughness of the weld metal in super duplex stainless steel (UNS S32750) welded with two different heat input. **International journal of hydrogen energy**, 2015. 1-9.

LEITE, R. A. **AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DE UMA JUNTA SOLDADA DE UM AÇO INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX COM UTILIZAÇÃO DE PROTEÇÃO CATÓDICA**. UFRGS. [S.l.], p. 121. 2009.

LIPPOLD, J. C. E. K. D. J. **Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels**. Wiley-Interscience. [S.l.]. 2005.

LIPPOLD, J. C.; AL-RUMAIH, A. M. **Toughness and pitting corrosion of duplex stainless steel weld heat-affected zone microstructures containing secondary austenite.** Conference Duplex Stainless Steels'97. Netherlands: Proceeding. 1997. p. p.1005-1010.

LODOÑO, A. J. R. **PRECIPITAÇÃO DE FASES INTERMETÁLICAS E AUSTENITA SECUNDÁRIA NA ZAC DE SOLDAGENS MULTIPASSE DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.** Escola Politécnica, Universidade de São Paulo. São Paulo, p. 265 p. 2001.

LOUREIRO, J. P. **CARACTERIZAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803 PELA TÉCNICA NÃO DESTRUTIVA DE CORRENTES PARASITAS PULSADAS.** UFRJ. Rio de Janeiro, p. 101 p. 2010.

LUKOJC, A.; NOWACKI, J. The influence of welding thermal cycle on properties of a duplex steel heat-affected zone. **Acta Metallurgica**, 2004. 741–744.

MAGNABOSCO, R. **Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205).** São Paulo. 2001.

MENENDEZ, H.; DEVINE, T. M. The influence of microstructure on the sensitization behavior of duplex stainless steel welds. **Corrosion**, v. 46, n. 5, p. Mai, 1990.

MESSER, B.; OPREA, V.; WRIGHT, A. **Duplex stainless steel welding: best practices, Stainless Steel World.** [S.l.], p. p. 53 – 63. 2007.

NILSON, J. O. Super duplex stainless steel. Materials Science and Technology, London, 1992.

NOBLE, D. N. **ASM Metals Handbook, Welding, Brazing and Soldering.** [S.l.]: [s.n.], 1993.

NOWACKI, J. Duplex-steel welding problems in the building of chemical cargo ships. **Welding International**, 2004. 509-515.

OUTOKUMPU. **Duplex stainless steel.** Sweden. 2010.

PILHAGEN, J.; SANDSTRÖM, R. Influence of nickel on the toughness of lean duplex stainless steel welds. **Materials Science & Engineering A**, 2014. 40-57.

POHL, M. . S. O. . G. T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. Materials characterization. **Materials characterization**, 2007. 65-71.

POOK, L. **Metal Fatigue.** London: Springer, 2007.

POTGIETER, J. H. Influence of s phase on general and pitting corrosion resistance of SAF 2205 duplex stainless steels. British corrosion journal. **British corrosion journal**, 1992. p. 219-230.

REBELLO, J. M. A. et al. **Aços Duplex e Superduplex Estado da Arte**. COPPETEC. Rio de Janeiro. 2010.

ROBERGE, P. R. **Corrosion Engineering: Principles and Practice**. New York: McGraw-Hill, 2008.

ROBERGE, R. **Forms of corrosion in pictures**. Welcome to Corrosion Doctors. Kingston: [s.n.]. 2013.

SANTOS, D.; MAGNABOSCO, R. Kinetic Study to Predict Sigma Phase Formation in Duplex Stainless Steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 2016.

SEDRIKS, A. J. Effects of alloy composition and microstructure on the passivity of stainless steels. **Corrosion**, v. 42, Jul 1986.

SOLOMON, H. D. **Age hardening in a duplex stainless steel**. Conference Duplex Stainless Steels. St. Louis-USA: American Society of Metals. 1983. p. 41-69.

SOON TAE, K. et al. Effects of solution heat-treatment and nitrogen in shielding gas on the resistance to pitting corrosion of hyper duplex stainless steel welds. **Corrosion. Science**, v. 53, p. 1939-1947, 2011.

STROHAECKER, T. R. **Apostila de Mecânica da Fratura**. Porto Alegre Brasil RS: LAMEF/UFRGS, 2001.

SZKLARSKA-SMIALOWSKA, Z. **Pitting Corrosion of Metals**. [S.l.]: [s.n.], 1986.

WALKER, R. A.; GOOCH, T. G. Pitting resistance of weld metal for 22Cr-5Ni ferritic-austenitic stainless steels. **British corrosion journal**, v. 26, n. 1, p. 51, 1991.

WIESNER, C. S. **Toughness Requirements for Duplex and Super Duplex Stainless Steels**. TWI, Duplex Stainless Steels – 5th World Conference. [S.l.]: [s.n.]. 1997.

WILL, C. R. **COMPORTAMENTO À CORROSÃO DE JUNTAS SUPERDUPLEX UNS S32760 SOLDADAS POR GMAW PULSADO COM DIFERENTES MISTURAS GASOSAS**. Departamento de Eng Metalúrgica UFRGS. Porto Alegre. 2009.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. São Paulo: USP, v. 1, 2002.

ZHANG, Z. et al. Effect of prolonged thermal cycles on the pitting corrosion resistance of a newly developed LDX 2404 lean duplex stainless steel. **Corrosion Science**, 2016. 189-195.

ZHONG, C. et al. Lower temperature fabrication of continuous intermetallic. **J. Alloy. Compd**, p. 377-381, 2010.