



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

AVALIAÇÃO DA SOLDAGEM MULTIPASSE DE CHAPAS
ESPESAS DO AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX UNS
S32304 SOLDADAS PELOS PROCESSOS SMAW, GMAW E
FCAW

RONALDO CARDOSO JUNIOR

Belo Horizonte, 12 de Maio de 2012

RONALDO CARDOSO JUNIOR

**AVALIAÇÃO DA SOLDAGEM MULTIPASSE DE CHAPAS ESPESSAS
DO AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX UNS S32304 SOLDADAS
PELOS PROCESSOS SMAW, GMAW E FCAW**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Soldagem

Orientador(a): Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense

Universidade Federal de Minas Gerais

Co-orientador(a): Profª. Dra. Vanessa de Freitas Cunha Lins

Universidade Federal de Minas Gerais

Belo Horizonte

Escola de Engenharia da UFMG

2012



Universidade Federal de Minas Gerais

Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

Av. Antônio Carlos, 6627 - Pampulha - 31.270-901 - Belo Horizonte – MG

Tel.: +55 31 3499-5145 - Fax.: +55 31 3443-3783

www.demec.ufmg.br - E-mail: cpgmec@demec.ufmg.br

**AVALIAÇÃO DA SOLDAGEM MULTIPASSE DE CHAPAS
ESPESSAS DO AÇO INOXIDÁVEL LEAN DUPLEX UNS
S32304 SOLDADAS PELOS PROCESSOS SMAW, GMAW E
FCAW**

RONALDO CARDOSO JUNIOR

Dissertação defendida e aprovada em 12 de maio de 2012, pela Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de **Mestre em Engenharia Mecânica**, na área de concentração de **Soldagem**.

Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense – UFMG – Orientador

Prof.a. Dra. Vanessa de Freitas Cunha Lins – UFMG – Co-orientadora

Prof. Dr. Paulo José Modenesi – UFMG – Examinador

Prof. Dr. Tarcísio Reis de Oliveira – APERAM – Examinador

AGRADECIMENTOS

Agradeço, acima de tudo, aos meus pais, Ronaldo e Ana, por possibilitarem tudo isso, e aos meus irmãos.

Não poderia de deixar de agradecer a Clarissa, quem esteve sempre ao meu lado, paciente.

Gostaria de agradecer a meu orientador, Prof. Dr. Alexandre Queiroz Bracarense, pelo incondicional suporte e rapidez em suas respostas. À minha co-orientadora Profa. Dra. Vanessa de Freitas Cunha Lins.

À UFMG, ao Departamento de Engenharia Mecânica e ao Laboratório de Simulação e Soldagem por tornar esse trabalho possível. À FAPEMIG pelo apoio financeiro.

Ao Prof. Dr. Paulo José Modenesi, por sua prontidão e sabedoria para esclarecer dúvidas.

A APERAM pelo fornecimento de parte dos materiais. Em especial, ao M.Sc. Eng. Reginaldo Pinto Barbosa pela paciência, suporte e ensinamentos.

Agradeço também ao aluno de Engenharia Mecânica, futuro engenheiro, Frederico Rodrigues Campos pela dedicação.

A ESAB Industria e Comércio LTDA pelo fornecimento de materiais, infra-estrutura, ensaios e suporte financeiro.

Agradeço a equipe do Centro de Processos da ESAB, em especial, ao Cândido, Marcus Vinícius, Eduardo e Leopoldo. Também digo obrigado ao Tião, da usinagem, pela sua boa vontade e prontidão.

“I believe in intuition and inspiration. Imagination is more important than knowledge. For knowledge is limited, whereas imagination embraces the entire world, stimulating progress, giving birth to evolution. It is, strictly speaking, a real factor in scientific research.”

Albert Einstein *in* Cosmic Religion: With Other Opinions and Aphorisms, p. 97

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	8
LISTA DE TABELAS.....	11
NOMENCLATURA.....	12
NOMENCLATURA.....	12
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	13
RESUMO.....	14
1. INTRODUÇÃO	16
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	18
2.1. Os aços inoxidáveis.....	18
2.2. Os aços inoxidáveis duplex (AID).....	19
2.2.1. Os aços inoxidáveis lean duplex (AILD)	21
2.2.2. A soldagem dos AID.....	22
2.2.3. Microestrutura da junta soldada.....	23
3. MATERIAIS E MÉTODOS	25
3.1. Caracterização do metal de base e consumíveis de soldagem.....	25
3.2. Soldagem pelo processo GTAW autógeno para determinação da energia de soldagem.....	27
3.3. Avaliação dos processos SMAW, GMAW e FCAW utilizando-se consumíveis do tipo 2307 e 2209	30
3.3.1. Soldagem	30
3.3.2. Determinação da produtividade e seqüência de soldagem	33
3.3.3. Ensaio não destrutivo	33
3.3.4. Ensaio de tração, dobramento e impacto Charpy	34
3.3.5. Ensaio de macrografia e microdureza.....	36
3.3.6. Análise por microscopia óptica(MO) e eletrônica(MEV)	37
3.3.7. Preparação metalográfica	38
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	40

4.1.	Caracterização do metal de base e consumíveis de soldagem.....	40
4.2.	Testes GTAW autógeno para determinação da energia de soldagem.....	45
4.3.	Testes de avaliação dos processos SMAW, GMAW e FCAW	54
4.3.1.	Determinação da produtividade e seqüência de soldagem	54
4.3.2.	Ensaio não destrutivo por raios-X.....	56
4.3.3.	Ensaio de tração, dobramento e impacto Charpy	57
4.3.4.	Análise por microscopia óptica(MO) e eletrônica(MEV)	61
4.3.5.	Análise por microscopia óptica(MO) e eletrônica(MEV)	67
5.	CONCLUSÕES.....	85
6.	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	88
	ABSTRACT	89
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	91
	ANEXO A.....	94
A.1	Parâmetros de soldagem detalhados do experimento SMAW2307	94
A.2	Parâmetros de soldagem detalhados dos experimentos SMAW2209	95
A.3	Parâmetros de soldagem detalhados dos experimentos GMAW2307	96
A.4	Parâmetros de soldagem detalhados dos experimentos GMAW2209	97
A.5	Parâmetros de soldagem detalhados dos experimentos FCAW2307	98
A.6	Parâmetros de soldagem detalhados dos experimentos FCAW2209.....	99
	ANEXO B	100
B.1	Relatório de ensaio de raios-x do experimento SMAW2307	100
B.2	Relatório de ensaio de raios-x do experimento SMAW2209	101
B.3	Relatório de ensaio de raios-x do experimento GMAW2307.....	102
B.4	Relatório de ensaio de raios-x do experimento GMAW2209.....	103
B.5	Relatório de ensaio de raios-x do experimento FCAW2307	104
B.6	Relatório de ensaio de raios-x do experimento FCAW2209	105

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Distribuição do consumo de aços inoxidáveis por aplicação em 2009 (%). Todos os tipos incluídos; 100% = 25Mt[1].(Traduzido).....	18
Figura 2: Produção de aços em 2009 por tipo[1]. (Traduzido).....	19
Figura 3: Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex laminado a quente. As fases escuras e claras correspondem a ferrita e austenita, respectivamente[2].	19
Figura 4: Diagrama ternário Fe-Cr-Ni[2].	20
Figura 5: Diagrama esquemático da microestrutura de uma junta soldada de AID[24].	24
Figura 6: Montagem utilizada para execução dos testes de soldagem GTAW autógeno.	28
Figura 7: Comprimento de arco da soldagem GTAW mantido constante em 3,5mm.	29
Figura 8: Regiões obtidas como resultados de dois cordões (1 e 2) de solda parcialmente sobrepostos. ZF 1= Zona fundida 1, ZF 2 = Zona fundida 2, ZR = Zona de recristalização, ZTA 1 = Zona termicamente afetada 1, ZTA 2 = Zona termicamente afetada 2, ZTR = Zona termicamente re-afetada.....	29
Figura 9: A)Detalhes dimensionais do chanfro e preparação das juntas; B) Corpos de provas montados; C) Região de traz do corpo de prova, mostrando a fixação do suporte cerâmico...	31
Figura 10: Perfil do suporte cerâmico utilizado com dimensões em milímetros. Modelo: OK Backing Rectangular 13, fornecido pela ESAB.....	31
Figura 11: Equipamentos e montagem utilizados para soldagem dos corpos de prova: A) Trator ESAB Railtrac FW1000; B) Fonte ESAB AristoPower 460; C) Montagem.....	32
Figura 12: A) Corpos de prova de dobramento com a solda devidamente identificada; B) Aparato utilizado para a execução do teste.....	35
Figura 13: A) Local de remoção dos corpos de prova; B) Localização dos entalhes.	35
Figura 14: Exemplo de marcação dos entalhes nos corpos de prova de ensaio Charpy. A) A 2mm da superfície no CS; B) A 2mm da superfície na ZTA; C) A 2mm da raiz no CS; D) A 2mm da raiz na ZTA.....	36
Figura 15: Localização das impressões de microdureza[34]. Figura modificada.....	36
Figura 16: Desenho esquemático das região analisadas por microscopia óptica(MO).....	37
Figura 17: Máquinas utilizadas para lixamento e polimento das amostras.	38
Figura 18: Embutidora utilizada para embutimento em baquelite.	38
Figura 19: Micrografias do metal de base.	40

Figura 20: Micrografia do metal de base sem ataque químico para quantificação do teor de inclusões.....	41
Figura 21: Micrografias do metal depositado pelo Shield Brigh 2307 soldado com mistura gasosa com e sem adição de N ₂	44
Figura 22: Microestrutura da zona fundida representativa para ZF1 e ZF2.	46
Figura 23: Zona de recristalização e suas interfaces. Nas figuras são destacadas as regiões possíveis de serem distinguidas nessas imagens.	47
Figura 24: Microestrutura da ZR das amostras soldadas.....	48
Figura 25: Aspecto acicular da austenita secundária(γ_2) na ZR.....	49
Figura 26: Micrografias da zona termicamente afetada.	51
Figura 27: Micrografias da zona termicamente afetada de baixa temperatura.	52
Figura 28: Diagrama de equilíbrio de fases para o AILD UNS S32304, onde a linha tracejada indica o teor de nitrogênio [27].	53
Figura 29: Microestrutura da ZTATE e ZTR.	54
Figura 30: Croqui da junta soldada, número e seqüência de passes utilizada.	55
Figura 31: Local de ruptura dos corpos de provas submetidos ao ensaio de tração.	58
Figura 32: Corpos de prova de dobramento após ensaio. Pequena descontinuidade indicada pela seta vermelha.	59
Figura 33: Macrografias das secções transversais dos testes realizados. Ataque: Behara II....	61
Figura 34: Soldagem FCAW de aço carbono utilizando consumível E71T-1C e suporte cerâmico retangular[36].	62
Figura 35: Impressões realizadas na ZTA, ZF e MB. O FCAW2209 foi usado para produzir esse exemplo.	62
Figura 36: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio SMAW2307.	64
Figura 37: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio SMAW2209.	64
Figura 38: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio GMAW2307.	65
Figura 39: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio GMAW2209.	65
Figura 40: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio FCAW2307.....	66
Figura 41: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio FCAW2209.....	66
Figura 42: Resultados médios de microdureza (carga de 2kg), por teste e por região.....	67
Figura 43: Micrografias representativas de cada região analisada do teste SMAW2307 e proporção de austenita.	68
Figura 44: Micrografias representativas de cada região analisada do teste SMAW2209 e proporção de austenita.	69

Figura 45: Micrografias representativas de cada região analisada do teste GMAW2307 e proporção de austenita.	70
Figura 46: Micrografias representativas de cada região analisada do teste GMAW2209 e proporção de austenita.	71
Figura 47: Micrografias representativas de cada região analisada do FCAW2307 e proporção de austenita.	72
Figura 48: Micrografias representativas de cada região analisada do teste FCAW2209 e proporção de austenita.	73
Figura 49: Proporção de γ em função do experimento e região analisada.	75
Figura 50: Proporção de γ em função do teste e região analisada.	76
Figura 51: Indício de presença de precipitados na ZTA da amostra SMAW2307. As setas vermelhas apresentam as regiões com possíveis precipitados.	76
Figura 52: Efeito do reaquecimento dos passes subseqüentes na ZF e ZTA do ensaio SMAW2307.	77
Figura 53: Mudança de direção de crescimento de grãos do passe de raiz com suporte cerâmico para o 2º passe. Foi usado como exemplo o ensaio SMAW2209, representado por a), e o FCAW2209, representado por b).	77
Figura 54: Análise por MO sem ataque da zona fundida na superfície.	79
Figura 55: Análise por MO sem ataque da zona fundida no centro da espessura.	80
Figura 56: Análise por MO sem ataque da zona fundida na raiz.	81
Figura 57: Proporção de fases não metálicas presente na superfície (ZF-CSS), centro da espessura (ZF-CSCE) e raiz (ZF-CSR) da zona fundida.	82
Figura 58: Transição da ZF e ZTA da amostra SMAW2307. As imagens são representativas para os demais testes.	83
Figura 59: Imagens obtidas via MEV e identificação das inclusões analisadas por EDS.	83

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Consumíveis de soldagem usados para os testes com metal de adição.	26
Tabela 2: Ensaio para determinação do gás de proteção a ser utilizado nos testes com FCAW.	27
Tabela 3: Parâmetros de soldagem utilizados para o processo GTAW.....	28
Tabela 4: Processos, consumíveis e gases de proteção testados.....	30
Tabela 5: Parâmetros de soldagem reais para os passes de raiz e médios para os demais passes.....	33
Tabela 6: Ensaios realizados, localização dos corpos de prova e do entalhe Charpy e número de ensaios por condição testada.	34
Tabela 7: Composição química do metal de base utilizado, em %.....	40
Tabela 8: Quantificação microestrutural do teor de γ , δ e inclusões no metal de base.....	41
Tabela 9: Propriedades mecânicas do metal de base.....	42
Tabela 10: Composição química dos metais depositados pelos consumíveis de soldagem utilizados, em %.....	42
Tabela 11: Propriedades mecânicas dos consumíveis de soldagem.....	42
Tabela 12: PRE _N do metal de base e consumíveis utilizados.....	44
Tabela 13: Proporção de δ e γ para Shield Brigh 2307 soldado com mistura gasosa com e sem adição de N ₂	45
Tabela 14: Proporção de δ e γ na zona fundida para os testes GTAW autógeno.	46
Tabela 15: Proporção de δ e γ na zona recristalizada para os testes GTAW autógeno.....	49
Tabela 16: Proporção de δ e γ na zona termicamente afetada para os testes GTAW autógeno.	53
Tabela 17: Dados referente a produtividade dos testes realizados.....	56
Tabela 18: Resultados de ensaios não destrutivos por raios-x.....	57
Tabela 19: Resultados de resistência a tração das juntas soldadas.	57
Tabela 20: Resultados dos ensaios de dobramentos laterais.....	58
Tabela 21: Valores médios de energia absorvida, em J.....	60
Tabela 22: Resultados individuais de microdureza em Hv, sendo a carga de 2kg.	63
Tabela 23: Proporção de austenita por experimento e região analisada, em %.....	74
Tabela 24: Proporção de inclusões presentes na superfície (ZF-CSS), centro da espessura (ZF- CSCE) e raiz (ZF-CSR) da zona fundida.	82
Tabela 25: Composição das inclusões apresentadas na Figura 59.....	84
Tabela 26: Tipo de inclusão provável para cada um dos espectros apresentados na Tabela 25.	84

NOMENCLATURA

HI	“Heat Input” ou Energia de Soldagem [$\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$]
HI_L	Energia Líquida de Soldagem [$\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$]
η	Rendimento Térmico [adimensional]
TEP	Temperatura Entre Passes [$^{\circ}\text{C}$]

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AID	Aço Inoxidável Duplex
AILD	Aço Inoxidável Lean Duplex
AISI	American Iron and Steel Institute
ASME	American Society of Mechanical Engineering
ASTM	American Society for Testing and Materials
EDS	Espectroscopia de Energía Dispersiva
FCAW	Flux Cored Arc Welding
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Óptica
PRN	“Pitting Resistance Number”
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
UNS	Unified Numbering System
ZTA	Zona Termicamente Afetada
δ	Ferrita Delta
γ	Austenita
γ_2	Austenita Secundária
2209	Consumíveis com composição típica de 22% de Cr, 9% de Ni e 3% de Mo
2307	Consumíveis com composição típica de 23% de Cr, 7% de Ni

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex (AID) vêm se apresentando como uma excelente alternativa para aplicações em que elevada resistência à corrosão e alta resistência mecânica são requeridas. Em paralelo, vê-se uma corrida dos fabricantes dos AID pela obtenção de ligas cada vez mais baratas. Nesse contexto, surgem os aços inoxidáveis lean duplex (AILD), os quais apresentam menores teores de elementos de liga de elevado custo, como níquel e molibdênio. Entretanto, os AID, incluído os AILD, apresentam inferior soldabilidade em relação aos aços inoxidáveis austeníticos, devido a dificuldade de se manter suficientes proporções de austenita na zona termicamente afetada (ZTA) sem que haja precipitação de fases intermetálicas deletérias na microestrutura. Nesse sentido, esse trabalho teve como objetivo a avaliação da soldagem multipasse de chapas espessas de 22mm da liga inoxidável lean duplex UNS S32304. Inicialmente foi realizada a caracterização do metal de base (MB) e dos consumíveis de soldagem usados. Em seguida, com objetivo de se determinar a energia de soldagem a ser usada na etapa posterior, foi realizada uma avaliação microestrutural de corpos prova confeccionados a partir de dois cordões parcialmente sobrepostos sobre chapa, soldados através do processo GTAW autógeno com quatro energias de soldagem (HI) distintas: 1,0, 1,5, 2,0 e 2,5 kJ.mm⁻¹. Por último, foram soldadas seis corpos de provas através dos processos de soldagem SMAW, GMAW e FCAW e consumíveis com dois tipos de composição química, 2209 (22%Cr, 9%Ni e 3%Mo) e 2307 (23%Cr e 7%Ni). Para esses, determinou-se a produtividade através da aquisição do tempo de arco aberto e a integridade da junta soldada através do ensaios por raios-X. Após isso, foram extraídos corpos de prova para ensaios de tração, dobramento, Charpy, macrografia, microdureza, microscopia óptica e MEV com EDS. Tanto o metal de base quanto os consumíveis de soldagem apresentaram composição química e propriedades mecânicas dentro das faixas especificadas pela normas relativas a cada material. A zona fundida (ZF) dos CP's obtidos por GTAW apresentaram grãos de ferrita grosseiros e baixo teor de austenita, enquanto a ZTA teve elevada ferritização, porém em menor intensidade que a ZF, sendo a HI de 2,0 kJ.mm⁻¹ escolhida por sua relativa maior proporção de austenita. Foram encontradas descontinuidades consideradas aceitáveis segundo ASME B31.3 em alguns dos experimentos, porém isso não influenciou negativamente os resultados mecânicos, os quais se apresentaram acima do metal de base e especificado por normas de fabricação desses materiais. Já a análise metalográfica mostrou a microestrutura da

ZF de todos os testes com proporção de austenita acima de 48%, ao contrário do obtido na zona termicamente afetada, em que se obteve resultados a partir de 17% de austenita. Ainda verificou-se maiores teores de inclusões não metálicas, identificadas por EDS como óxidos de Mn, Si, Ti e Al, nos processos geradores de escória (SMAW e FCAW) quando comparado ao processo GMAW. Dessa maneira, conclui-se que foi possível obter soldas integras e atendendo aos requerimentos mecânicos em todos os experimentos, contudo observou-se baixas proporções de austenita na ZTA, o que sugere o aumento da energia de soldagem em trabalhos futuros.

Palavras-chave: Duplex, Lean Duplex, Soldabilidade, Soldagem Multipasse.

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex (AID's) surgiram na década de 30 e tiveram seu uso comercial iniciado de forma massiva na década de 70, período no qual os AID sofreram grande evolução tecnológica em sua fabricação, o que permitiu a obtenção de materiais com menores teores de carbono e com nitrogênio controlado. Tal fato representou o marco da primeira para segunda geração dos AID's, com a marcante melhoria da soldabilidade. Ainda assim, essas ligas continuaram sendo aprimoradas pela modificação de composição química e processo de fabricação, levando a materiais com excelente resistência a corrosão e boas propriedades mecânicas. Com interesse de manter uma resistência a corrosão localizada equivalente aos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304L e AISI 316L e reduzir o custo com relação aos AID, foram desenvolvidos os aços inoxidáveis lean duplex (AILD), que possuem teores reduzidos de molibdênio e níquel. Dentre esses, o mais comum é o UNS S32304, que será o objeto de estudo desse trabalho.

Encontram-se diversas aplicações dos AILD reportadas na literatura, como em tanques de estocagem na indústria de papel e celulose, na fabricação de pontes, em estações de tratamento de água, na mineração, na indústria offshore, em plantas de dessalinização, em plantas de produção de etanol, em tanques de armazenamento de alimentos e para construção de telhados de aeroportos. Em todas essas aplicações a soldagem é empregada para união dos materiais, de tal maneira que a mesma pode ser considerada crucial para fabricação envolvendo os AILD.

Apesar disso, a soldabilidade dos AILD é inferior a dos aços inoxidáveis austeníticos, sendo que o maior desafio é manter a proporção γ/δ na junta soldada sem que haja precipitação de fases deletérias, como nitreto de cromo, fase sigma e fase chi, principalmente para chapas espessas em que o fluxo térmico proporciona maiores taxas de resfriamento. Nesse sentido, há diversos trabalhos sendo publicados com relação à soldagem desses materiais, entretanto poucas pesquisas se concentram na soldagem multipasse de chapas espessas. Além disso, não é possível encontrar na literatura trabalhos que comparam processos de soldagem comumente empregados na fabricação de equipamentos e tubulações, como o SMAW, GMAW e FCAW.

Portanto, o objetivo desse trabalho é avaliar o desempenho desses processos para a soldagem de chapas espessas do AILD UNS S32304, caracterizando-se as juntas do ponto de vista mecânico e metalúrgico. Ressalta-se ainda que foram considerados aspectos práticos como o passe de raiz, para o qual foi utilizado suporte cerâmico, o que também é pouco reportado na literatura.

Dessa maneira, foram soldados quatro corpos de prova através do processo GTAW sem adição de consumíveis de soldagem variando-se a energia de soldagem, com o objetivo apenas de determinar a energia de soldagem com melhor desempenho em termos microestrutural da zona termicamente afetada (ZTA). A partir disso, foram produzidos seis corpos de prova com a mesma energia de soldagem, porém variou-se o processo de soldagem e o consumível. Foram empregados os processos SMAW, GMAW e FCAW e, para cada um desses, foram usados consumíveis de duas bases de composição química distintas, a primeira apresenta nominalmente 23% de Cr e 7% de Ni (sem molibdênio), enquanto a segunda possui 22%Cr e 9%Ni (com molibdênio).

Esse trabalho foi estruturado em 5 capítulos, sendo que no Capítulo 2 foi realizada uma revisão bibliográfica sobre o assunto, já no Capítulo 3 foram descritos os materiais e métodos utilizados nessa dissertação. Em seguida, através do Capítulo 4, foram apresentados os resultados e discussões e por ultimo, no Capítulo 5, foi feita uma conclusão.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Os aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são definidos como aqueles que apresentam 12% ou mais de Cr[7], esse elemento é responsável pela formação de um filme de passivação superficial, o que garante uma elevada resistência à corrosão. Elementos de liga, como Ni, Mo, N, Mn, dentre outros, são comumente adicionados à liga para promover alguma característica específica desejável para uma determinada aplicação. Desta maneira, de acordo com a composição química, diversas microestruturas podem ser geradas, definindo os principais tipos de aços inoxidáveis. Sendo assim, os aços inoxidáveis mais empregados são os austeníticos, os ferríticos e os duplex, sendo os últimos o foco do trabalho.

Cerca de 25 megatoneladas de aços inoxidáveis foram produzidos em 2009[1] para diversas aplicações, se destacando sempre aquelas em que elevada resistência à corrosão é requerida. A Figura 1 apresenta a distribuição de consumo para o mercado de aços inoxidáveis, incluindo todos os tipos[1]. Dentre as 25 megatoneladas produzidas em 2009, 0,25 megatoneladas foram de aços inoxidáveis duplex[1], assim como apresentado na Figura 2. Apesar de apenas 1% do total representar duplex, observa-se um aumento dessa proporção com o passar dos anos.

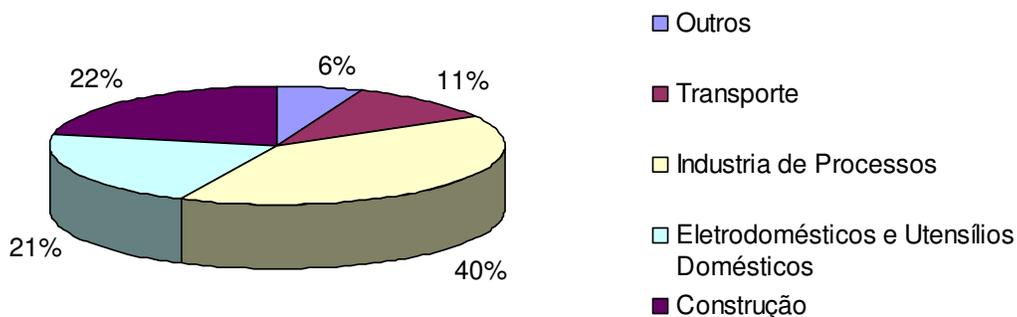


Figura 1: Distribuição do consumo de aços inoxidáveis por aplicação em 2009 (%). Todos os tipos incluídos; 100% = 25Mt[1].(Traduzido)

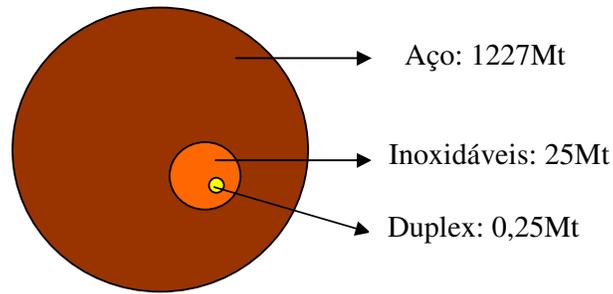


Figura 2: Produção de aços em 2009 por tipo[1]. (Traduzido)

2.2. Os aços inoxidáveis duplex (AID)

Os aços inoxidáveis duplex podem ser definidos como aqueles que apresentam uma microestrutura mista de ferrita e austenita, na proporção de aproximadamente 50% para ambas fases [2], assim como apresentado na Figura 3. Esses materiais foram desenvolvidos há mais de 70 anos[3] e tem seu uso comercial iniciado de forma extensiva na década de 70 [4].

Os principais elementos de liga utilizados nessa classe de materiais são cromo e níquel, porém frequentemente são adicionados em menores proporções elementos como molibdênio, nitrogênio, cobre, silício e tungstênio[5]. As principais vantagens desses aços em relação aos que apresentam microestrutura completamente austenítica são os maiores limites de resistência ao escoamento e à tração e a melhor resistência à corrosão sob tensão (SSC – stress corrosion crack)[6]. Ressalta-se ainda, a boa tenacidade devido à porção de austenita presente.

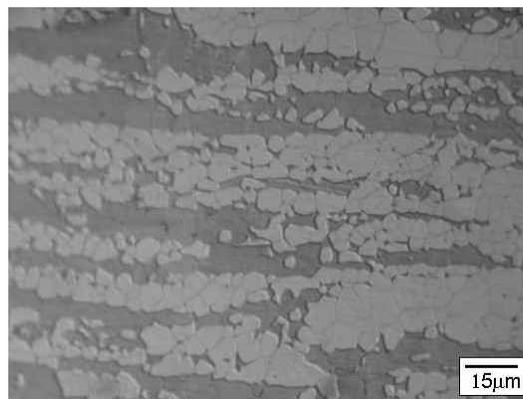


Figura 3: Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex laminado a quente. As fases escuras e claras correspondem a ferrita e austenita, respectivamente[2].

A primeira geração dos aços inoxidáveis duplex, produzida no período que compreende os anos de 1930 a 1970, apresentou problemas de soldabilidade, já que a zona termicamente afetada (ZTA) apresentava baixa tenacidade e baixa resistência a corrosão devido à excessiva proporção de ferrita formada[2]. Porém a evolução na indústria de fabricação de aços inoxidáveis nos anos 70, através da introdução do vácuo, argônio e oxigênio na descarburização, bem como o uso da técnica do lingotamento contínuo para aços inoxidáveis[2], permitiu a fabricação desses com menores teores de carbono e com teor controlado de nitrogênio, elemento fortemente gamagênico[7]. Como a solidificação dos duplex inicia-se como 100% ferrita e o nitrogênio atua aumentando a temperatura de transformação de ferrita para austenita[8], conforme apresentado na Figura 4, isso garante uma estabilização do material a elevadas temperaturas, o que reduz o problema de excesso de ferrita na ZTA[9]. Esse representa o marco para a segunda geração dos duplex, em que a soldabilidade é melhorada devido à fabricação de aços com adições de nitrogênio.

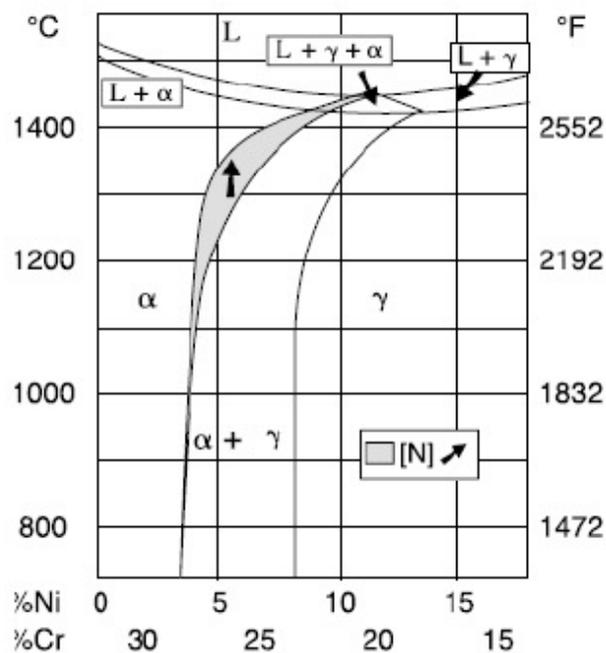


Figura 4: Diagrama ternário Fe-Cr-Ni[2].

Existe uma grande variedade de aços inoxidáveis duplex disponíveis no mercado, sendo que suas composições químicas normalmente contêm 20-29% de cromo, 1-8% de níquel, 0-4,5% de molibdênio, 0,1-0,3% de nitrogênio e 0,02-0,03% de carbono[10]. É usual a classificação dos inoxidáveis duplex de acordo com os teores de cromo e níquel respectivamente e através da resistência a corrosão localizada equivalente, PRE (Pitting Resistance Equivalent), definida

pela Equação (2.1). Para AID contendo adições de tungstênio, a resistência à corrosão localizada representada pelo PRE leva em conta esse elemento e, portanto, é definida pela Equação (2.2)[2]. O PRE é geralmente aceito como uma estimativa da resistência a corrosão localizada dos aços inoxidáveis duplex [11,12].

$$PRE_N = 1.(\%Cr) + 3,3.(\%Mo) + 16.(\%N) \quad (2.1)$$

$$PRE_W = 1.(\%Cr) + 3,3.(\%Mo) + 1,65.(\%W) + 16.(\%N) \quad (2.2)$$

O aço inoxidável duplex mais comum hoje é o EN grau 1.4462 ou 2205 (UNS S31803/S32205), que tem a composição química nominal de 22% Cr, 5% Ni, 3% de Mo, e 0,16% N. Este aço é usado em um grande número de aplicações em uma grande variedade de produtos e formas. O AID 2205 possui boa resistência à corrosão em diversos ambientes, sendo essa superior à dos aços austeníticos AISI 304, 316 e 317. O aumento da resistência mecânica permite a redução da espessura da parede do componente e, conseqüentemente, a massa do mesmo.

Apesar das excelentes propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, os aços duplex 2205 ainda apresentam um elevado custo, principalmente devido aos altos teores de Ni e Mo. Desta maneira, a busca por ligas com microestrutura mista, porém de menor custo levou ao desenvolvimento de aços inoxidáveis lean duplex (AILD).

2.2.1. Os aços inoxidáveis lean duplex (AILD)

Nos AILD, o níquel é parcialmente substituído por elementos formadores de austenita, como o manganês e nitrogênio, e o teor de molibdênio é reduzido. Eles apresentam como composição química típica 20-24% de cromo, 1-5% de níquel, 0,1-0,3% de molibdênio e 0,10-0,22% de nitrogênio[10]. O lean duplex mais comum é a liga UNS S32304 que apresenta composição nominal 23% de cromo, 4% de níquel e adições de molibdênio de até 0,6%, nitrogênio e manganês. Ela foi desenvolvida para competir com a liga austenítica AISI 316L, porém com o dobro do limite de escoamento e melhor resistência à corrosão sob tensão (SSC)[10], devido a maior proporção de ferrita.

Como o aço UNS S32304 apresenta PRE entre 24 e 26%, ele pode ser usado para substituir tanto o AISI 304L quanto o 316L, desta maneira esse material vem sendo utilizado em tanques de estocagem na indústria de papel e celulose, pontes, estações de tratamento de água, mineração e na indústria offshore[10]. Sua soldabilidade geralmente é boa quando consumíveis com maiores teores de níquel (“over-alloyed”) são utilizados[13], entretanto para uma dada composição química do metal de base a microestrutura da zona termicamente afetada(ZTA) continua dependendo exclusivamente do ciclo térmico.. Os consumíveis adequados para soldagem desse material são o EN ISO 23 07 N L, conhecido como 2307, e o EN ISO 22 09 3 N L, cuja norma AWS o classifica com 2209.

2.2.2. A soldagem dos AID

Todos os processos de soldagem por fusão podem ser utilizados, desde que procedimentos de soldagem adequados sejam seguidos. As propriedades do metal depositado, como resistência, tenacidade e resistência à corrosão podem ser prejudicadas por um excessivo desvio no balanço de fases com relação ao metal base [14,15]. Elevadas frações de austenita, que promove um modo de solidificação misto (ferrita e austenita), pode resultar em um aumento da segregação, enquanto altas frações de ferrita pode gerar precipitação de nitreto de cromo[10]. Ambos fenômenos podem ter um efeito negativo para a resistência à corrosão localizada[10]. Desta maneira, a composição química do metal depositado é crucial e a solução geralmente é a utilização de consumíveis de soldagem com elevados teores de elementos de liga (“over-alloyed”) desenvolvido especialmente para um determinado metal base[16,17].

O nitrogênio é também um elemento de liga de grande importância para os aços inoxidáveis duplex, pois ele promove um aumento da resistência mecânica e à corrosão. Adições de nitrogênio no gás de proteção e no gás de purga têm sido reportadas como benéficas para a soldagem autógena GTAW (Gas tungsten arc welding) no que diz respeito ao aumento de resistência a corrosão localizada, devido à prevenção da perda de nitrogênio pelo metal base [18,19]. A perda de nitrogênio pode causar uma microestrutura rica em ferrita na superfície do metal de solda com precipitados de nitreto de cromo nos grãos ferríticos expostos ao meio corrosivo, resultando em uma perda da resistência a corrosão localizada e da tenacidade[14,20,21]. Quanto maior o teor de nitrogênio do metal base, maior a tendência de perda desse elemento durante a soldagem, podendo perder assim as propriedades desejadas.

Sendo os aços inoxidáveis lean duplex ligados ao nitrogênio, esse fato possui grande importância para a soldagem desses materiais.

Os processos de soldagem que geram escória, como os processos de soldagem com eletrodos revestidos (SMAW - Shielded metal arc welding) e com arames tubulares “flux cored” (FCAW - Flux cored arc welding), são menos susceptíveis ao fenômeno de perda de nitrogênio [22], já que a escória atua como uma barreira à saída desse gás. Para a soldagem GTAW, geralmente se utiliza gases de proteção com elevados teores de nitrogênio para evitar tal perda.

2.2.3. Microestrutura da junta soldada

A microestrutura do metal de solda e, especialmente, da ZTA não é unicamente dependente da composição química, mas também dos parâmetros de soldagem, que determinam o ciclo térmico [23]. O aporte de calor deve ser suficiente para promover a formação significativa de austenita no metal de solda e na zona termicamente afetada. Um aporte de calor mínimo de 0,2 a 0,5 kJ/mm e máximo de 1,0 a 3,5 kJ/mm é requerido na soldagem a arco, dependendo do grau e espessura do material[10]. A temperatura de interpasse também deve ser controlada entre 100 e 150°C, na soldagem multipasse para evitar a precipitação de fases danosas nos passes anteriores[10]. Tratamento térmico pós soldagem geralmente não é requerido, sendo que as propriedades requeridas podem ser atingidas através de um procedimento de soldagem adequado[10].

Conforme esquematizado na Figura 5 a ZTA dos AID possuem duas regiões[24]: a de temperatura elevada (ZTATE) a qual fica compreendida entre a temperatura de líquido da liga e a temperatura de solvus da ferrita e é representada na Figura 5 como a zona de crescimento de grão ferrítico; e a de temperatura baixa (ZTATB) que está delimitada superiormente pela temperatura de solvus da ferrita[27]. A primeira apresenta grãos grosseiros de ferrita e a austenita inicialmente se precipita a partir dos contornos de grãos ferríticos, sendo que, devido ao elevado gradiente térmico gerado, a austenita cresce em direção ao centro do grão, como austenita de Widmanstätten. Durante essas transformações, outras fases como os nitretos, carbonetos e carbonitretos podem se precipitar[27]. A ZTATB apresenta, durante o aquecimento, parcial dissolução da austenita, as quais atuam como sítios para precipitação da mesma, durante o resfriamento[27]. Nesse caso, os grão de austenita não

dissolvidos inibem o crescimento dos grãos ferríticos[24] e a quantidade de nitretos é menor que na ZTATE.

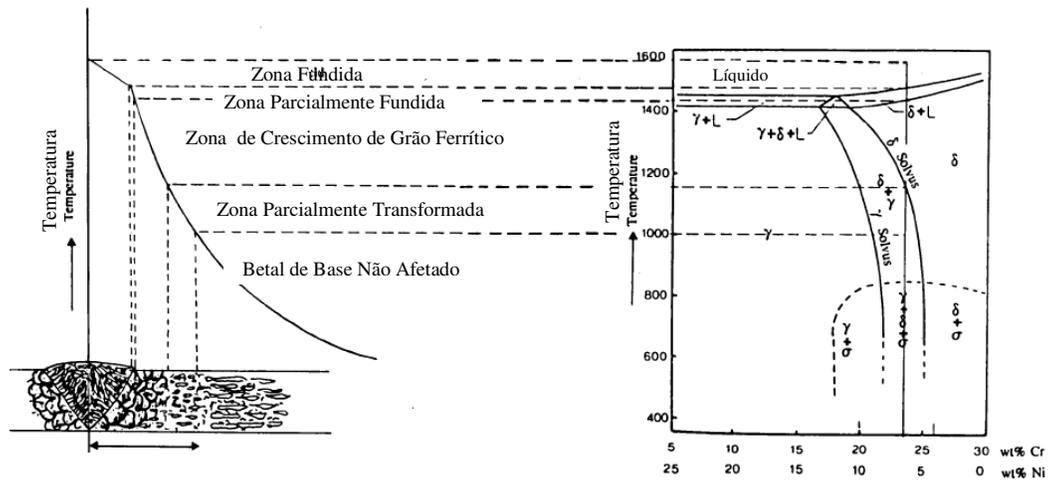


Figura 5: Diagrama esquemático da microestrutura de uma junta soldada de AID[24].

O objetivo desse trabalho é avaliar a soldabilidade da liga de aço inoxidável lean duplex UNS S32304 buscando o processo de soldagem, consumível e procedimento mais eficaz do ponto de vista de produtividade, metalúrgico e mecânico. Levando-se em consideração os aspectos práticos, chapas espessas de 22mm foram empregadas e unidas através de soldagem multipasse utilizando-se três processos de soldagem distintos (SMAW, GMAW e FCAW) e consumíveis de composição química do tipo 22%Cr e 9%Ni (com adição de molibdênio) e 23%Cr e 7%Ni (sem adição de molibdênio).

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Os fabricantes dos aços inoxidáveis lean duplex (AILD) recomendam uma faixa de energia de soldagem (HI) e temperatura entre passes (TEP) específica para a soldagem dos mesmos, entretanto a seleção desses parâmetros, principalmente do HI, depende fortemente da espessura do material, já que essa possui influência no fluxo térmico estabelecido na junta soldada. A história térmica e a composição química irão definir a microestrutura do material, que por sua vez influenciará nas propriedades mecânicas e de resistência a corrosão.

Verificando-se as recomendações dos fabricantes dos AILD, observa-se que a Outokumpu através da Avesta recomenda a soldagem do aço UNS S32304 com HI entre 0,5 a 2,0kJ/mm e TEP menor que 200°C [25], enquanto a Sandvik recomenda HI entre 0,5 a 2,5kJ/mm e TEP menor que 250°C [26]. Devido a grande faixa de HI recomendada pelos fabricantes e a ausência de informações sobre o aporte ideal para a espessura de chapa utilizada, de 22mm nominal, decidiu-se por realizar testes prévios para determinação do HI mais adequado à soldagem dessa espessura, mantendo-se a temperatura de entre passes sempre menor que 100°C.

Desta maneira, o procedimento experimental pôde ser dividido em três etapas, a caracterização do metal de base e consumíveis de soldagem na condição como recebido (item 3.1), a determinação do aporte térmico adequado para soldagem de chapas de espessura nominal de 22mm através da avaliação microestrutural da ZTA de cordões sobre chapa realizados através do processo GTAW autógeno (item 3.1) e a soldagem e caracterização de juntas soldadas com metal de adição através dos processos MMA, GMAW e FCAW utilizando-se consumíveis de soldagem de duas composições químicas (item 3.3), 23%Cr e 7%Ni (sem Mo) e 22%Cr e 9%Ni (com Mo). A seguir será apresentada a metodologia detalhada para cada uma dessas etapas.

3.1. Caracterização do metal de base e consumíveis de soldagem

O metal de base utilizado foi o UNS S32304 fornecido pela Aperam South América em chapas de 22mm de espessura nominal, 350mm de comprimento e 180mm de largura.

Para caracterização do metal de base foram realizados:

- Análise química;
- Ensaio de tração cilíndrica com corpo de prova retirado na direção de laminação;
- Ensaio de Charpy a -30°C com entalhe na direção de laminação;
- Análise microestrutural via microscopia óptica (MO), sendo o corpo de prova extraído longitudinalmente a direção de laminação e preparado conforme procedimento descrito no item 3.3.7.
- Em seguida, determinaram-se as proporções de austenita e ferrita através de análise digital de imagem com o programa Image J.

Para todos os consumíveis de soldagem foram confeccionados corpos de prova, denominados aqui de enchimento, para análise química e propriedades mecânicas segundo secção pertinente da ASME II Part C [28], que, em geral, especifica um procedimento para que a diluição seja reduzida a níveis desprezíveis. Nota-se que essa mesma norma não contempla os consumíveis do tipo 23%Cr e 7%Ni, porém, nesses casos, procedimentos idênticos aos consumíveis do tipo 22%Cr e 9%Ni foram seguidos. A Tabela 1 apresenta os consumíveis e os gases de proteção utilizados para soldagem dos enchimentos. Todos os consumíveis foram fornecidos pela ESAB Indústria e Comércio LTDA.

Tabela 1: Consumíveis de soldagem usados para os testes com metal de adição.

Nome Comercial	Processo	Tipo	Especificação EN	Diâmetro (mm)	Gás de Proteção
OK 67.56	SMAW	23%Cr 7%Ni	E Z 23 7 N L R	3,25	^(a)
OK 67.50	SMAW	22%Cr 9%Ni	E 22 9 3 N L R 3 2	4,00	^(a)
OK Autrod 2307	GMAW	23%Cr 7%Ni	G 23 7 NL	1,00	95%Ar+3%CO ₂ +2%N ₂ ^(b)
OK Autrod 2209	GMAW	22%Cr 9%Ni	G 22 9 3 NL	1,00	95%Ar+3%CO ₂ +2%N ₂ ^(b)
Shield Bright 2307	FCAW	23%Cr 7%Ni	T 23 7 N L P	1,20	75%Ar+25%CO ₂
OK Tubrod 14.27	FCAW	22%Cr 9%Ni	T 22 9 3 N L P	1,20	75%Ar+25%CO ₂

Nota: ^(a)Não se aplica; ^(b)Mistura fornecida pela Praxair com nome comercial de Star Gold™ SS.

A caracterização do metal depositado pelos consumíveis de soldagem foi executada através dos seguintes ensaios:

- Análise química;

- Ensaio de tração cilíndrica com corpo de prova retirado longitudinalmente à solda;
- Ensaio de Charpy a -30°C com entalhe no centro de solda e centro da espessura;

Como não foi encontrada literatura reportando a influência do gás de proteção no processo FCAW, foram confeccionados corpos de prova de enchimento similares aos produzidos para análise química com o consumível e gases conforme Tabela 2. Em seguida, se extraiu através de corte a frio com disco abrasivo apenas a solda, a qual teve sua superfície analisada por MO, pela qual, em combinação com análise digital de imagem, foi possível quantificar a proporção γ/δ . Esse resultado foi utilizado na escolha do gás de proteção para o processo FCAW.

Tabela 2: Ensaio para determinação do gás de proteção a ser utilizado nos testes com FCAW.

Teste	Consumível	Gás de Proteção
GP2307C25	Shield Bright 2307	75%Ar+25%CO ₂
GP2307SS	Shield Bright 2307	95%Ar+3%CO ₂ +2%N ₂

3.2. Soldagem pelo processo GTAW autógeno para determinação da energia de soldagem

Foram preparadas 4 pares de amostras de dimensões 22 x 30 x 75mm, as quais foram soldadas com 2 cordões de solda sobre chapa sem metal de adição (autógeno) através do processo GTAW mecanizado, utilizando-se a montagem apresentada pela Figura 6. Foi empregado 100% Ar como gás de proteção e os parâmetros descritos na Tabela 3.



Figura 6: Montagem utilizada para execução dos testes de soldagem GTAW autógeno.

Para que se garantisse a tensão de soldagem de 16 V, conforme Tabela 3, a tocha foi afixada a uma distância constante de 3,5 mm das amostras (Figura 7). A tocha foi inclinada em 10° com relação a norma da chapa no sentido oposto ao de soldagem. A fim de se evitar a abertura e fechamento de arco na amostra de análise, foram colocados dois anteparos descartáveis, do mesmo material. Dessa maneira, foi obtido um corpo de prova com dois cordões de solda, de mesmo parâmetro, sendo o segundo parcialmente sobreposto ao primeiro, esperando-se produzir as regiões descritas pela Figura 8.

Tabela 3: Parâmetros de soldagem utilizados para o processo GTAW.

Experimento	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de Soldagem (cm/min)	HI (kJ/mm)	Interpasse ($^\circ\text{C}$)
GTAW1	192	16	18,4	1,0	100
GTAW1,5	192	16	12,3	1,5	100
GTAW2	192	16	9,2	2,0	100
GTAW2,5	192	16	7,4	2,5	100

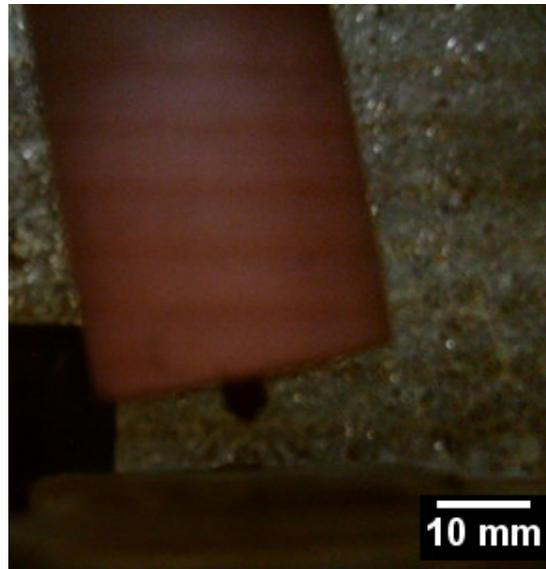


Figura 7: Comprimento de arco da soldagem GTAW mantido constante em 3,5mm.

Vale ressaltar que a literatura não recomenda a soldagem autógena dos AID [10] devido à baixa proporção de austenita resultante na zona fundida. Entretanto, tal procedimento foi aplicado, pois através desses testes se desejava avaliar apenas a ZTA, determinando-se o HI ideal para se obter a maior proporção γ/δ nessa região. Apesar disso, os dados da zona fundida serão apresentados nesse trabalho, conforme Figura 8.

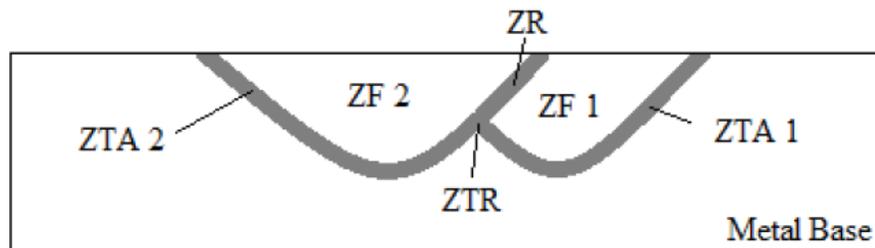


Figura 8: Regiões obtidas como resultados de dois cordões (1 e 2) de solda parcialmente sobrepostos. ZF 1= Zona fundida 1, ZF 2 = Zona fundida 2, ZR = Zona de recristalização, ZTA 1 = Zona termicamente afetada 1, ZTA 2 = Zona termicamente afetada 2, ZTR = Zona termicamente re-afetada.

A camada de óxidos, inerente do processo de laminação das chapas, e sujeiras, como óleos, gorduras, impurezas e fuligem, entre outras, foram removidas através de esmerilhamento e lixamento da superfície dos corpos de prova antes da execução da soldagem.

As amostras foram submetidas aos seguintes ensaios de caracterização:

- Avaliação microestrutural por MO, conforme item 3.3.7.

- Em seguida, foi feita a análise digital de imagem para determinação das proporções de ferrita e austenita. As regiões avaliadas estão identificadas na Figura 8;

3.3. Avaliação dos processos SMAW, GMAW e FCAW utilizando-se consumíveis do tipo 2307 e 2209

3.3.1. Soldagem

Foram soldados seis corpos de prova com 350 x 180 x 22mm, utilizando-se três processos de soldagem distintos (SMAW, GMAW e FCAW) e consumíveis com dois tipos de composição química, 23%Cr e 7% Ni (sem molibdênio) e 22%Cr e 9%Ni (com molibdênio), conforme Tabela 4.

Tabela 4: Processos, consumíveis e gases de proteção testados.

Teste	Processo de Soldagem	Tipo	Especificação EN	Diâmetro (mm)	Gás de Proteção
SMAW2307	SMAW	23%Cr 7%Ni	E Z 23 7 N L R	3,25	N.A.
SMAW2209	SMAW	22%Cr 9%Ni	E 22 9 3 N L R 3 2	4,00	N.A.
GMAW2307	GMAW	23%Cr 7%Ni	G 23 7 NL	1,00	Star Gold™ SS
GMAW2209	GMAW	22%Cr 9%Ni	G 22 9 3 NL	1,00	Star Gold™ SS
FCAW2307	FCAW	23%Cr 7%Ni	T 23 7 N L P	1,20	75%Ar+25%CO ₂
FCAW2209	FCAW	22%Cr 9%Ni	T 22 9 3 N L P	1,20	75%Ar+25%CO ₂

N.A.: Não se aplica; Star Gold SS: Mistura ternária Ar+CO₂+N₂ fornecida pela Praxair.

Assim como apresentado na Tabela 4, para soldagem pelo processo GMAW um gás de proteção com adição de nitrogênio foi utilizado, já para a soldagem FCAW uma mistura de Ar e CO₂ sem adição de N₂ foi empregada. Ressalta-se que a adição de nitrogênio no gás de proteção no processo GMAW é importante para evitar a perda de nitrogênio, conforme descrito por Westin[10], e por consequência a formação excessiva de ferrita em detrimento da austenita. Entretanto, para a soldagem FCAW partiu-se do princípio que tal adição não se faz necessária devido à presença da escória, que ao se solidificar com maior viscosidade que o metal líquido, atua como uma barreira à perda de N₂.

As chapas foram chanfradas e montadas seguindo o esquema apresentado na Figura 9, sendo que para todos os ensaios utilizaram-se suportes cerâmicos de perfil retangular com 13mm de abertura e 1,3mm de profundidade (Figura 10), os quais dispõem de uma fita metálica auto adesiva de alumínio para fixação. O perfil retangular foi escolhido devido ao seu melhor desempenho em aplicações de processos de soldagem que geram escória, os quais representam a maioria dos testes realizados.

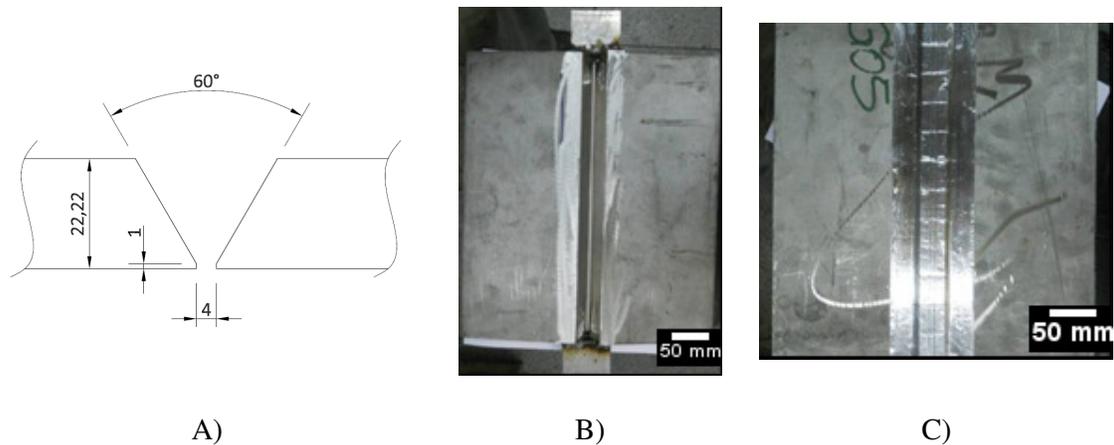


Figura 9: A) Detalhes dimensionais do chanfro e preparação das juntas; B) Corpos de provas montados; C) Região de traz do corpo de prova, mostrando a fixação do suporte cerâmico.

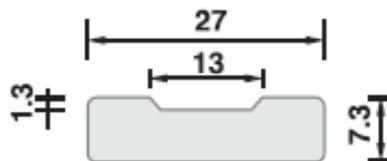


Figura 10: Perfil do suporte cerâmico utilizado com dimensões em milímetros. Modelo: OK Backing Rectangular 13, fornecido pela ESAB.

Dessa maneira, em todos os seis ensaios realizados, foram produzidas três regiões macroscopicamente distintas na zona fundida: a raiz; o enchimento; e o acabamento. Na primeira, ao contrário do procedimento normalmente utilizado para soldagem dos AID, não se utilizou gás de purga, pois se lançou mão do suporte cerâmico e soldagem manual. Entretanto, para os demais passes empregou-se o trator de soldagem ESAB Railtrac FW1000, de forma a garantir maior homogeneidade e repetibilidade dos parâmetros, exceto para o processo SMAW em que toda a soldagem foi manual. A Figura 11 ilustra os equipamentos e a montagem utilizada para a soldagem.

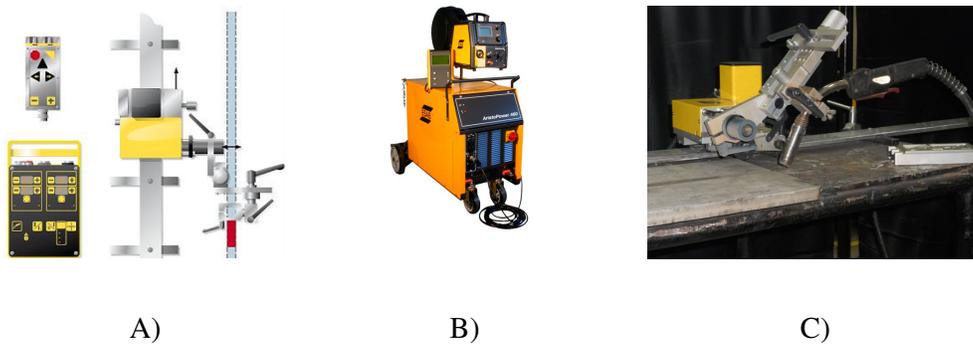


Figura 11: Equipamentos e montagem utilizados para soldagem dos corpos de prova: A) Trator ESAB Railtrac FW1000; B) Fonte ESAB AristoPower 460; C) Montagem.

Com base nos testes descritos no item 3.2, em que se simulou a zona termicamente afetada (ZTA) através de soldagem autógena pelo processo GTAW e determinou-se a proporção austenita/ferrita, foi escolhida a energia de soldagem, HI, de $2\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. Considerando-se o rendimento térmico do processo GTAW igual a 0,65 [30], pela Equação (3.1), conclui-se que foi empregada uma energia líquida de soldagem (HI_L) de $1,3\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$.

$$HI_L = \eta \cdot HI \quad (3.1)$$

Já para os processos SMAW, GMAW e FCAW considerou-se o rendimento térmico (η) igual a 0,8 [30] e novamente utilizando-se a Equação (3.1), determinou-se a energia de soldagem (HI) de $1,62\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, a qual buscou-se seguir ao longo de todos os testes, entretanto, devido a questões operacionais, houveram oscilações em torno desse valor. Para os passes de raiz, ocorreram maiores discrepâncias, de forma que o soldador se limitou apenas às questões operacionais, buscando a obtenção de um perfil de cordão adequado (acabamento e penetração). Apesar disso, em todos os experimentos e passes os parâmetros de soldagem se mantiveram dentro das recomendações dos fabricantes dos AID, os quais indicam a energia entre $0,5$ e $2,5\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ [26,31]. A Tabela 5 apresenta os parâmetros reais e médios, dos passes de raiz e demais, enquanto o ANEXO A detalha os parâmetros de todos os passes e testes.

Tabela 5: Parâmetros de soldagem reais para os passes de raiz e médios para os demais passes.

Experimento	Passes	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	H (kJ/mm)	Interpasse (°C)
SMAW2307	Raiz	85	25,0	11,3	1,13	N.A.
	Demais	135	31,1	14,8	1,70	100-150
SMAW2209	Raiz	140	29,0	12,1	2,01	N.A.
	Demais	160	28,7	15,9	1,73	100-150
GMAW2307	Raiz	210	29,0	13,6	2,69	N.A.
	Demais	213	29,0	23,1	1,60	100-150
GMAW2209	Raiz	195	29,0	15,3	2,21	N.A.
	Demais	212	29,0	23,3	1,58	100-150
FCAW2307	Raiz	208	29,0	23,2	1,56	N.A.
	Demais	210	29,0	23,2	1,58	100-150
FCAW2209	Raiz	210	29,0	23,3	1,57	N.A.
	Demais	210	29,0	22,9	1,59	100-150

N.A. : Não se aplica. Não foi realizado pré-aquecimento em nenhuma das situações.

3.3.2. Determinação da produtividade e seqüência de soldagem

Durante a soldagem, a seqüência de passes e todos tempos de arco aberto foram registrados de forma a se determinar a produtividade e compará-la em função do processo de soldagem. Tal registro foi realizado extraindo os dados armazenados no próprio equipamento de soldagem, que armazena em sua memória os dados elétricos e temporais de cada passe.

A medida que os passes de soldagem iam sendo executados, sua posição era registrada em um croqui, o qual descreve a seqüência de passes usada, o número de passes por camada soldada e o número de camadas empregada em cada um dos experimentos.

3.3.3. Ensaio não destrutivo

Após a soldagem, todos os corpos de prova, em sua dimensão original (sem nenhuma preparação após soldagem), foram submetidos ao ensaio não destrutivo (END) de raios-X. O

serviço de END foi executado pela empresa Qualitec, a qual empregou uma fonte de Irídio 192, de atividade 61,97 Ci, e procedimento interno PT RG VER.02. A interpretação dos resultados foi realizada por um inspetor nível 2 devidamente qualificado com base na norma ASME B31.1[35]. Os detalhes do ensaio encontram-se no ANEXO B.

3.3.4. Ensaio de tração, dobramento e impacto Charpy

Em seqüência, os corpos de provas para ensaios mecânicos foram retirados através de corte a frio com serra fita, segundo a Tabela 6.

Tabela 6: Ensaio realizados, localização dos corpos de prova e do entalhe Charpy e número de ensaios por condição testada.

Ensaio	Localização	Número de Corpos de Prova por condição
Tração retangular	Junta soldada	1
Charpy a 2mm da superfície	CS e ZTA	3
Charpy a 2mm da raiz	CS e ZTA	3
Dobramento lateral	Junta soldada	2

Nota: CS – Centro de Solda; ZTA – Zona Termicamente Afetada; Junta soldada – Contempla o metal de base, ZTA e CS.

As trações retangulares e os dobramentos laterais foram extraídos transversalmente aos cordões de soldagem, com dimensões seguindo o código ASME IX[32]. A Figura 12 mostra exemplos dos corpos de prova de dobramento, que tiveram sua superfície retificada e foram atacados com reagente BEHARA II para identificação da solda e o correto posicionamento do cutelo na execução do ensaio. O AILD UNS S32304 pela ASME IX[32] é um P-Number 10H, portanto essa mesma norma solicita a utilização de um cutelo de 40mm de diâmetro e um ângulo de curvatura de 180°. Os ensaios de tração e dobramento foram executados na máquina de tração Lousenhausewerk.

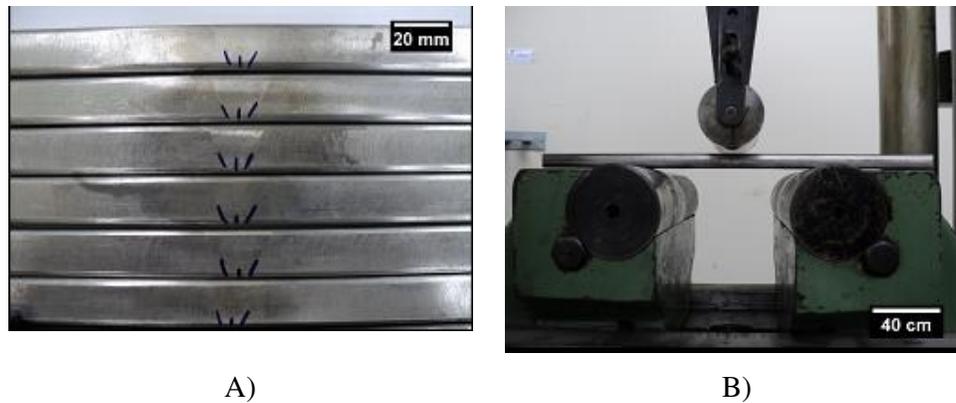


Figura 12: A) Corpos de prova de dobramento com a solda devidamente identificada; B) Aparato utilizado para a execução do teste.

Para o ensaio Charpy foram utilizados corpos de prova “full size” de 10 x 10 x 55mm e entalhe conforme ASTM A370[33], retirados a 2mm da superfície e da raiz, conforme Figura 13A. A posição do entalhe foi no centro de solda (CS) e a 2mm da linha de fusão a partir do centro da espessura do corpo de prova, conforme Figura 13B, sendo o último considerado aqui como zona termicamente afetada (ZTA).

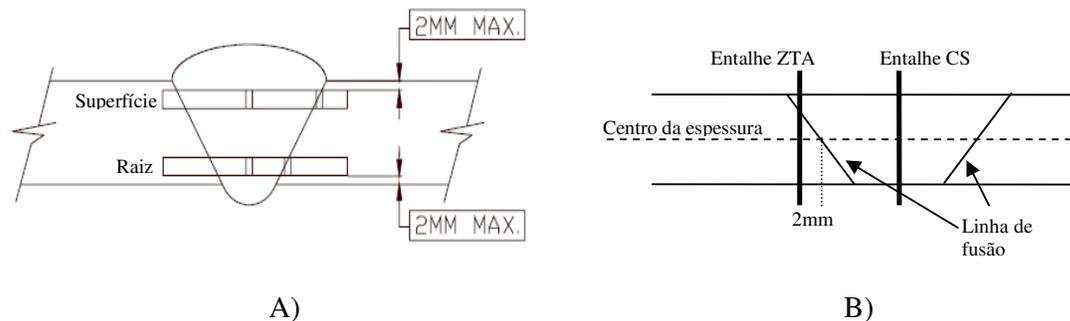


Figura 13: A) Local de remoção dos corpos de prova; B) Localização dos entalhes.

A Figura 14 exemplifica o método empregado para marcação do local do entalhe nas quatro regiões avaliadas nesse trabalho. A temperatura de ensaio foi de -30°C .

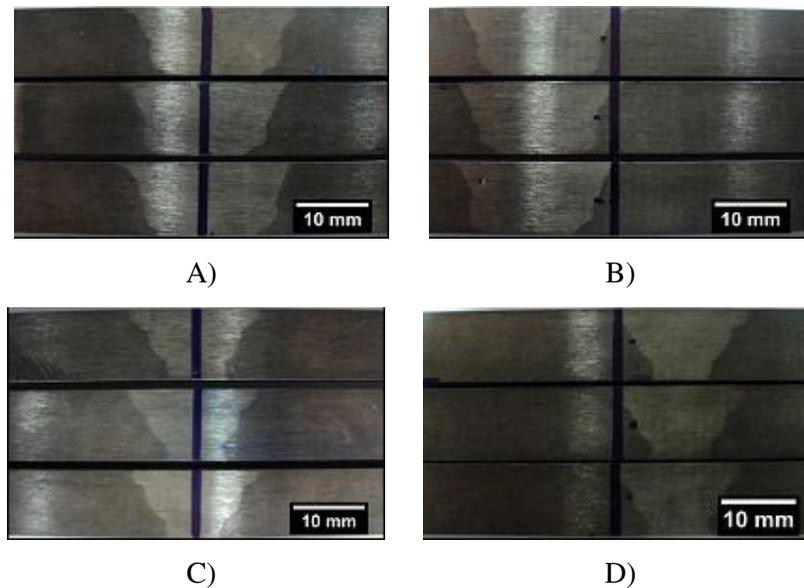


Figura 14: Exemplo de marcação dos entalhes nos corpos de prova de ensaio Charpy. A) A 2mm da superfície no CS; B) A 2mm da superfície na ZTA; C) A 2mm da raiz no CS; D) A 2mm da raiz na ZTA.

3.3.5. Ensaio de macrografia e microdureza

Para os ensaios de macrografia e microdureza foram utilizados os mesmos corpos de prova, os quais foram extraídos transversalmente a junta com 10 x 22 x 100mm e, posteriormente, lixados e polidos até a pasta de diamante de 9 μ m, conforme item 3.3.7. Foi usado o microdurômetro Shimadzu com carga de 2kg, que representa 19,614N, e as impressões foram realizadas ao longo da junta soldada a 1,5mm da superfície e da raiz, conforme Figura 15. Vale ressaltar que foi utilizada a norma SBM SPF92033A1 [34] como critério de avaliação, sendo que a mesma tem como limite máximo 350Hv.

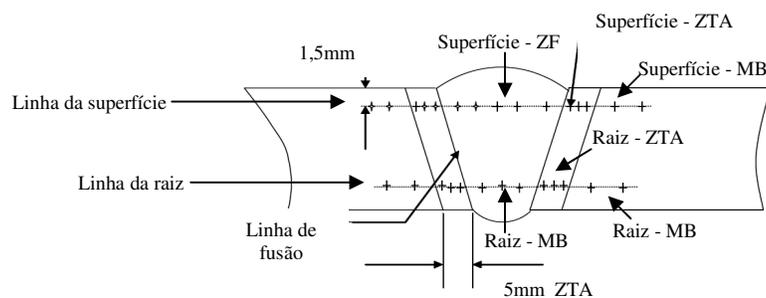


Figura 15: Localização das impressões de microdureza[34]. Figura modificada.

3.3.6. Análise por microscopia óptica(MO) e eletrônica(MEV)

Corpos de prova foram retirados para análise através de microscopia ótica (MO), eletrônica de varredura (MEV) e EDS. Os mesmos foram lixados e polidos conforme item 3.3.7, após isso fez-se uma análise via MO sem ataque químico para verificar a proporção de fases não metálicas na zona fundida em três regiões distintas: superfície (ZF-CSS); centro de espessura (ZF-CSCE); e raiz (ZF-CSR). Ainda se fez a mesma avaliação na ZTA do ensaio SMAW2307, o qual considerou-se suficiente para demonstrar o comportamento da ZTA dos outros testes.

Então, as mesmas amostras, ainda sem ataque químico, foram submetidas ao MEV e as inclusões tiveram sua composição química determinada via EDS. Posteriormente, as amostras foram atacadas com reagente BEHARA II, sendo o mesmo escolhido devido ao excelente contraste entre as fases.

Por MO determinou-se à proporção de ferrita/austenita através da análise digital de imagem, com o software Image J, utilizando-se micrografias com aumento de 100, 200 e 500 vezes em função da micrografia que melhor representava as seguintes regiões: metal de base (MB); zona termicamente afetada próxima à superfície (ZTA-S); zona termicamente afetada próxima à raiz (ZTA-R); zona termicamente afetada no centro da espessura (ZTA-CE); zona fundida próxima à superfície (ZF-CSS); zona fundida próxima à raiz (ZF-CSR); fundida recristalizada pelo cordão subsequente (ZF-R). Todas essas regiões estão descritas no desenho esquemático apresentado na Figura 16.

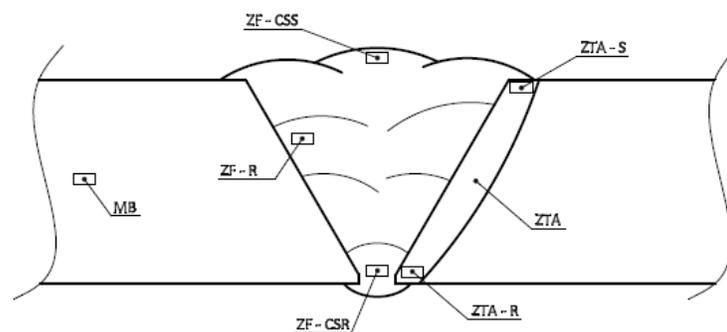


Figura 16: Desenho esquemático das região analisadas por microscopia óptica(MO).

3.3.7. Preparação metalográfica

As amostras foram embutidas em baquelite na embutidora PER 40Mi da Arotec (Figura 18). Em seguida, os corpos de prova foram lixados em lixas de carbeto de silício (SiC) com granulometria 220, 320, 400, 600, 800, 1000, 1200, 1500 em politrizes conforme Figura 17 usando água como solução refrigerante e, na seqüência, polidos com pastas de diamante na granulometria de 9, 6, 3, 1 e ¼ µm. Quando aplicável, em seguida, foi realizado o ataque químico com o reagente Behara II, que tem como componentes da solução: água (H₂O), ácido clorídrico (HCl) e metabissulfito de potássio (K₂S₂O₅) e bifluoreto de amônio (NH₄HF₂). Vale ressaltar que a mistura entre a solução aquosa de HCl, o K₂S₂O₅ e o NH₄HF₂ foi preparada no momento do ataque químico.



Figura 17: Máquinas utilizadas para lixamento e polimento das amostras.



Figura 18: Embutidora utilizada para embutimento em baquelite.

Para análise via microscopia óptica a amostra, atacada ou não, foi fotografada com auxílio do microscópio óptico “Olympus BX60M” . A captação das imagens foi feita utilizando-se uma câmera “Sony Hyper HAD” integrada ao software computacional de captação e edição de imagens “HL image + +”. Para a quantificação da porcentagem das fases na microestrutura do material, foi utilizado o software de análise digital de imagem Image J. Já para realização do MEV e EDS o mesmo procedimento foi seguido, porém não foi realizado o ataque químico.

Para realização da macrografia apenas o lixamento foi executado, enquanto que para microdureza foi empregado polimento com pasta de diamante até a pasta de granulometria de $9\mu\text{m}$.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Caracterização do metal de base e consumíveis de soldagem

A composição química do material de base (MB) UNS S32304 utilizado é apresentada na Tabela 7, sendo que todos os valores estão dentro dos limites especificados pela ASTM A240 UNS S32304[29]. Já a microestrutura é ilustrada pela Figura 19, onde é possível observar a ferrita em tonalidade escura e a austenita em tonalidade clara.

Tabela 7: Composição química do metal de base utilizado, em %.

Referência	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N	O
UNS S32304 ^(a)	0,030 ^(b)	2,50 ^(b)	1,00 ^(b)	0,040 ^(b)	0,04 ^(b)	21,5–24,5	3,0-5,5	0,05–0,60	0,05–0,20	0,05-0,20	^(c)
Metal de Base	0,019	1,35	0,39	0,0282	0,0004	22,45	3,63	0,44	0,5	0,1128	0,0033

Notas: ^(a)Valores especificados pela norma ASTM A240[29]; ^(b)Limite máximo especificado; ^(c)Não especificado.

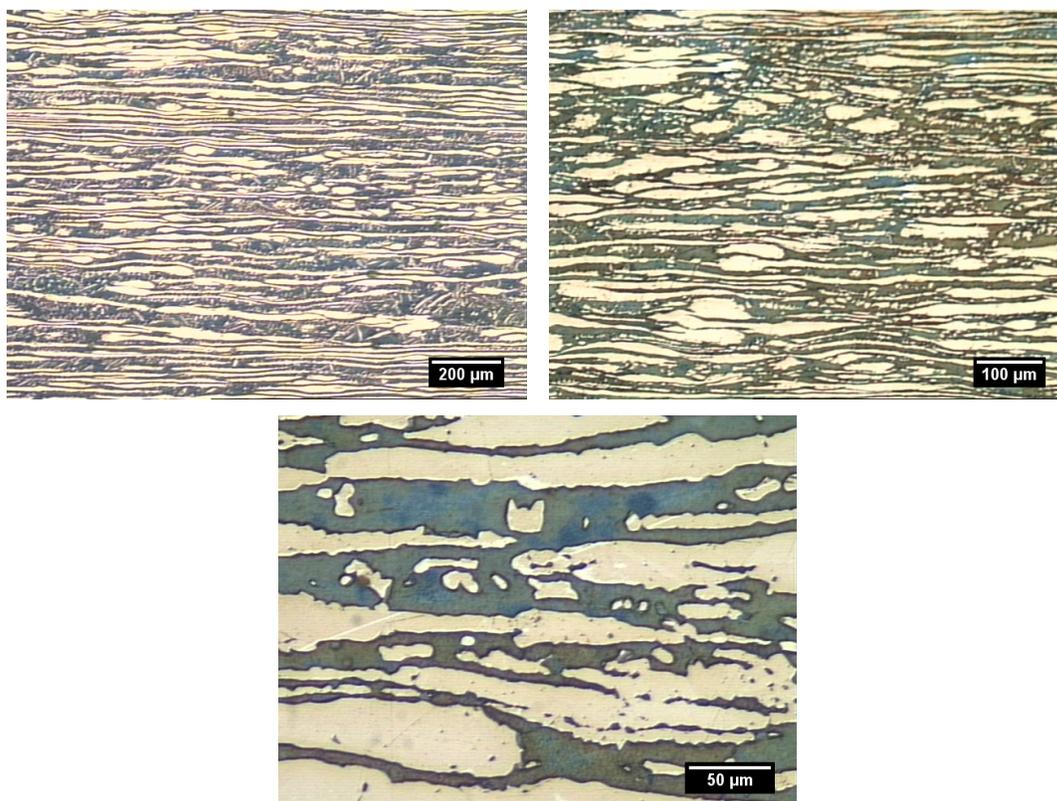


Figura 19: Micrografias do metal de base.

Utilizando-se micrografias com aumento de 500 vezes e contagem em 10 campos, foi determinado um teor médio de austenita (γ) de 50% e de ferrita (δ) igual a 50% com um desvio padrão de 5%, conforme Tabela 8. Dessa maneira, é possível constatar que o MB apresentou microestrutura balanceada em termos da γ/δ .

A Figura 20 representa a micrografia do metal de base sem ataque químico, onde é possível verificar baixo nível de inclusões não metálicas, as quais foram quantificadas e também são apresentadas na Tabela 8.

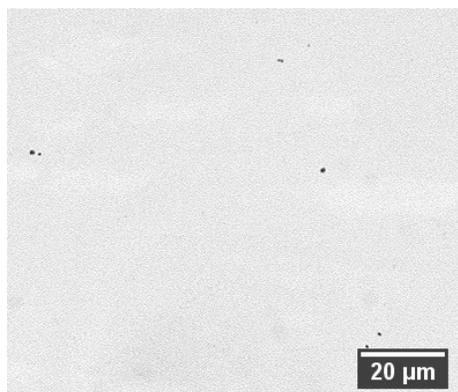


Figura 20: Micrografia do metal de base sem ataque químico para quantificação do teor de inclusões.

Tabela 8: Quantificação microestrutural do teor de γ , δ e inclusões no metal de base.

Região Analisada	Teor médio de γ (%)	Teor médio de δ (%)	δ/γ	Teor de Inclusões (%)
Metal de Base	50 ± 5	50 ± 5	1	$0,02 \pm 0,01$

As propriedades mecânicas do metal de base se mostraram também dentro da especificação ATSM A240 UNS S32304[29], conforme Tabela 9. Além disso, observa-se que o limite de resistência e escoamento são respectivamente 38 e 205% maiores que os limites mínimos de um aço inoxidável austenítico 316L, segundo ATSM A240[29]. Isso ratifica a possibilidade de uso desses materiais reduzindo-se as espessuras.

Tabela 9: Propriedades mecânicas do metal de base.

Referência	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Charpy a -30°C (J)
UNS S32304 ^(a)	600 ^(b)	400 ^(b)	25 ^(b)	^(c)
Metal de Base	670	520	38	68

Notas: ^(a)Valores especificados pela norma ASTM A240[29]; ^(b)Limite mínimo especificado; ^(c)Não especificado.

A Tabela 10 apresenta a composição química dos consumíveis de soldagem e a Tabela 11 apresenta as propriedades mecânicas dos mesmos. Todos os valores encontram-se dentro do especificado pela norma ASME II Part C [28] e EN relativa a cada um, lembrando que os consumíveis do tipo 23%Cr e 7%Ni não são contemplados na primeira.

Tabela 10: Composição química dos metais depositados pelos consumíveis de soldagem utilizados, em %.

Consumível	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N
OK 67.56	0,028	0,78	0,96	0,017	0,014	22,60	7,62	0,36	0,26	0,14
OK 67.50	0,027	0,79	0,99	0,019	0,012	21,92	9,31	3,15	0,06	0,14
OK Autrod 2307	0,03	0,88	0,86	0,017	0,01	23,82	8,92	0,31	0,095	0,13
OK Autrod 2209	0,029	1,47	0,57	0,02	0,009	21,94	9,20	3,12	0,14	0,14
Shield Bright 2307	0,024	0,92	0,96	0,018	0,011	23,7	8,93	0,3	0,095	0,12
OK Tubrod 14.27	0,022	1,06	0,91	0,022	0,013	21,66	9,2	2,94	0,18	0,15

Tabela 11: Propriedades mecânicas dos consumíveis de soldagem.

Consumível	Limite de Resistência (MPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Charpy a -30°C (J)
OK 67.56	754	609	26	38
OK 67.50	857	691	25	41
OK Autrod 2307	730	560	32	85
OK Autrod 2209	765	600	28	72
Shield Bright 2307	774	626	33	63
OK Tubrod 14.27	828	637	26	64

Os consumíveis de composição química do tipo 2209 apresentam limite de resistência e escoamento superiores aos do tipo 2307, em decorrência do maior teor de elementos de liga.

Vale ressaltar que os consumíveis do tipo 2209 possuem composição química equivalente ao aço inoxidável duplex UNS S32205, exceto pelo maior teor de Ni que é adicionado para favorecer a formação de austenita na zona fundida. Já os consumíveis do tipo 2307 são equivalentes ao AILD UNSS32304 com sobre adição de Ni pelo mesmo motivo do 2209. Com relação a tenacidade, nota-se que os consumíveis do processo GMAW apresentam maiores resultados de impacto Charpy, seguido pelo processo FCAW e SMAW, entretanto quando se compara esses resultados em termos dos tipos de composição química, não é possível observar nenhuma tendência.

Devido a menor quantidade de elementos de liga, os consumíveis 2307 possuem um custo cerca de 18% menor que os do tipo 2209, de tal maneira que sendo os resultados apresentados nesse trabalho satisfatórios para o 2307, os mesmos servem como subsídio para utilização dos mesmos, devido ao menor preço.

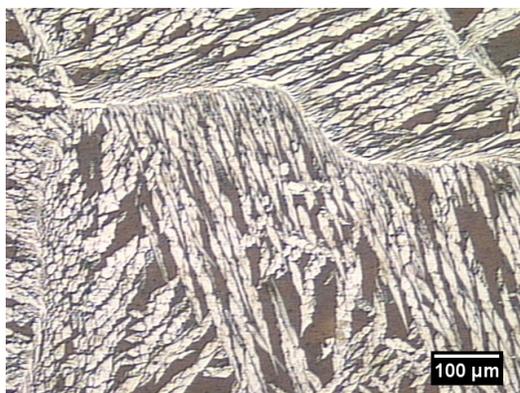
Com base nos resultados apresentados na Tabela 7 e Tabela 10 foi calculado o PRE_N , pela EQUAÇÃO (2.1), para cada um dos consumíveis de soldagem empregados e para o metal de base, sendo os valores obtidos apresentados na

Tabela 12. Através dos resultados é possível afirmar que o PRE_N do metal de base e dos consumíveis 2307 estão entre 25 e 27, valor típico desse tipo de material, em contrapartida os consumíveis do tipo 2209 apresentam resultados superiores a 33, valor típico do AID UNS S32205 e S31803, em decorrência principalmente da adição de aproximadamente 3% de molibdênio nesses materiais. Assim como mencionado na revisão bibliográfica, se prova a equivalência do PRE_N dos AILD UNS S32304 e os aços inoxidáveis austeníticos AISI 316L, os quais apresentam PRE_N por volta de 25[37].

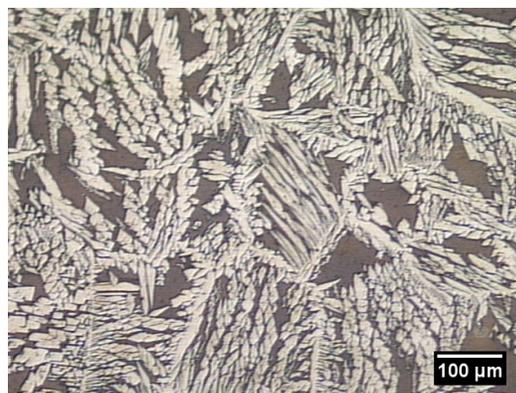
Tabela 12: PRE_N do metal de base e consumíveis utilizados.

Referência	Tipo	PRE_N
Metal de Base	UNS S32304	25,7
OK67.56	2307	26,0
OK67.50	2209	34,6
OK Autrod 2307	2307	26,9
OK Autrod 2209	2209	34,5
Shield Brighth 2307	2307	26,6
OK Tubrod 14.27	2209	33,8

As micrografias dos metais depositados pelo arames tubular Shield Brighth 2307, utilizando-se o gás de proteção composto por 75% de Ar e 25% de CO_2 (GP2307C25) e Stargold SS (GP2307SS) são mostradas na Figura 21. Pela análise da Tabela 13 observou-se aumento de 2% no teor de austenita pela adição de nitrogênio no gás de proteção, porém essa diferença não foi considerada significativa, visto que ambas microestruturas apresentaram valores suficientes de γ (maiores que o metal de base) para atingir boas propriedades de tenacidade e resistência a corrosão na zona fundida. Com base nesses resultados, juntamente com o menor custo e maior disponibilidade, o gás 75%Ar+25% CO_2 foi escolhido para os demais ensaios com arames tubulares.



GP2307C25



GP2307SS

Figura 21: Micrografias do metal depositado pelo Shield Brighth 2307 soldado com mistura gasosa com e sem adição de N_2 .

Tabela 13: Proporção de δ e γ para Shield Brigh 2307 soldado com mistura gasosa com e sem adição de N_2 .

Teste	δ (%)	γ (%)
GP2307C25	49 ± 1	51 ± 1
GP2307SS	47 ± 1	53 ± 1

Apesar disso, para o processo GMAW encontra-se reportado na literatura diferenças de até 50% na fração de austenita devido a utilização do gás de proteção 95%Ar+3%CO₂+2%N₂ em substituição ao 98%Ar+2%O₂[43]. Tal diferença entre os processos GMAW e FCAW possivelmente pode ser atribuída à geração de escoria pelo último que bloqueia a perda de nitrogênio pela zona fundida durante sua solidificação.

4.2. Testes GTAW autógeno para determinação da energia de soldagem

As zonas fundidas do primeiro (ZF1) e segundo cordão (ZF2) não apresentaram nenhuma diferença significativa entre elas, sendo que em todos os quatro experimentos obteve-se uma microestrutura composta basicamente por grãos grosseiros ferríticos com pequena quantidade de austenita nos contornos de grãos dos mesmos, conforme ilustrado pela Figura 22. Isso mostra que a soldagem GTAW autógena utilizando-se 100% de Ar como gás de proteção não é recomendada para o AILD UNS S32304, ratificando a importância da utilização de consumíveis de soldagem com sobre adição de Ni e/ou gases de proteção com adição de N₂.

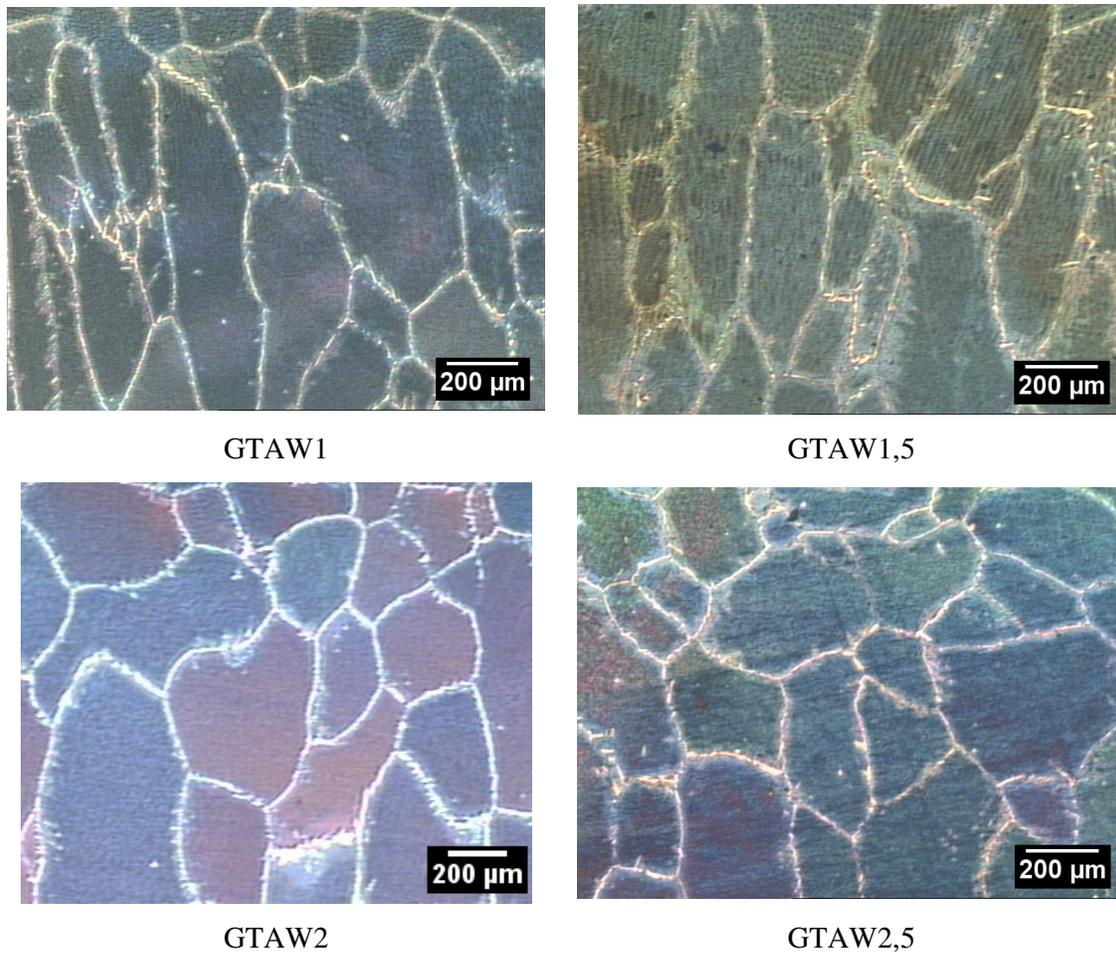


Figura 22: Microestrutura da zona fundida representativa para ZF1 e ZF2.

Através da Tabela 14, nota-se que a proporção de austenita manteve-se inferior a 6% e que não tendeu a variar em função da energia de soldagem utilizada. O ensaio GTAW2 mostrou maior proporção de austenita que os outros, o que é notório nas micrografias apresentadas na Figura 22.

Tabela 14: Proporção de δ e γ na zona fundida para os testes GTAW autógeno.

Teste	δ (%)	γ (%)
GTAW1	95 ± 2	5 ± 2
GTAW1,5	97 ± 1	3 ± 1
GTAW2	94 ± 1	6 ± 1
GTAW2,5	95 ± 1	5 ± 1

Ao se observar a junta soldada, a zona recristalizada (ZR) foi marcante em todos os ensaios, assim como observado pela Figura 23, sendo possível observar claramente uma região composta de grãos ferríticos com maior quantidade de austenita em seus contornos quando comparado com a zona fundida. Além disso, é possível verificar a presença de austenita secundária (γ_2) em grande quantidade no interior dos grãos ferríticos, assim como detalhado pela Figura 24. Vale ressaltar que esse tipo de austenita se forma na faixa de temperatura de 800 a 1000°C e é originada pela dissolução de precipitados CrN_2 , que fornece nitrogênio a matriz, o qual, por sua vez, promove a formação da γ_2 [38], sendo a sua nucleação originada nas discordâncias e inclusões[39,40,41,42].

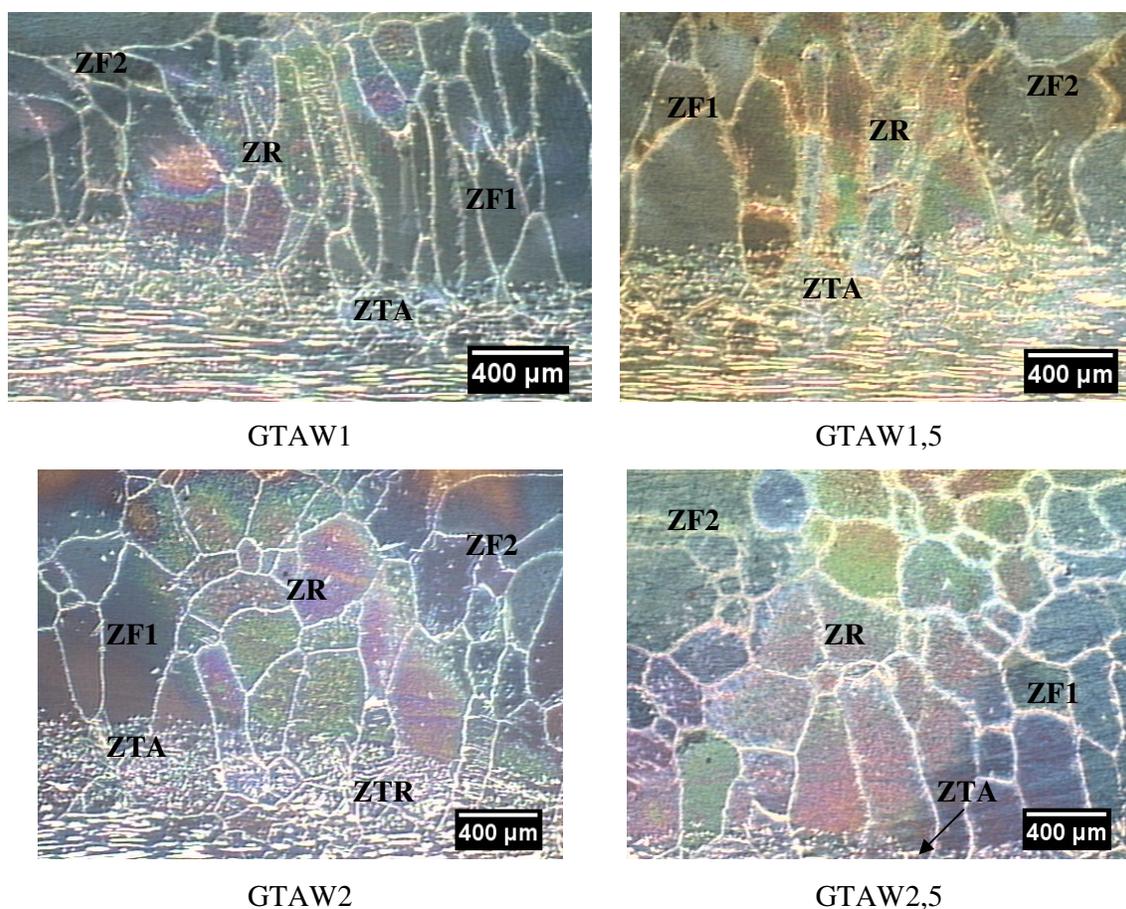


Figura 23: Zona de recristalização e suas interfaces. Nas figuras são destacadas as regiões possíveis de serem distinguidas nessas imagens.

Através da Figura 24 é possível notar que o tamanho de grão ferrítico e a quantidade de γ_2 apresentaram uma tendência de aumentar com a elevação da energia de soldagem (Tabela 15),

enquanto pela Figura 25 constata-se que esse tipo de austenita é formada por finos grãos aciculares que são maiores e mais populosas quanto maior for a energia de soldagem.

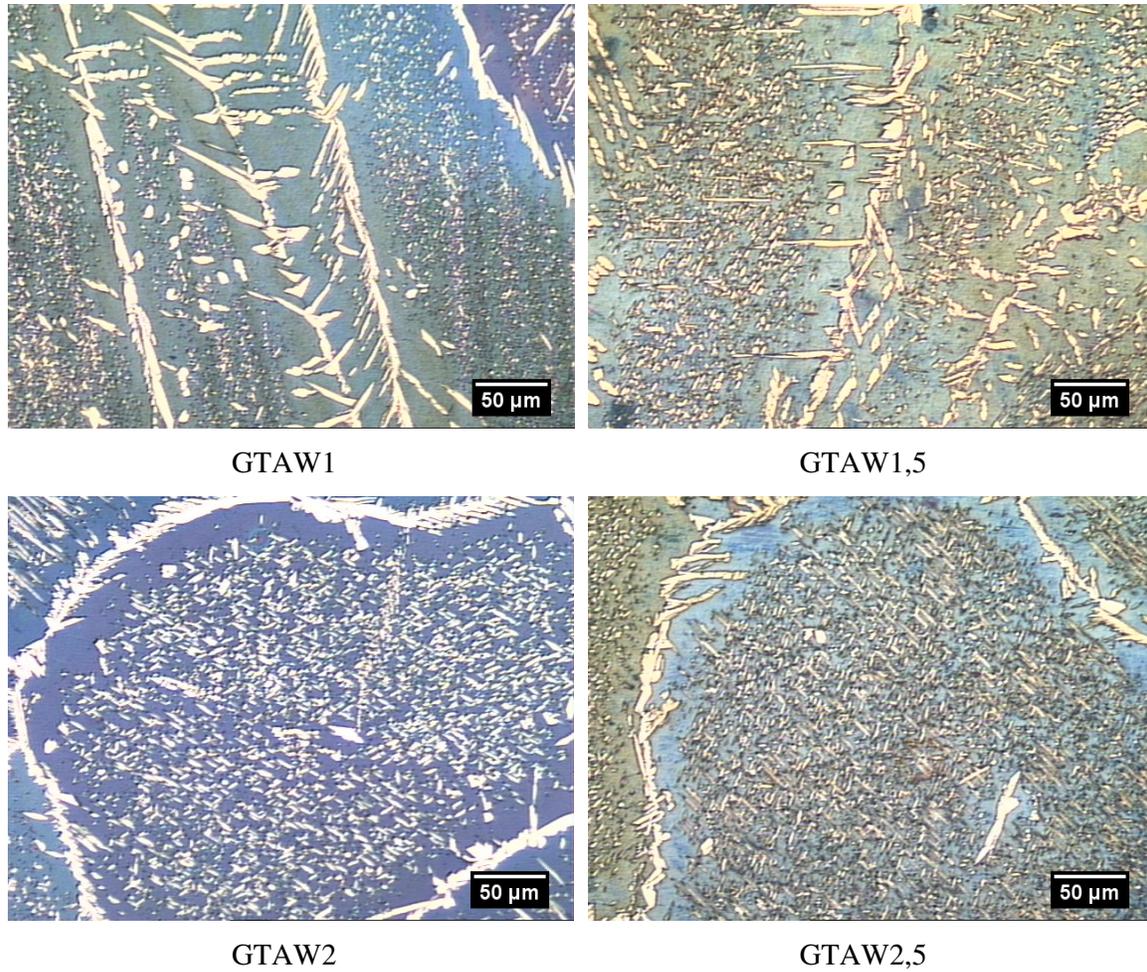
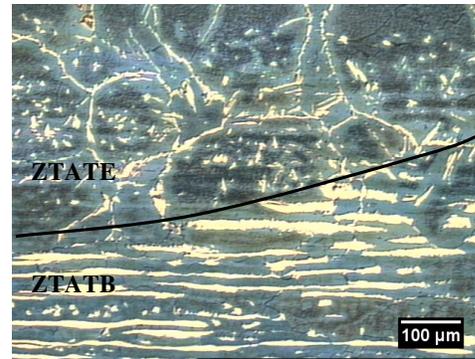
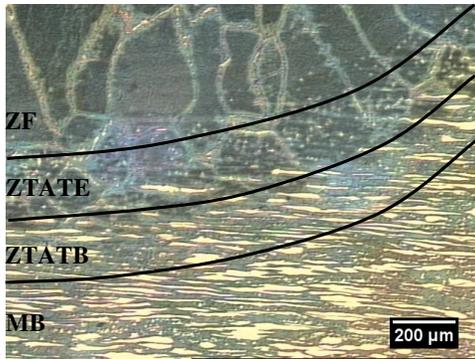
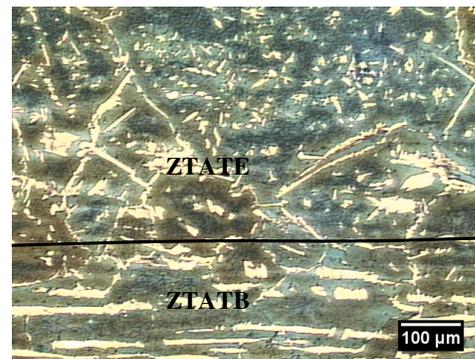
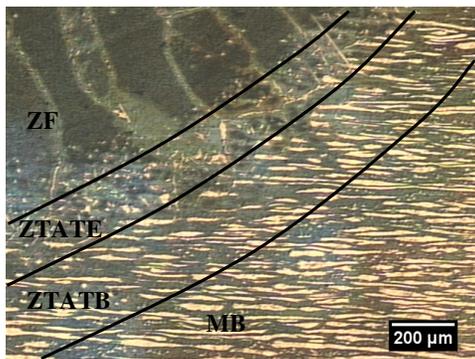


Figura 24: Microestrutura da ZR das amostras soldadas.

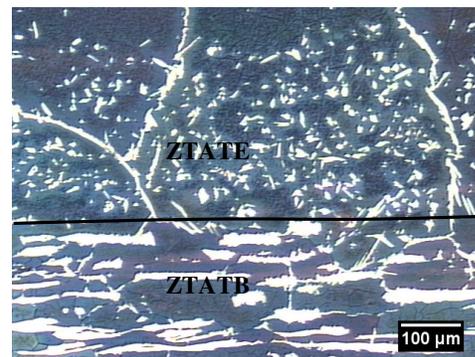
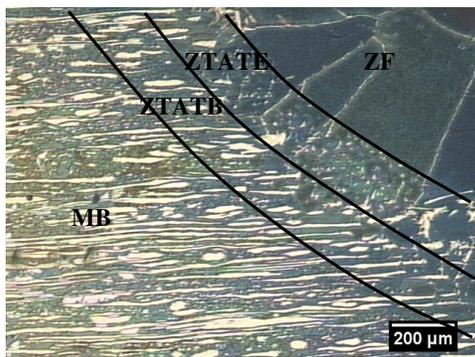
primaria crescendo como placas de Widmasttaten a partir dos contornos dos mesmos e γ_2 no interior dos grãos ferríticos. Enquanto a segunda, que está mais afastada da ZF, possui austenita remanescente que não foi completamente dissolvida, devido ao fato dessa região ter sido aquecida a uma temperatura inferior a temperatura de solvus da δ , a qual está situada em 1328°C [27], conforme diagrama de equilíbrio, simulado através do programa Thermo-Calc®, apresentado pela Figura 28. Esse mesmo diagrama mostra a possibilidade de formação das fases M_{23}C_6 , Cr_2N e sigma em temperaturas inferiores a cerca de 860°C .



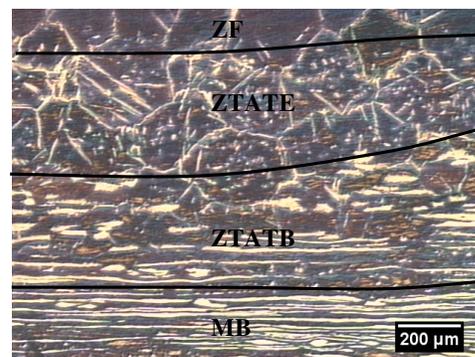
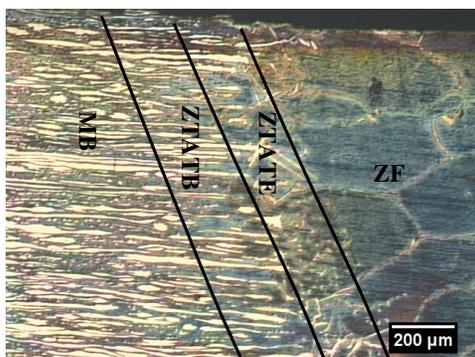
GTAW 1



GTAW 1,5

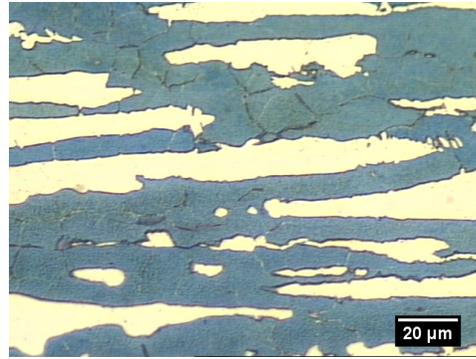
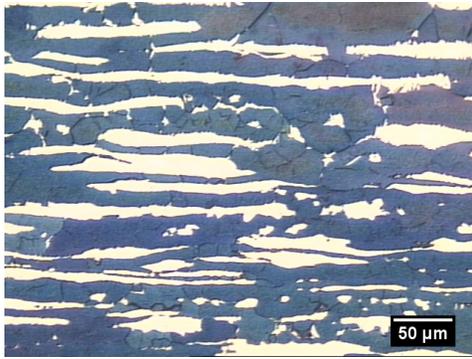


GTAW 2

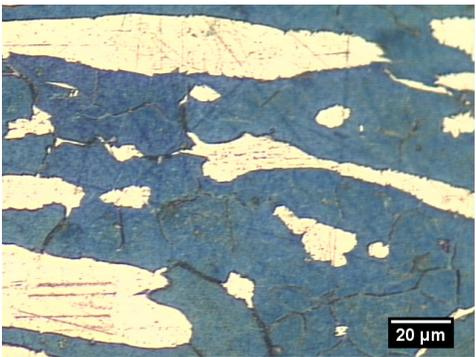
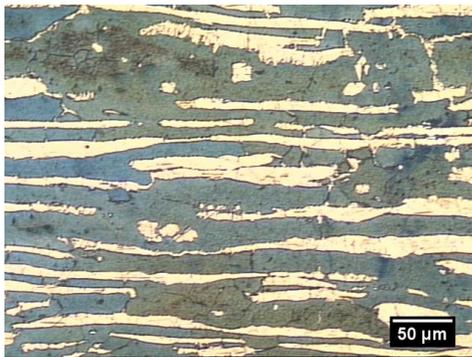


GTAW 1

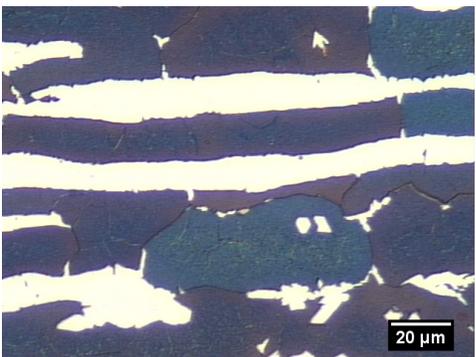
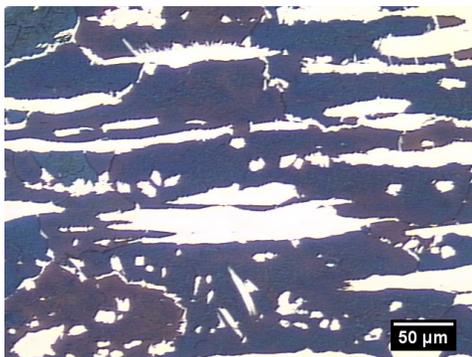
Figura 26: Micrografias da zona termicamente afetada.



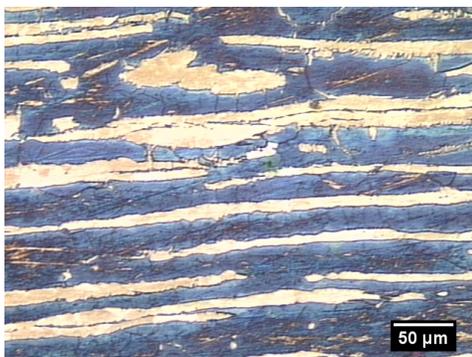
GTAW1



GTAW1,5



GTAW2



GTAW2,5

Figura 27: Micrografias da zona termicamente afetada de baixa temperatura.

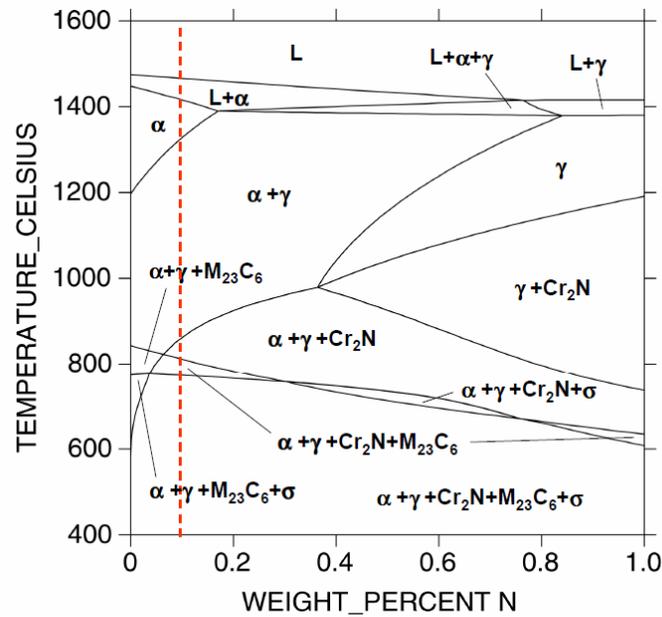


Figura 28: Diagrama de equilíbrio de fases para o AILD UNS S32304, onde a linha tracejada indica o teor de nitrogênio [27].

A Tabela 16 expõe os resultados obtidos através da análise digital de diversas micrografias na ZTATE, ZTATB e na ZTA como um todo. Para as energias de soldagem de $1,0$ e $1,5 \text{ kJ.mm}^{-1}$ observou-se uma menor proporção de austenita em todas as regiões, exceto para ZTATB, a qual dentro dos desvios de medição se mostrou estável, independente da energia de soldagem, como já era esperado. Essa região delimitada superiormente pela temperatura de solvus da δ , portanto uma menor ou maior energia de soldagem afetará apenas a extensão dessa região e não suas características microestruturais em termos da razão δ/γ .

Tabela 16: Proporção de δ e γ na zona termicamente afetada para os testes GTAW autógeno.

Teste	ZTATE		ZTATB		ZTA	
	δ (%)	γ (%)	δ (%)	γ (%)	δ (%)	γ (%)
GTAW1	84 ± 1	16 ± 1	73 ± 2	27 ± 2	79 ± 1	21 ± 1
GTAW1,5	86 ± 1	14 ± 1	77 ± 3	23 ± 3	83 ± 2	17 ± 2
GTAW2	77 ± 3	23 ± 3	73 ± 2	27 ± 2	76 ± 1	24 ± 1
GTAW2,5	$77,9 \pm 0,5$	$22,1 \pm 0,5$	74 ± 1	26 ± 1	76 ± 1	24 ± 1

Quando se compara a microestrutura da ZTR com a da ZTATE observa-se que a primeira é composta por maior quantidade de austenita, sendo esta de maior tamanho, assim como apresentado na Figura 29. O reaquecimento provocado pelo segundo cordão propicia o crescimento dos grãos austeníticos formados previamente nos contornos dos grãos ferríticos. A Figura 29 apresenta o teste GTAW2, sendo o mesmo comportamento observado em todas amostras.

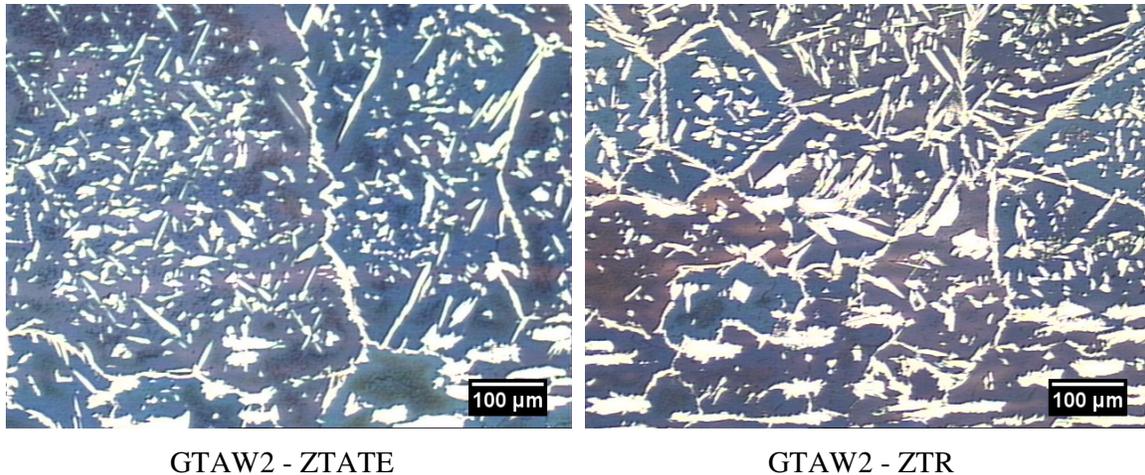


Figura 29: Microestrutura da ZTATE e ZTR.

Através desses resultados é possível concluir que o teste GTAW2, em que foi empregado uma energia de soldagem de $2\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, apresentou maior quantidade de austenita que os ensaios GTAW1 e GTAW1,5 e quantidade similar ao experimento GTAW2,5. Assumindo que maiores energias de soldagem resultam em maior precipitação de fases deletérias, buscou-se utilizar a menor energia de soldagem possível para se obter uma quantidade significativa de austenita na ZTA. Dessa maneira, a energia de soldagem de $2\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ foi escolhida para os testes de avaliação dos processos de soldagem SMAW, GMAW e FCAW.

4.3. Testes de avaliação dos processos SMAW, GMAW e FCAW

4.3.1. Determinação da produtividade e seqüência de soldagem

A Figura 30 apresenta a seqüência de passes resultante das soldagens dos seis corpos de prova confeccionados nessa etapa do trabalho, enquanto os dados de tempo de soldagem são apresentados na

Tabela 17. Nota-se que ambos os CP's soldados com eletrodos revestidos apresentaram

mesmo número de passes e produtividades muito próximas, sendo que o teste SMAW2209 mostrou-se cerca de 7% mais produtivo que o SMAW2307. Isso se deve a maior corrente média empregada, a qual foi possível devido ao maior diâmetro de eletrodo. Já para soldagem semi-automática, que engloba os demais processos, a produtividade se mostrou pelo menos 63% maior que para o processo SMAW.

Apesar da taxa de deposição do processo FCAW ser cerca de 20% maior que a do processo GMAW para uma mesma corrente de soldagem e “stick-out”, quando se compara os experimentos GMAW2307, GMAW2209, FCAW2307 e FCAW2209 se observa que a produtividade dos arames tubulares foi de 6 a 18% maior que os arames sólidos, dependendo do arame. Isso pode ser explicado pelo fato dos testes com GMAW terem sido realizados com arame de 1,00mm de diâmetro, enquanto os outros foram executados com arames de 1,20mm, dessa maneira o aumento de densidade de corrente propiciado pelos arames tubulares foi relativamente menor, pois os mesmos foram comparados com arames sólidos de 1,00mm.

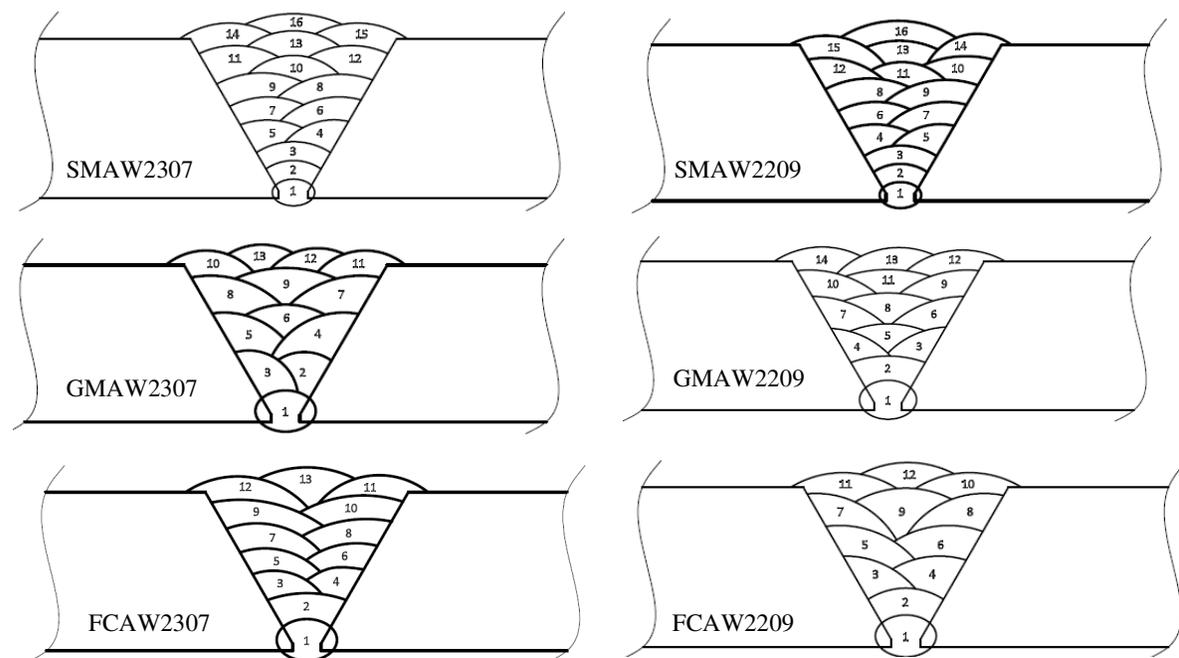


Figura 30: Croqui da junta soldada, número e seqüência de passes utilizada.

Tabela 17: Dados referente a produtividade dos testes realizados.

Teste	Número de Camadas	Número de Passes	Tempo	
			Total de aa (min)	Produtividade (m/haa)
SMAW2307	9	16	39,1	0,54
SMAW2209	9	16	36,4	0,59
GMAW2307	6	13	22,8	0,93
GMAW2209	6	14	22,3	0,96
FCAW2307	7	13	19,9	1,07
FCAW2209	5	12	18,7	1,14

Nota: aa – arco aberto

Apesar de ser um dado muito importante em termos de produtividade, nesse trabalho não foram determinados os ciclos de trabalho para cada teste, pois foi considerado que um corpo de prova soldado em condições experimentais não representaria a realidade no chão de fábrica, ao contrário da produtividade por tempo de arco aberto, a qual é função da corrente de soldagem, que foi similar em todos os testes realizados com processos semi-automáticos. Além disso, o ciclo de trabalho depende também da peça soldada e, sobretudo, de fatores culturais da mão de obra.

4.3.2. Ensaio não destrutivo por raios-X

Os ensaios de raios-X mostraram que as soldas apresentaram-se livres de defeitos, porém, em alguns casos, com descontinuidades, as quais foram consideradas aceitáveis segundo ASME B31.3[35], assim como apresentado na Tabela 18. O ANEXO B apresenta os relatórios de ensaios reproduzidos na íntegra.

Tabela 18: Resultados de ensaios não destrutivos por raios-x.

Teste	Tipo de Descontinuidade	Laudo
SMAW2307	Ausente	Aprovado
SMAW2209	Porosidade	Aprovado
GMAW2307	Porosidade	Aprovado
GMAW2209	Porosidade	Aprovado
FCAW2307	Porosidade	Aprovado
FCAW2209	Ausente	Aprovado

Nota: Critério de aceitação de acordo com ASME B31.3[35]. Laudo emitido por inspetor N2 devidamente qualificado.

4.3.3. Ensaio de tração, dobramento e impacto Charpy

A Tabela 19 apresenta os resultados de tração para cada um dos testes. De acordo com a norma ASTM A790 e EN-10216-6, o limite de resistência mínimo do AILD UNS S32304 e EN14362 (equivalente ao UNS S32304) é de 600MPa, enquanto o limite de escoamento mínimo é de 400MPa. Dessa maneira, observa-se que para todas as juntas soldadas a ruptura ocorreu bem acima do limite mínimo do metal de base, mostrando que a solda não comprometeu a resistência à tração da junta. Além disso, todas as rupturas ocorreram no metal base, o que é evidenciado na Figura 31. Isso já era esperado, visto que o metal depositado por todos os consumíveis de soldagem apresentam limites de resistência superiores ao metal de base, assim como descrito na Tabela 11.

Tabela 19: Resultados de resistência a tração das juntas soldadas.

Teste	Limite de Resistência (Mpa)	Local de Ruptura
SMAW2307	718	Metal de base
SMAW2209	722	Metal de base
GMAW2307	706	Metal de base
GMAW2209	727	Metal de base
FCAW2307	723	Metal de base
FCAW2209	711	Metal de base

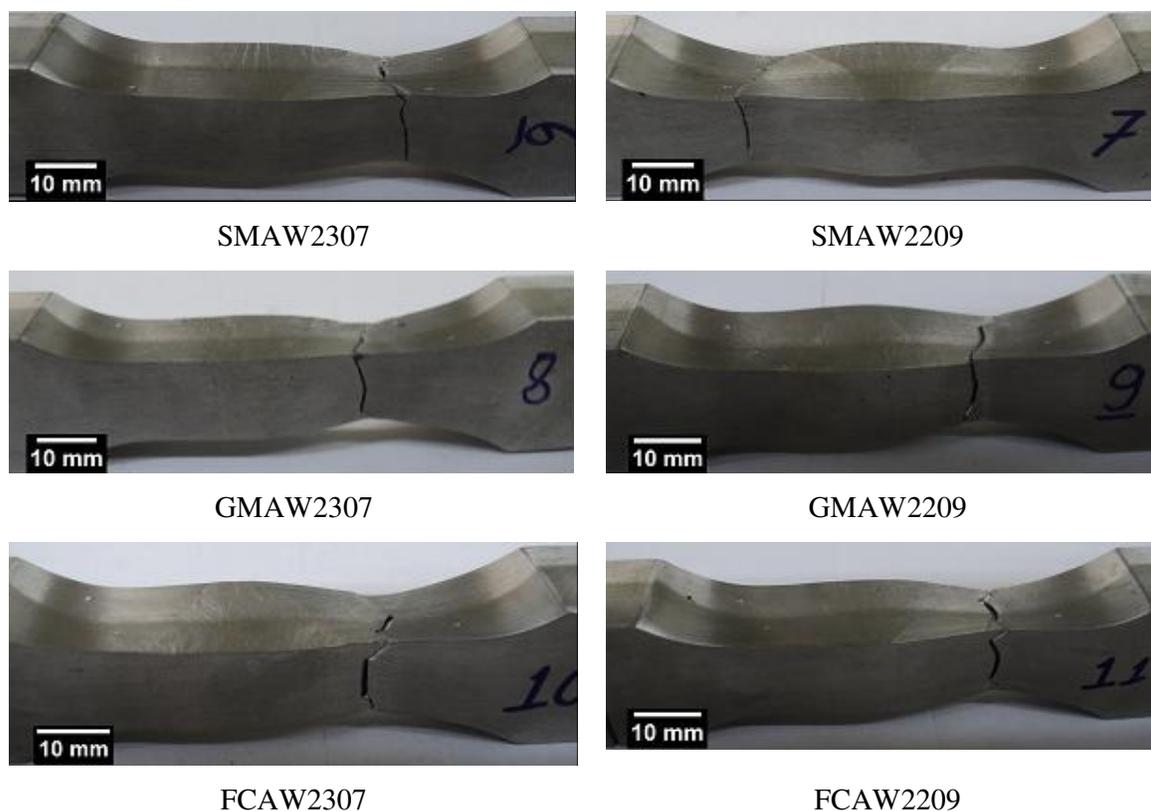


Figura 31: Local de ruptura dos corpos de provas submetidos ao ensaio de tração.

Os resultados dos ensaios de dobramentos laterais se apresentaram satisfatórios, pois não houveram descontinuidades superiores a 3,2mm (Tabela 20), valor que representa o critério máximo de aceitação segundo ASME IX[32]. Na verdade, apenas uma das amostras do teste FCAW2307 apresentou uma pequena indicação, como pode ser visto na Figura 32, possivelmente iniciada por uma porosidade, pois o ensaio de raios-X mostrou a presença desse tipo de defeito no experimento em questão. Entretanto, tal indicação é aceitável segundo o código ASME IX[32], pois tem um tamanho não superior a 1,0mm.

Tabela 20: Resultados dos ensaios de dobramentos laterais.

Teste	Amostra 1	Amostra 2
SMAW2307	Sem descontinuidade	Sem descontinuidade
SMAW2209	Sem descontinuidade	Sem descontinuidade
GMAW2307	Sem descontinuidade	Sem descontinuidade
GMAW2209	Sem descontinuidade	Sem descontinuidade
FCAW2307	Descontinuidade menor que 1,0mm	Sem descontinuidade
FCAW2209	Sem descontinuidade	Sem descontinuidade

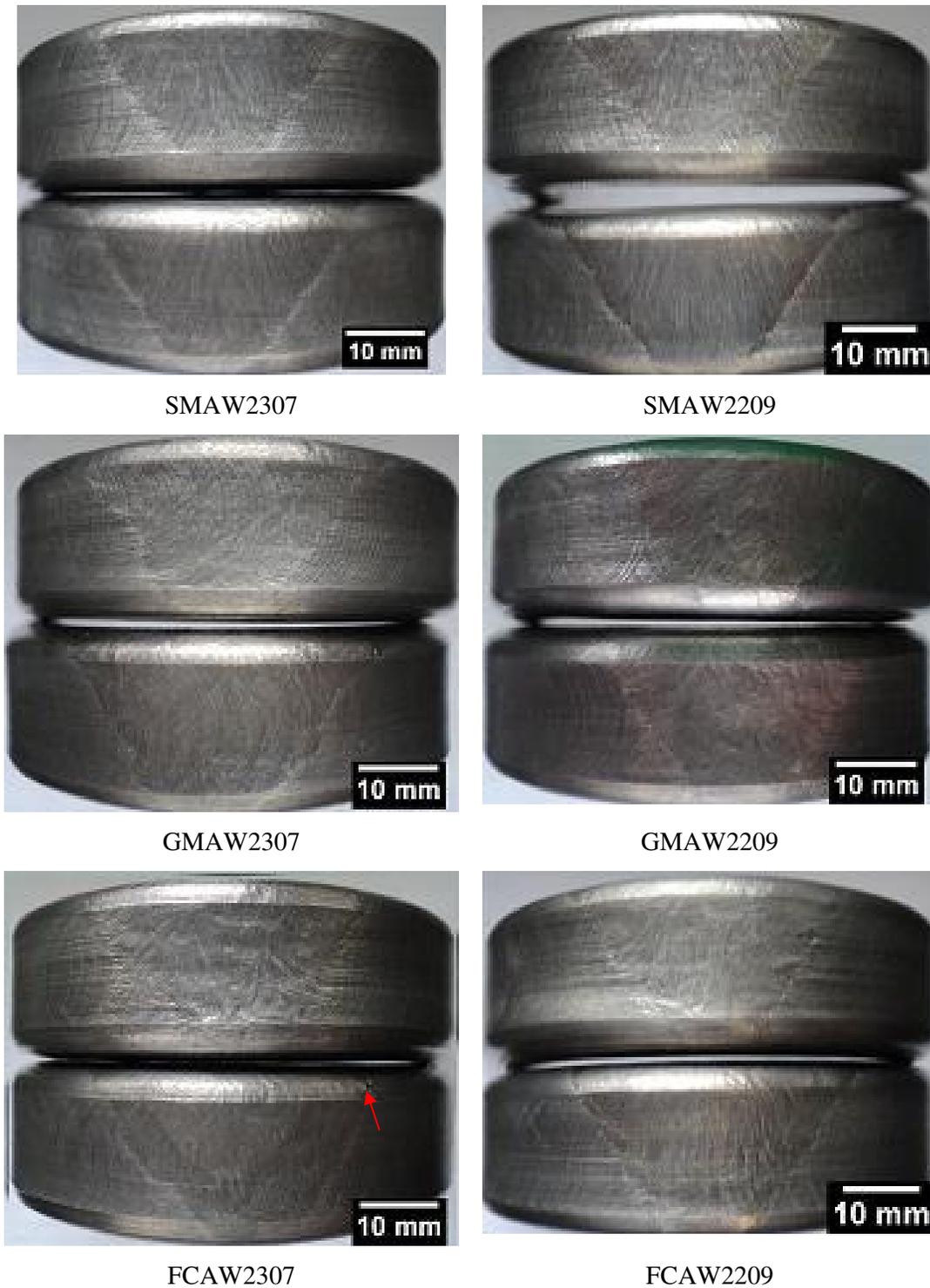


Figura 32: Corpos de prova de dobramento após ensaio. Pequena descontinuidade indicada pela seta vermelha.

Apesar de não se estar buscando um requerimento específico de impacto Charpy, todos os ensaios apresentaram resultados superiores a 27J, valor tipicamente especificado pelos

códigos ASME's, incluindo o ASME II Part C [28], mostrando que uma junta de UNS S32304 soldada pelos processos SMAW, GMAW e FCAW com dois tipos de consumíveis apresentam boa tenacidade a -30°C , tanto na zona fundida quanto na ZTA, conforme apresentado na Tabela 21.

Tabela 21: Valores médios de energia absorvida, em J.

Teste	Localização			
	Superfície	Superfície	Raiz	Raiz
	CS	ZTA	CS	ZTA
SMAW2307	35 ± 4	59 ± 9	36 ± 1	51 ± 5
SMAW2209	41 ± 0	49 ± 14	39 ± 5	44 ± 6
GMAW2307	122 ± 14	55 ± 7	92 ± 22	66 ± 9
GMAW2209	86 ± 5	88 ± 30	92 ± 14	59 ± 12
FCAW2307	52 ± 5	83 ± 15	46 ± 1	60 ± 5
FCAW2209	56 ± 1	69 ± 22	49 ± 2	57 ± 7

Através da Tabela 21 é possível observar que o processo de soldagem por eletrodos revestidos e arames tubulares apresentaram os menores resultados de tenacidade, enquanto a soldagem GMAW apresentou o maior valor para o mesmo parâmetro, sendo isso possivelmente devido ao maior nível de inclusões não metálicas dos processos SMAW e FCAW e menor nível do processo GMAW, conforme descrito na Tabela 24.

Em geral a ZTA apresentou maior tenacidade que a zona fundida, porém menor resultado que o aço, mostrando certa degradação da tenacidade. Entretanto, tal fato pode ser mascarado devido ao entalhe abranger parte da zona fundida, o que é decorrente do tipo de chanfro escolhido. A configuração ideal do chanfro seria em K ou meio V, o que geraria uma ZTA retilínea, permitindo o entalhe somente na zona termicamente afetada, contudo essas configurações não foram usadas nesse trabalho, pois o foco não é a avaliação da tenacidade e sim do aspecto de aplicação prática do material, em que o chanfro em V se enquadra melhor que os outros.

4.3.4. Análise por microscopia óptica(MO) e eletrônica(MEV)

Em seguida, macrografias foram produzidas, as quais são apresentadas na Figura 33. Através da análise das imagens é possível constatar soldas livre de defeitos, exceto nas amostras FCAW2307 e FCAW2209, onde foi possível identificar pequenas indicações, que se caracterizam como inclusões de escória. Para os testes GMAW2307 e GMAW2209, observou-se excesso de reforço na raiz, o qual poderia ser reduzido pela utilização de um suporte cerâmico com chanfro côncavo e menor abertura (por exemplo 9 mm). Para os experimentos FCAW2307 e FCAW2209, foi constatado uma raiz retangular, enquanto se esperava uma raiz côncava. Isso mostra uma diferença entre a soldagem FCAW com suporte cerâmico de aços baixo carbono e AID. Para os primeiros, mesmo utilizando-se um suporte retangular, se obtém perfil de raiz côncavo, assim como apresentado pela Figura 34. Isso pode ser explicado pelo fato do arame tubular “flux cored” e eletrodos revestidos rufílicos para soldagem de AID apresentar menor geração de escória, a qual ocuparia os cantos do suporte cerâmico.

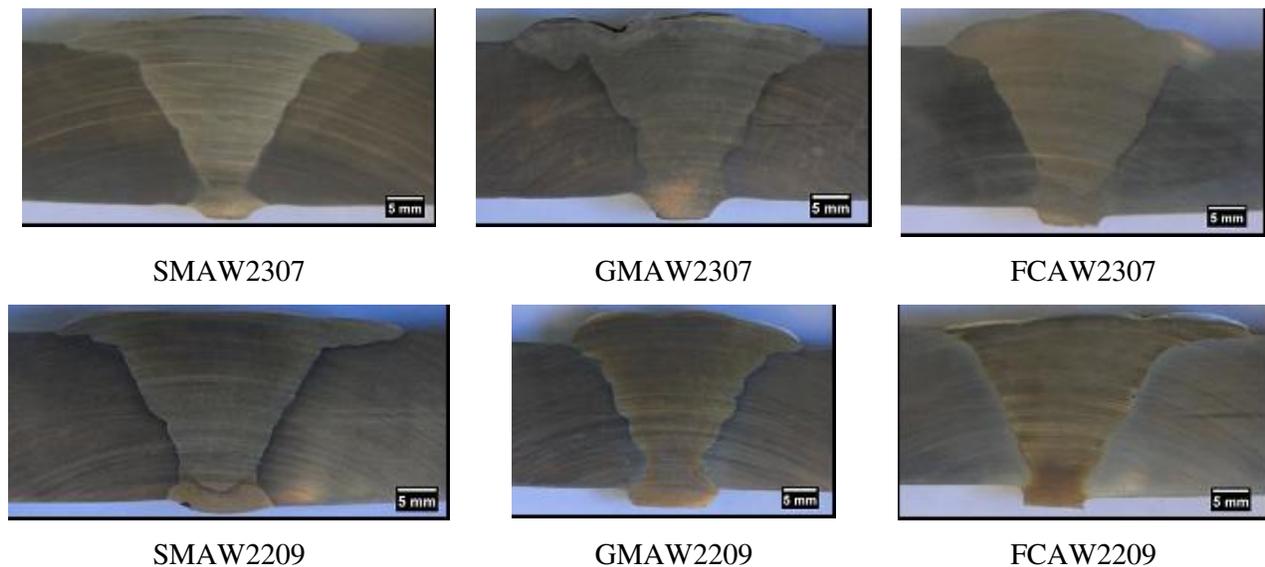


Figura 33: Macrografias das secções transversais dos testes realizados. Ataque: Behara II.

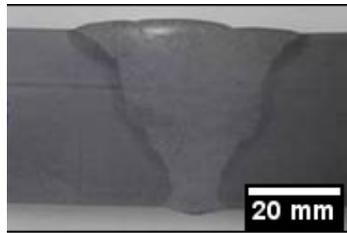


Figura 34: Soldagem FCAW de aço carbono utilizando consumível E71T-1C e suporte cerâmico retangular[36].

Os corpos de prova de macrografia mostrados na Figura 33 foram submetidos ao ensaio de microdureza, em que se buscou uma análise do material sem priorizar as fases presentes, ferrita ou austenita, conforme ilustrado na Figura 35 em micrografias da região ensaiada, incluindo a impressão da microdureza. Os resultados individuais são apresentados na Tabela 22 e os perfis de dureza são ilustrados graficamente pelas figuras 36 a 41, já as médias dos valores são descritas na Figura 42.

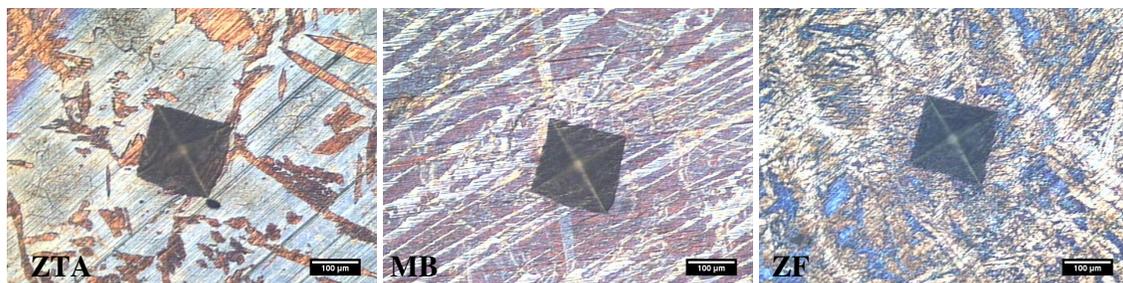


Figura 35: Impressões realizadas na ZTA, ZF e MB. O FCAW2209 foi usado para produzir esse exemplo.

Tabela 22: Resultados individuais de microdureza em Hv, sendo a carga de 2kg.

Região	Local	SMAW2307	SMAW2209	GMAW2307	GMAW2209	FCAW2307	FCAW2209
MB	Superfície	253	231	281	251	258	246
MB	Superfície	248	235	284	256	250	247
ZTA	Superfície	224	237	291	250	244	255
ZTA	Superfície	236	246	311	245	242	250
ZTA	Superfície	227	239	297	253	248	258
ZF	Superfície	239	258	305	259	257	311
ZF	Superfície	239	267	303	269	242	290
ZF	Superfície	260	275	287	272	255	309
ZF	Superfície	248	272	283	273	247	294
ZF	Superfície	244	290	293	271	261	287
ZTA	Superfície	245	263	322	258	252	268
ZTA	Superfície	234	278	289	277	245	258
ZTA	Superfície	231	264	271	264	251	250
MB	Superfície	243	272	282	248	242	246
MB	Superfície	228	274	267	241	246	233
MB	Raiz	243	242	232	247	275	268
MB	Raiz	213	254	242	257	269	261
ZTA	Raiz	237	259	241	268	279	277
ZTA	Raiz	225	258	242	280	261	261
ZTA	Raiz	237	259	245	258	264	282
ZF	Raiz	237	279	265	271	288	308
ZF	Raiz	267	294	245	272	274	311
ZF	Raiz	258	299	250	283	275	317
ZTA	Raiz	231	280	247	259	273	278
ZTA	Raiz	240	261	248	263	265	296
ZTA	Raiz	235	272	242	271	267	286
MB	Raiz	233	279	223	253	256	270
MB	Raiz	239	271	233	246	261	273

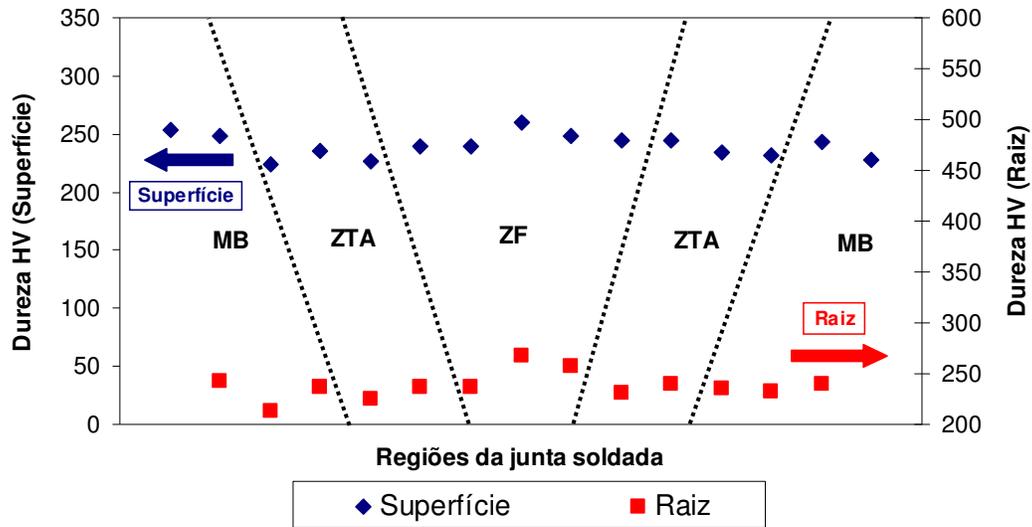


Figura 36: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio SMAW2307.

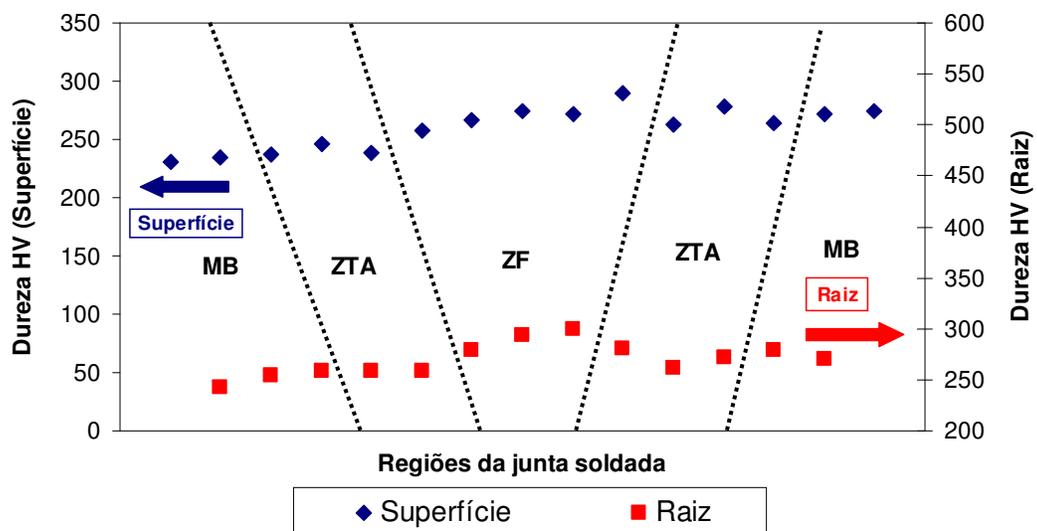


Figura 37: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio SMAW2209.

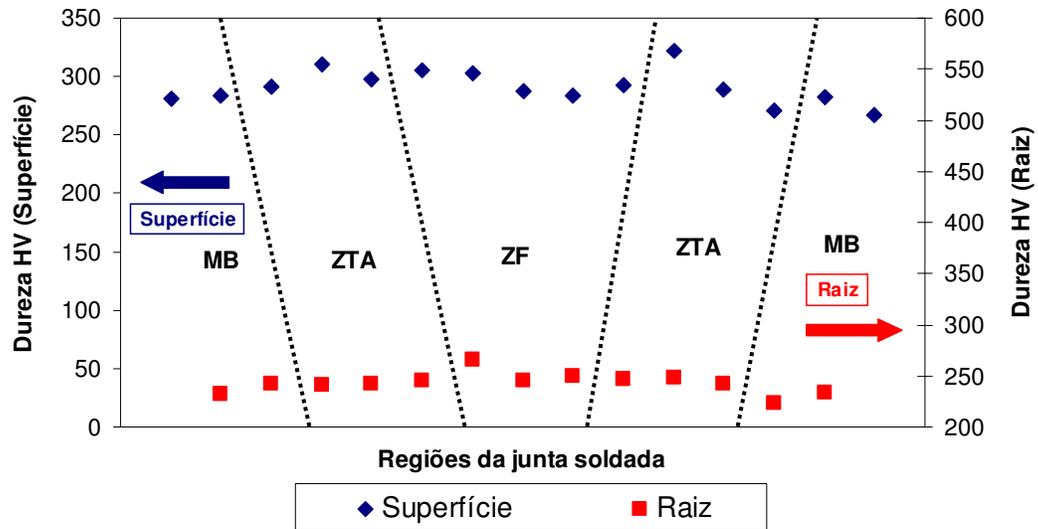


Figura 38: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio GMAW2307.

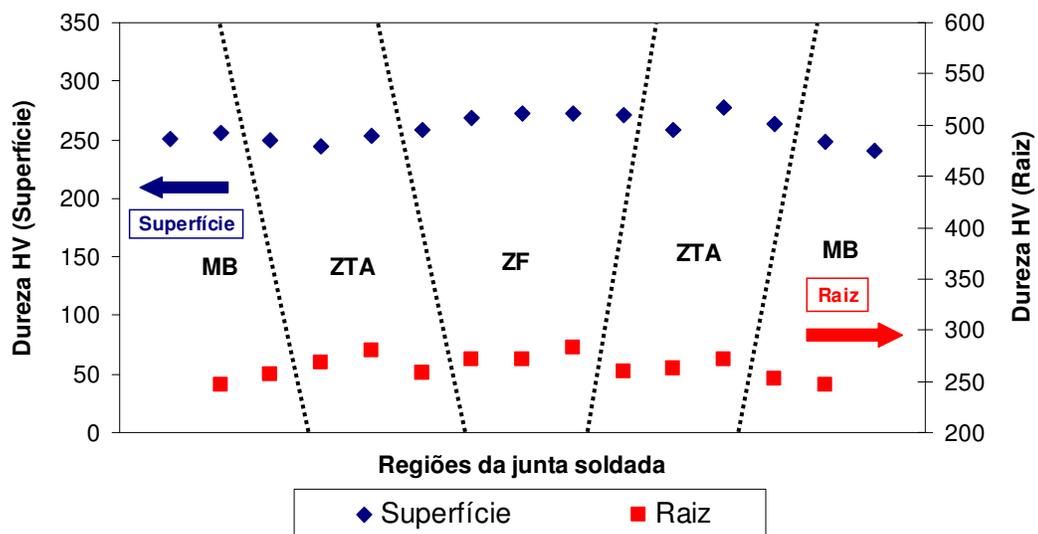


Figura 39: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio GMAW2209.

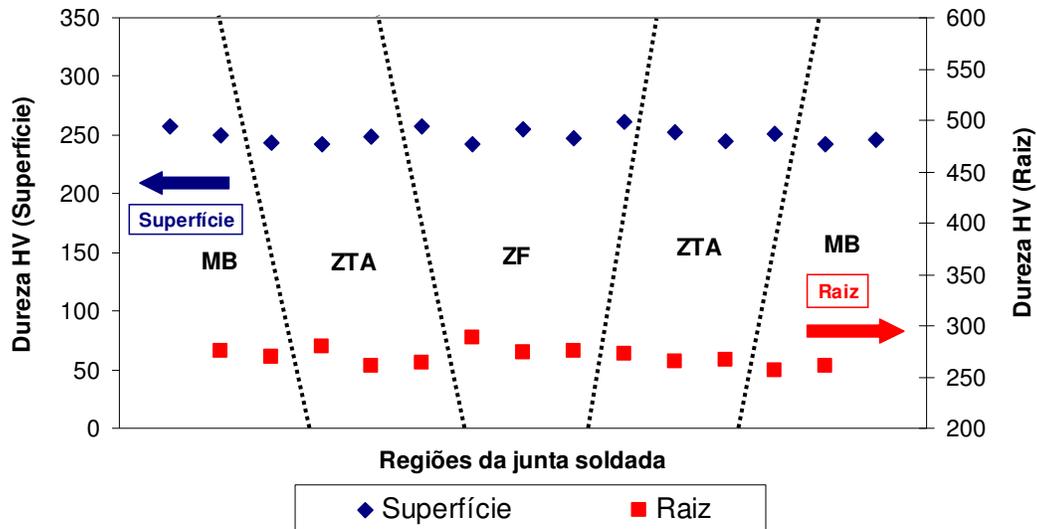


Figura 40: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio FCAW2307.

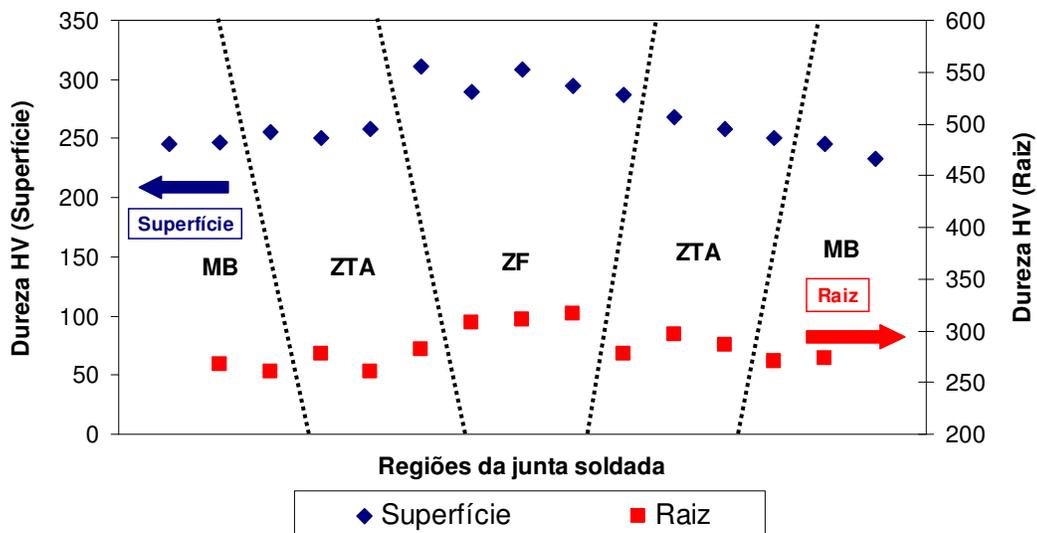


Figura 41: Perfil de microdureza ao longo da junta soldada do ensaio FCAW2209.

Todos os valores individuais encontram-se dentro do requerimento da SBM SPF92033A1 [34], ou seja, são menores de 350Hv, sendo que o maior valor obtido foi de 322Hv, o qual estava situado na ZTA da superfície da amostra GMAW2307. Apesar disso, na média os valores foram inferiores a 280Hv, assim como representado na Figura 42. A zona fundida a 2mm da superfície (Superfície – ZF) foi a região que apresentou maior dureza em todos os testes, exceto para o FCAW2307, isso de deve ao fato da maior quantidade de elementos de

liga no metal de solda, principalmente carbono, nitrogênio e cromo (conforme Tabela 7 e Tabela 10), quando comparado com o metal de base.

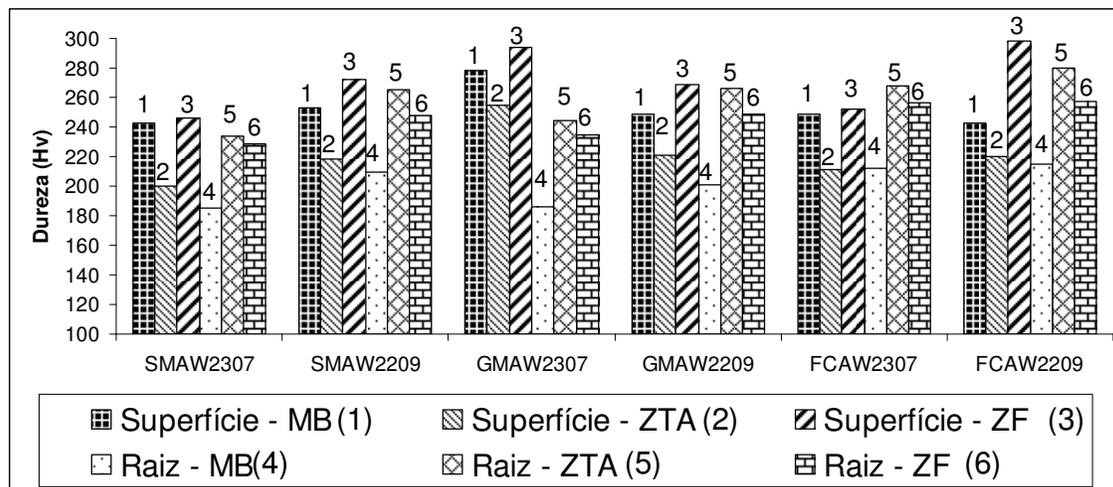


Figura 42: Resultados médios de microdureza (carga de 2kg), por teste e por região.

4.3.5. Análise por microscopia óptica(MO) e eletrônica(MEV)

As figuras 43 a 48 apresentam as micrografias das regiões analisadas dos experimentos SMAW2307, SMAW2209, GMAW2307, GMAW2209, FCAW2307 e FCAW2209, as quais estão dispostas transversalmente a solda, conforme Figura 16. As determinações das proporções de austenita foram resultantes da análise digital de imagem utilizando-se diversas micrografias para cada região e, então, foram calculadas as médias e os desvios padrões conforme Tabela 23. Portanto, os resultados apresentados nessa tabela não são necessariamente idênticos aos das micrografias mostradas nas figuras seguintes. Ainda é válido ressaltar que houve significativa variação da γ/δ dentro das regiões, fazendo com que o desvio padrão, em alguns casos, ultrapassasse 20%, como foi o caso da zona termicamente afetada próxima a superfície (ZTA-S).

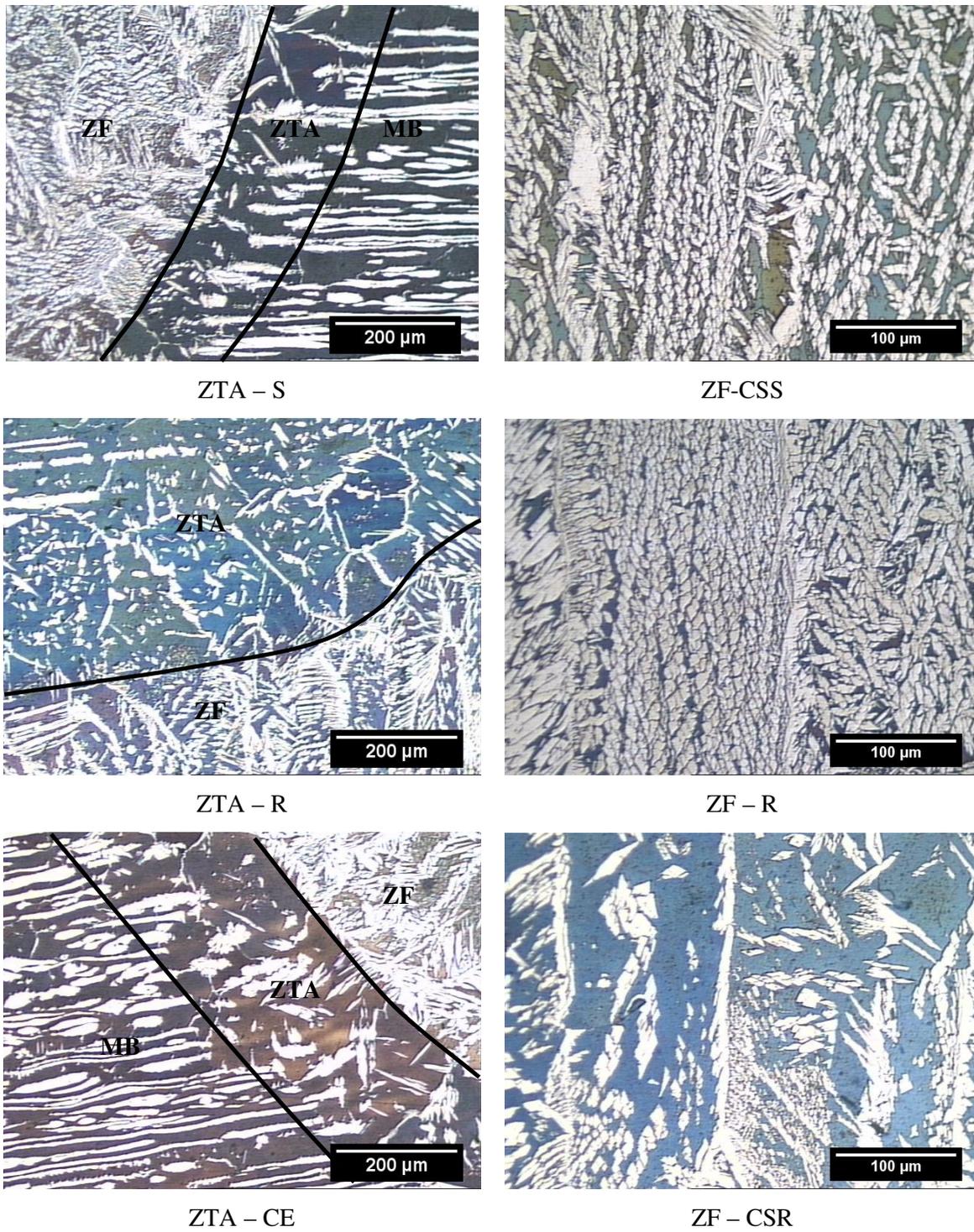
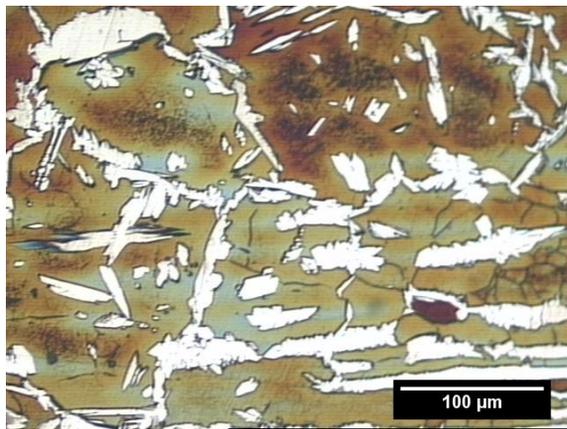
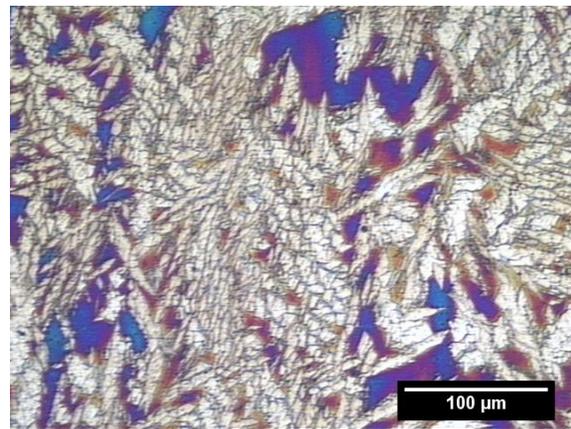


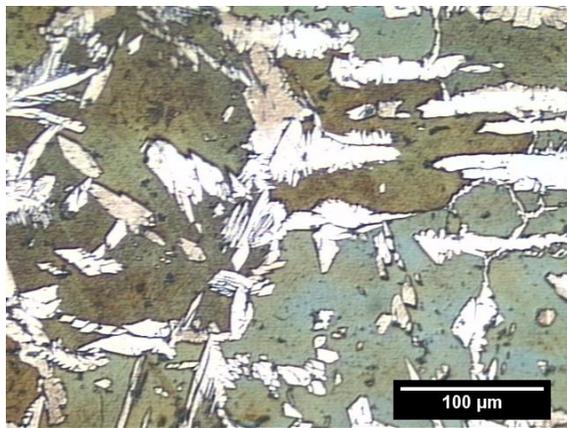
Figura 43: Micrografias representativas de cada região analisada do teste SMAW2307 e proporção de austenita.



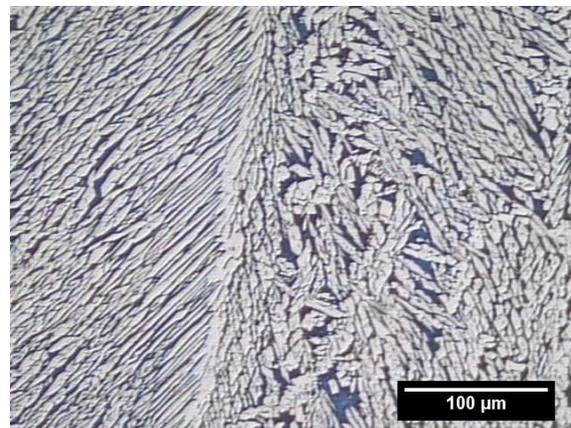
ZTA – S



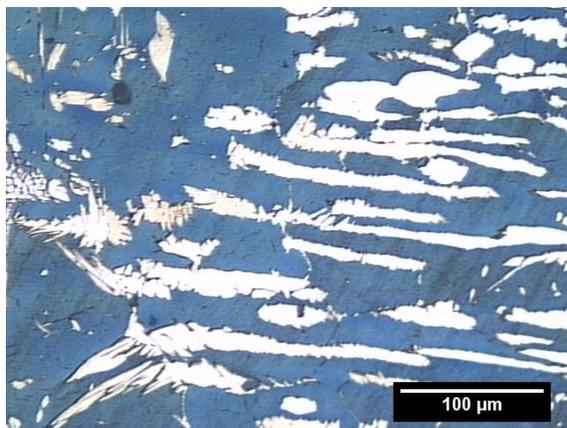
ZF-CSS



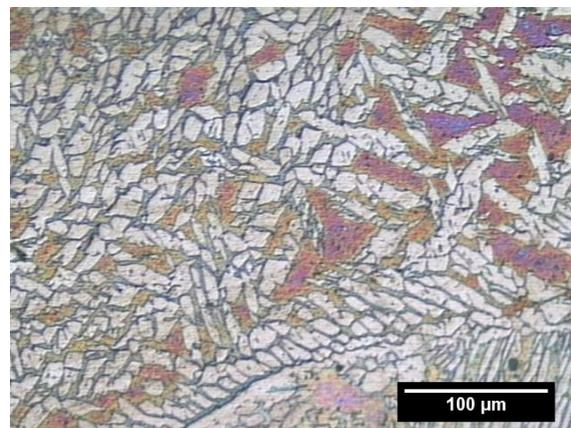
ZTA – R



ZF – R

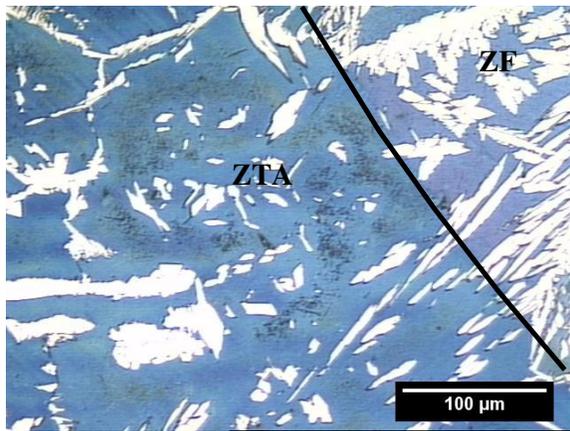


ZTA – CE

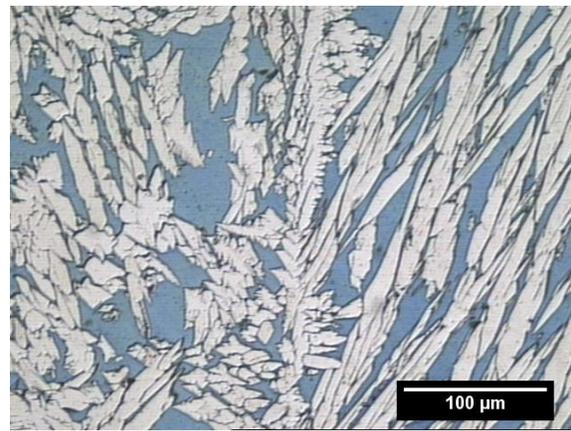


ZF – CSR

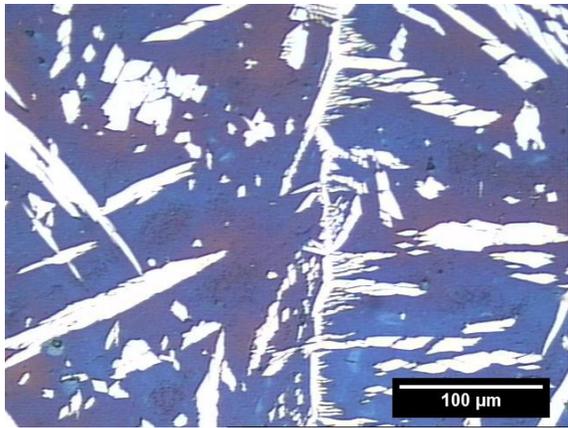
Figura 44: Micrografias representativas de cada região analisada do teste SMAW2209 e proporção de austenita.



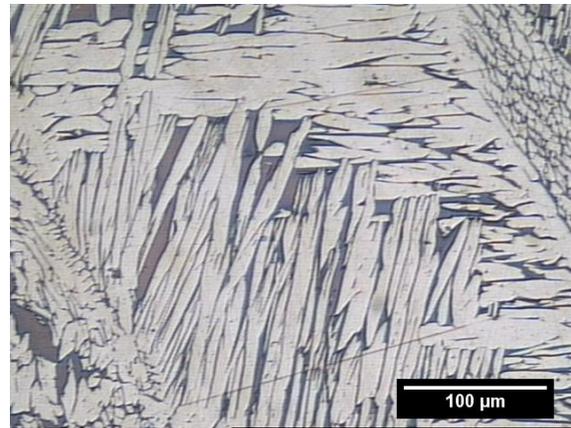
ZTA - S



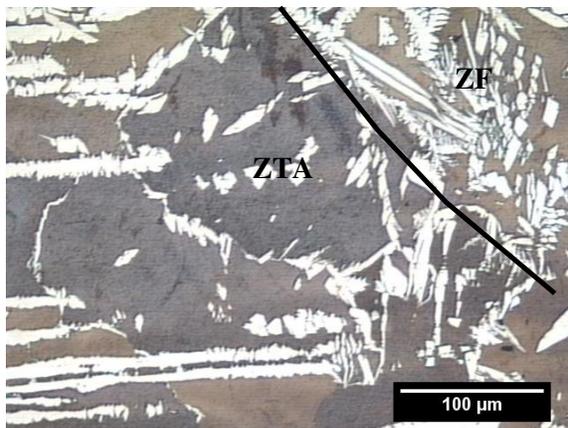
ZF-CSS



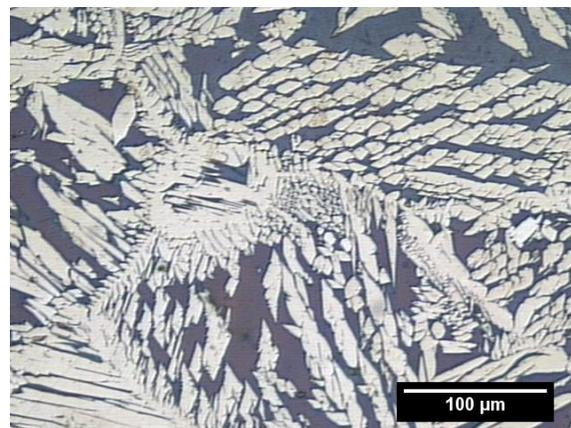
ZTA - R



ZF - R



ZTA - CE



ZF - CSR

Figura 45: Micrografias representativas de cada região analisada do teste GMAW2307 e proporção de austenita.

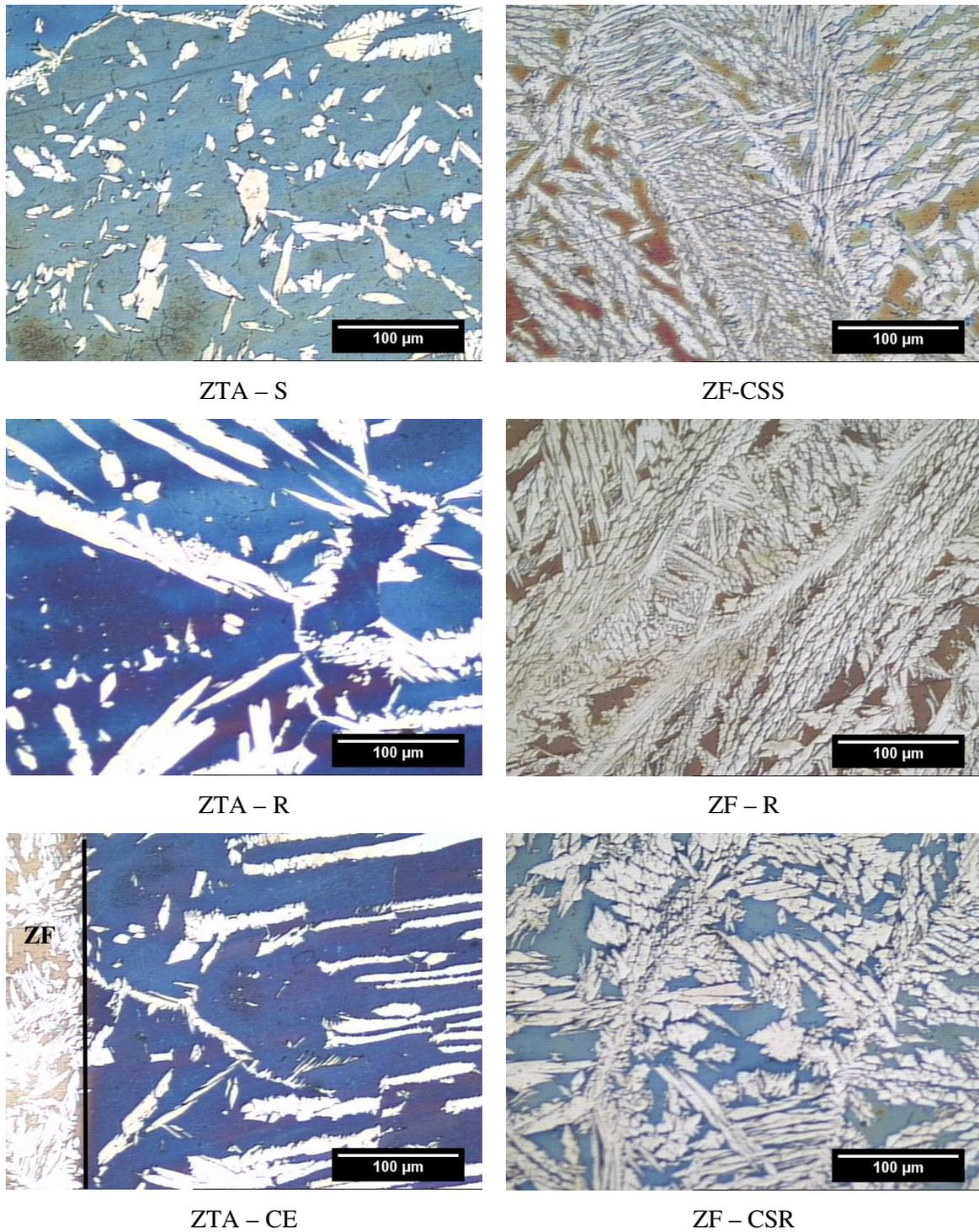
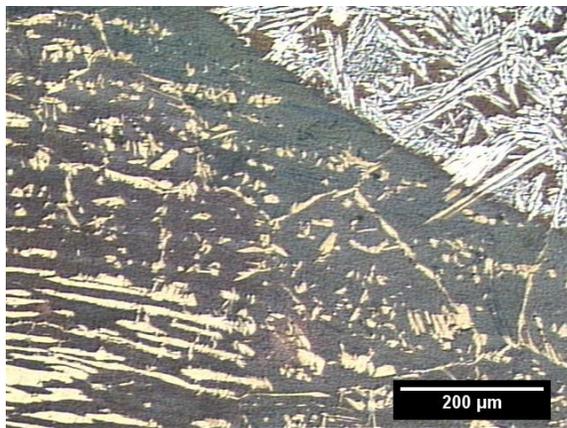
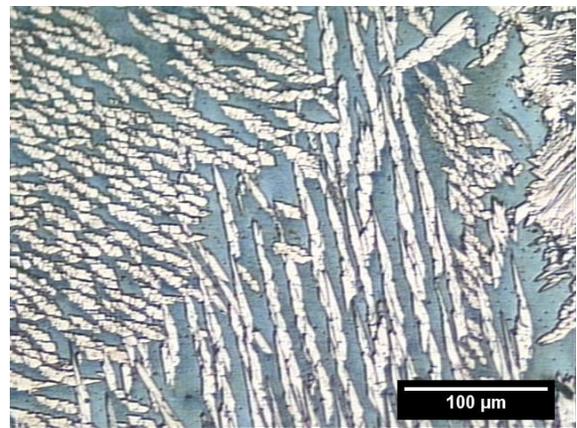


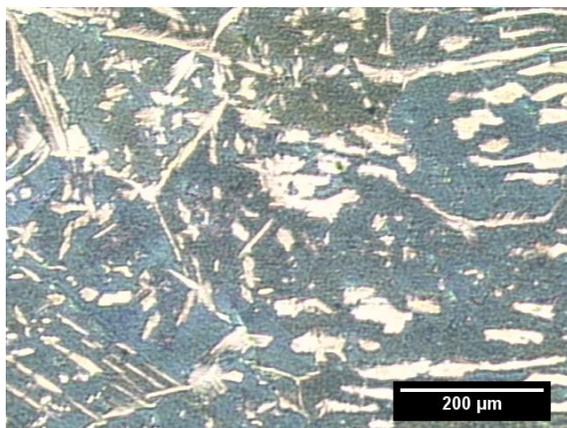
Figura 46: Micrografias representativas de cada região analisada do teste GMAW2209 e proporção de austenita.



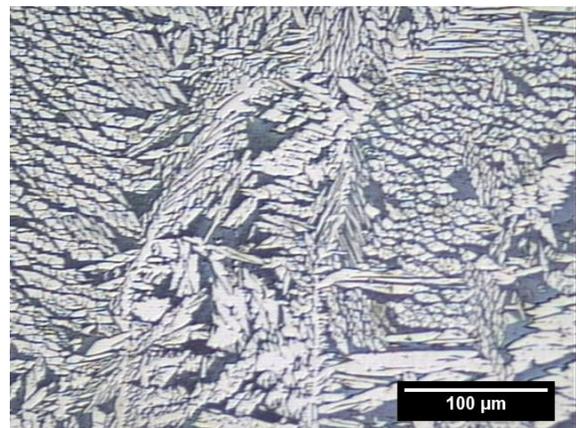
ZTA - S



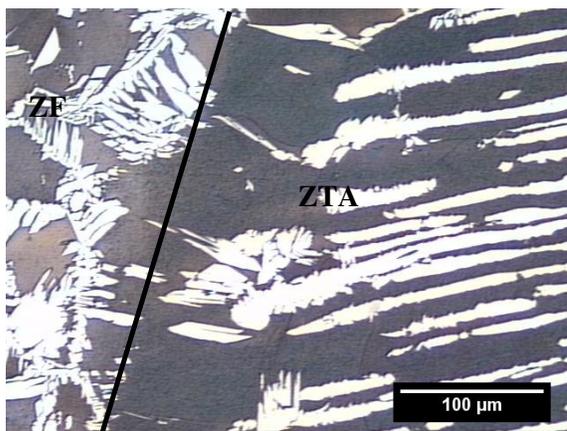
ZF-CSS



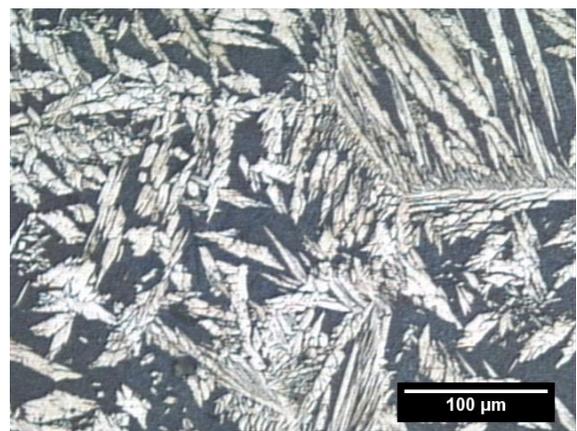
ZTA - R



ZF - R



ZTA - CE



ZF - CSR

Figura 47: Micrografias representativas de cada região analisada do FCAW2307 e proporção de austenita.

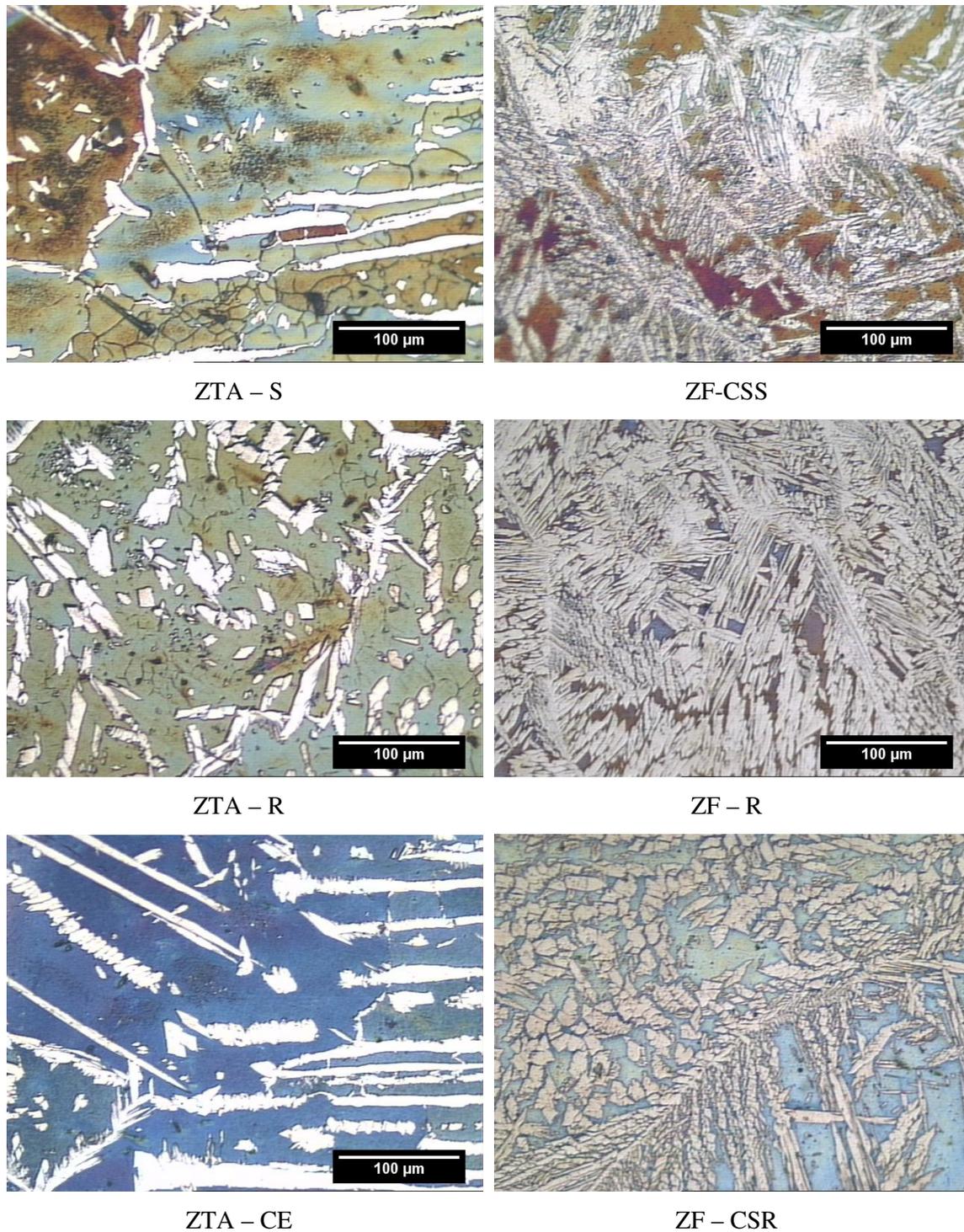


Figura 48: Micrografias representativas de cada região analisada do teste FCAW2209 e proporção de austenita.

Em geral, para as figuras 44 a 48 observaram-se microestruturas semelhantes para cada região específica analisada. A zona termicamente afetada apresentou duas regiões: uma região de alta temperatura, composta por grãos pequenos e dispersos de austenita; e uma região de baixa

temperatura com austenita remanescente do metal de base. Ambas apresentam austenita secundária no interior dos grãos ferríticos, contudo a mesma é encontrada em maior quantidade na ZTA-CE e ZTA-R, onde se tem um reaquecimento dos passes subsequentes. Já a ZF apresentou grande quantidade de austenita na forma de placas de Widmanstätten, sendo possível também observar γ_2 , principalmente na ZF-R, porém em menores proporções que na ZTA.

Através da análise das figuras 43 a 48 e da Tabela 23, é possível observar que as juntas soldadas apresentaram elevadas proporções de austenita na zona fundida. Já a ZTA, como esperado, apresentou menores teores de γ . Ficou evidenciado também a ocorrência de austenita secundária no interior dos grãos ferríticos da ZTA.

Como pode ser visualizado através da Figura 44, o experimento SMAW2209, em que se utilizou o processo SMAW com eletrodo revestido de composição 22%Cr e 9%Ni com adição de molibdênio, apresentou características semelhantes ao SMAW2307 em termos microestruturais, exceto pelo fato da zona fundida no centro de solda (ZF-CSS) apresentar significativo aumento na proporção de austenita, conforme descrito pela Tabela 23.

Em todos os testes, a ZTA da soldagem manual apresentou maior proporção de austenita que a ZTA da soldagem semi-automática, o que pode ser explicado pela maior energia de soldagem da primeira, conforme

Tabela 5 e Anexo I. Apesar de ter sido objetivado manter a energia de soldagem em $1,62\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ para todos os ensaios, fatores operacionais acabaram levando a uma pequena variação para mais, no caso do processo SMAW, e para menos, nos casos dos processos GMAW e FCAW.

Tabela 23: Proporção de austenita por experimento e região analisada, em %.

Região	SMAW2307	SMAW2209	GMAW2307	GMAW2209	FCAW2307	FCAW2209
ZTA-S	25 ± 4	22 ± 3	18 ± 2	19 ± 2	18 ± 4	18 ± 4
ZTA-R	26 ± 3	28 ± 1	25 ± 2	27 ± 3	24 ± 4	17 ± 3
ZTA-CE	32 ± 3	27 ± 1	26 ± 2	24 ± 4	28 ± 5	28 ± 3
ZF-CSS	53 ± 3	48 ± 2	54 ± 2	54 ± 3	43 ± 5	45 ± 3
ZF-R	64 ± 3	64 ± 4	71 ± 6	66 ± 3	59 ± 3	69 ± 4
ZF-CSR	38 ± 1	46 ± 2	58 ± 4	55 ± 2	49 ± 1	59 ± 3

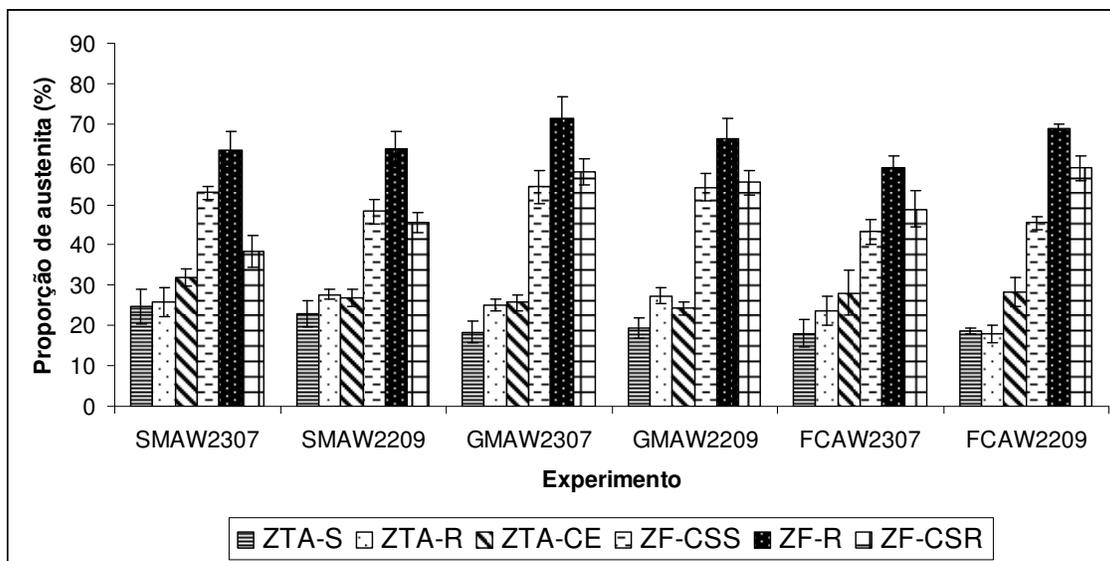


Figura 49: Proporção de γ em função do experimento e região analisada.

A Figura 49 apresenta um resumo dos resultados da quantidade de γ/δ em função do experimento e região analisada. Em geral, os ensaios apresentaram comportamento similar em relação a esse parâmetro na zona fundida, não sendo possível observar nenhuma diferença notória entre os consumíveis do tipo 2307 e 2209. Entretanto, o processo GMAW apresentou maior proporção de γ na ZF, provavelmente devido a adição de nitrogênio ao gás de proteção.

A ZTA em suas diversas regiões apresentaram proporção de γ maiores que 20% para os ensaios SMAW2307 e SMAW2209, já para os experimentos GMAW2307, GMAW2209, FCAW2307 e FCAW2209, que representam a soldagem GMAW e FCAW, a proporção de austenita na ZTA próxima a superfície foi baixa, a qual situou-se entre 18 e 19% para todos esse ensaios, conforme Tabela 23. Provavelmente, esses baixos valores ocorreram em função da perda de nitrogênio nessa região, já que comparativamente a ZTA-CE e ZTA-R apresentaram maiores teores de γ e foram soldadas com mesmos parâmetros. Outro fator que pode ter contribuído é a reformação de γ , já que a ZTA-CE e ZTA-R foram submetidas ao reaquecimento provocado pelos passes subsequentes.

A Figura 50 mostra os mesmos resultados da Figura 49, porém de outra perspectiva, em que fica fácil observar que a ZTA é a região de menor teor de γ , além de deixar claro que não houve nenhuma tendência de maior ou menor austenitização em função da composição química do metal de solda (23%Cr7%Ni ou 22%Cr9%Ni).

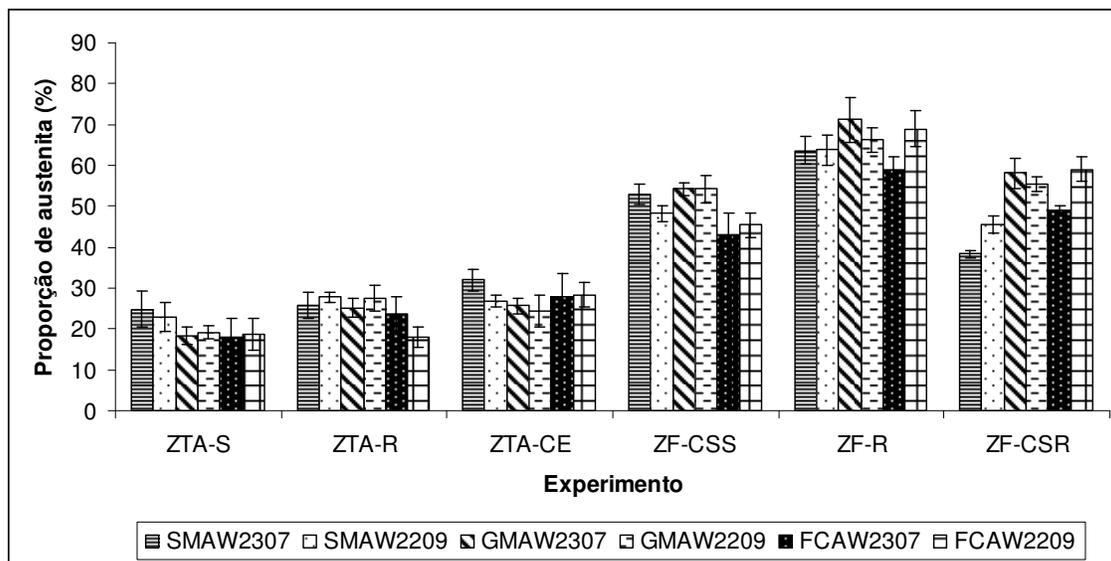


Figura 50: Proporção de γ em função do teste e região analisada.

A Figura 51 apresenta a micrografia da ZTA do teste SMAW2307, sendo que as setas vermelhas indicam regiões escuras preferencialmente localizadas nos contornos de grãos ferrita-austenita. É muito pouco provável que quais regiões sejam precipitados, como fase sigma ou chi, visto que não foi observado queda de tenacidade, através dos resultados de impacto Charpy, na ZTA. Essas regiões parecem ser manchas da preparação metalográfica.

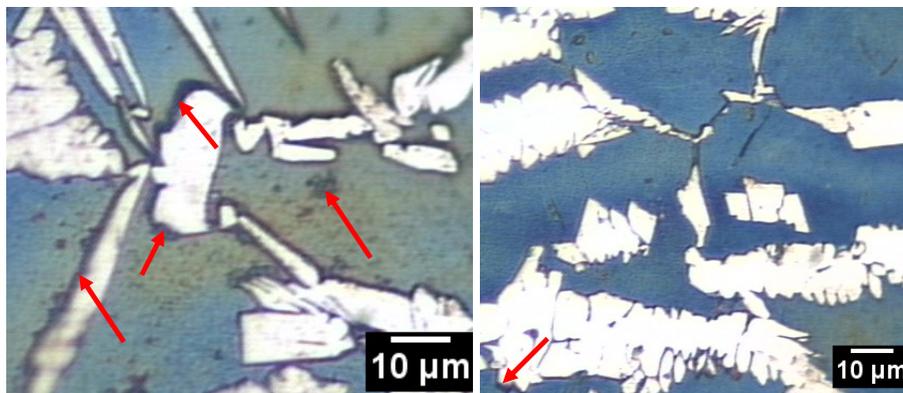


Figura 51: Indício de presença de precipitados na ZTA da amostra SMAW2307. As setas vermelhas apresentam as regiões com possíveis precipitados.

Além disso, observou-se que os passes reaquecidos pelos passes subsequentes apresentaram presença de austenita secundária tanto na ZF quanto na ZTA, conforme ilustrado pela Figura 52.

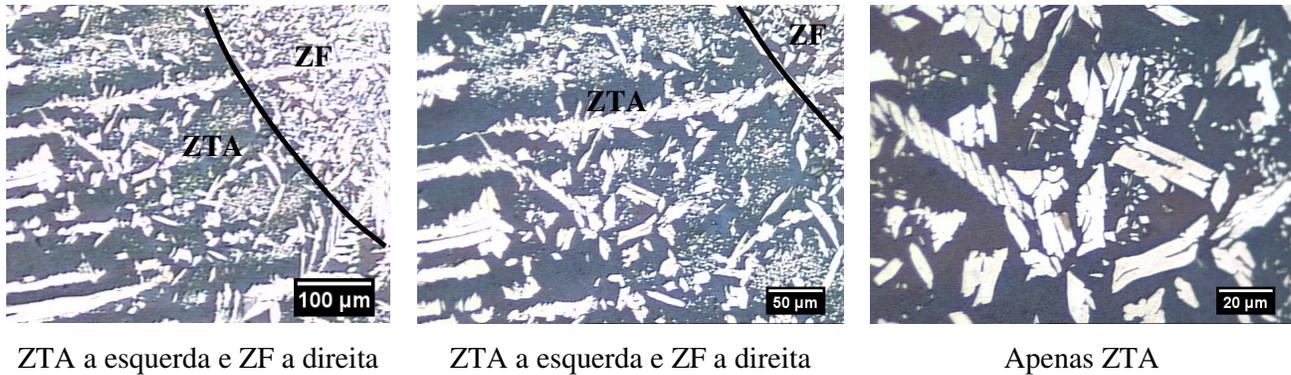


Figura 52: Efeito do reaquecimento dos passes subsequentes na ZF e ZTA do ensaio SMAW2307.

Foi observada uma mudança da direção de crescimento de grãos do passe de raiz para o segundo passe, conforme apresentado na Figura 53, sendo que para o primeiro o crescimento de grão se deu praticamente perpendicular ao bisel do metal de base, enquanto que para os demais passes o crescimento foi no mesmo sentido da espessura da chapa. Isso pode ser explicado pelo fato de que o passe de raiz foi soldado utilizando-se suporte cerâmico, um material não similar ao AID e de baixa condutibilidade térmica, portanto o crescimento de grãos foi preferencialmente a partir da parede do chanfro de forma epitaxial. Já para os demais passes, porém, tanto a parede do chanfro quanto os passes subsequentes subsidiaram o crescimento epitaxial dos grãos.

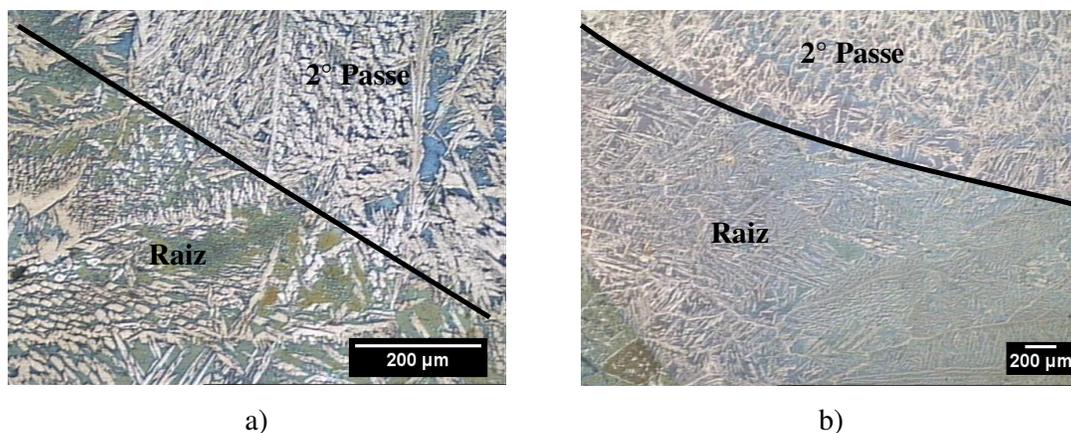
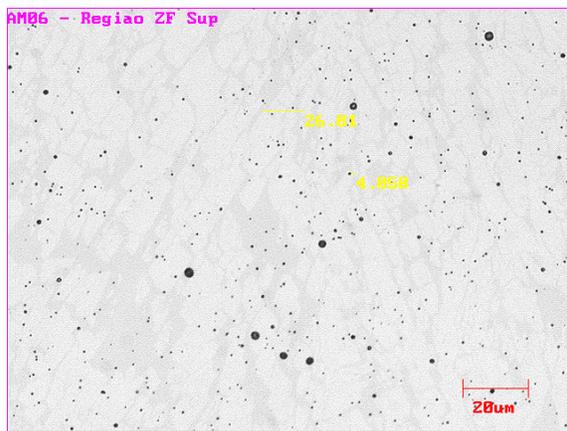


Figura 53: Mudança de direção de crescimento de grãos do passe de raiz com suporte cerâmico para o 2° passe. Foi usado como exemplo o ensaio SMAW2209, representado por a), e o FCAW2209, representado por b).

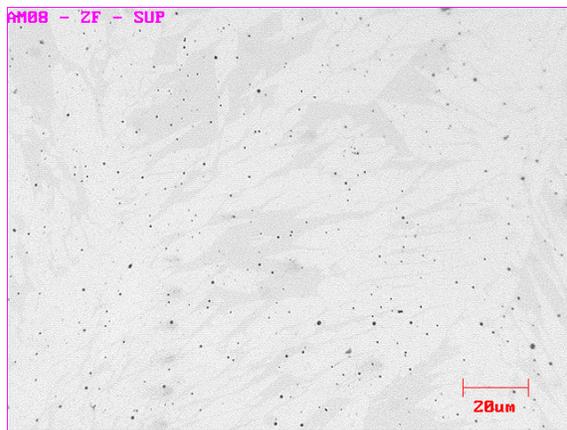
Através de MO sem ataque foram analisadas três regiões na zona fundida: A superfície (ZF-CSS); o centro da espessura (ZF-CSCE), a raiz (ZF-CSR). As figuras 54, 55 e 56 apresentam, respectivamente, as micrografias dessas regiões para todos os ensaios, pelas quais foi possível detectar presença de inclusões de perfil redondo em todas elas. Através da análise por EDS, essas fases não metálicas foram identificadas como óxidos, assim como apresentado pela Figura 59 e Tabela 25, não tendo composições características de fases sigma, chi, nitreto de cromo e carboneto de cromo. Porém, através dessa avaliação não é possível descartar a presença de fases deletérias, principalmente na ZTA, onde por MO mostrou-se indícios de precipitação das mesmas (Figura 51).



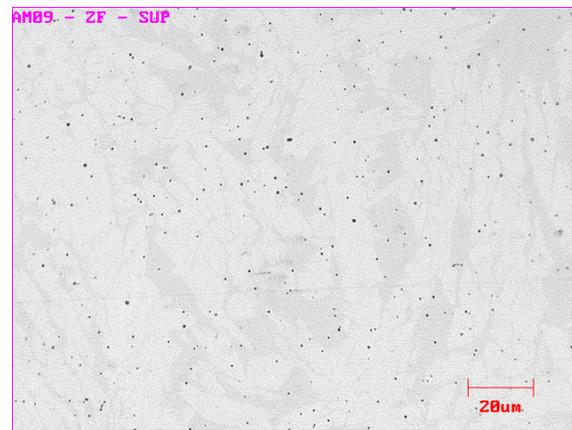
SMAW2307



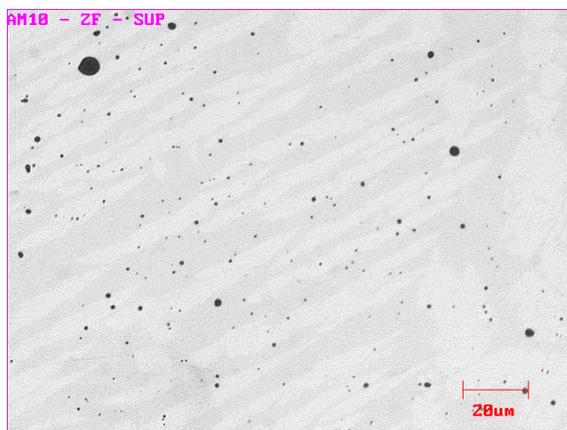
SMAW2209



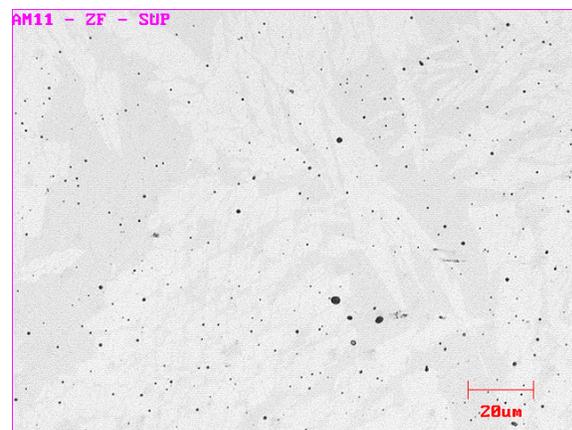
GMAW2307



GMAW2209



FCAW2307



FCAW2209

Figura 54: Análise por MO sem ataque da zona fundida na superfície.

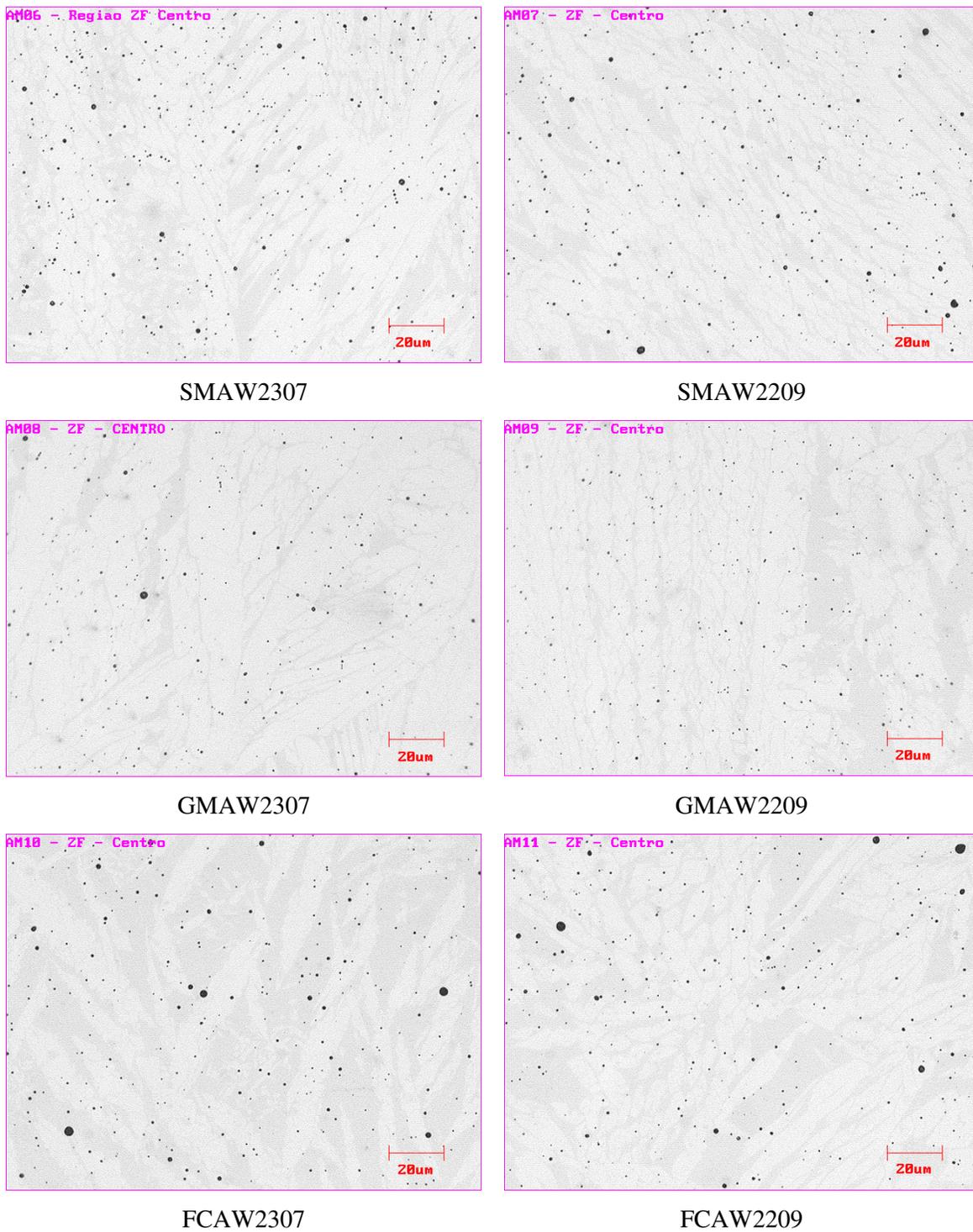


Figura 55: Análise por MO sem ataque da zona fundida no centro da espessura.

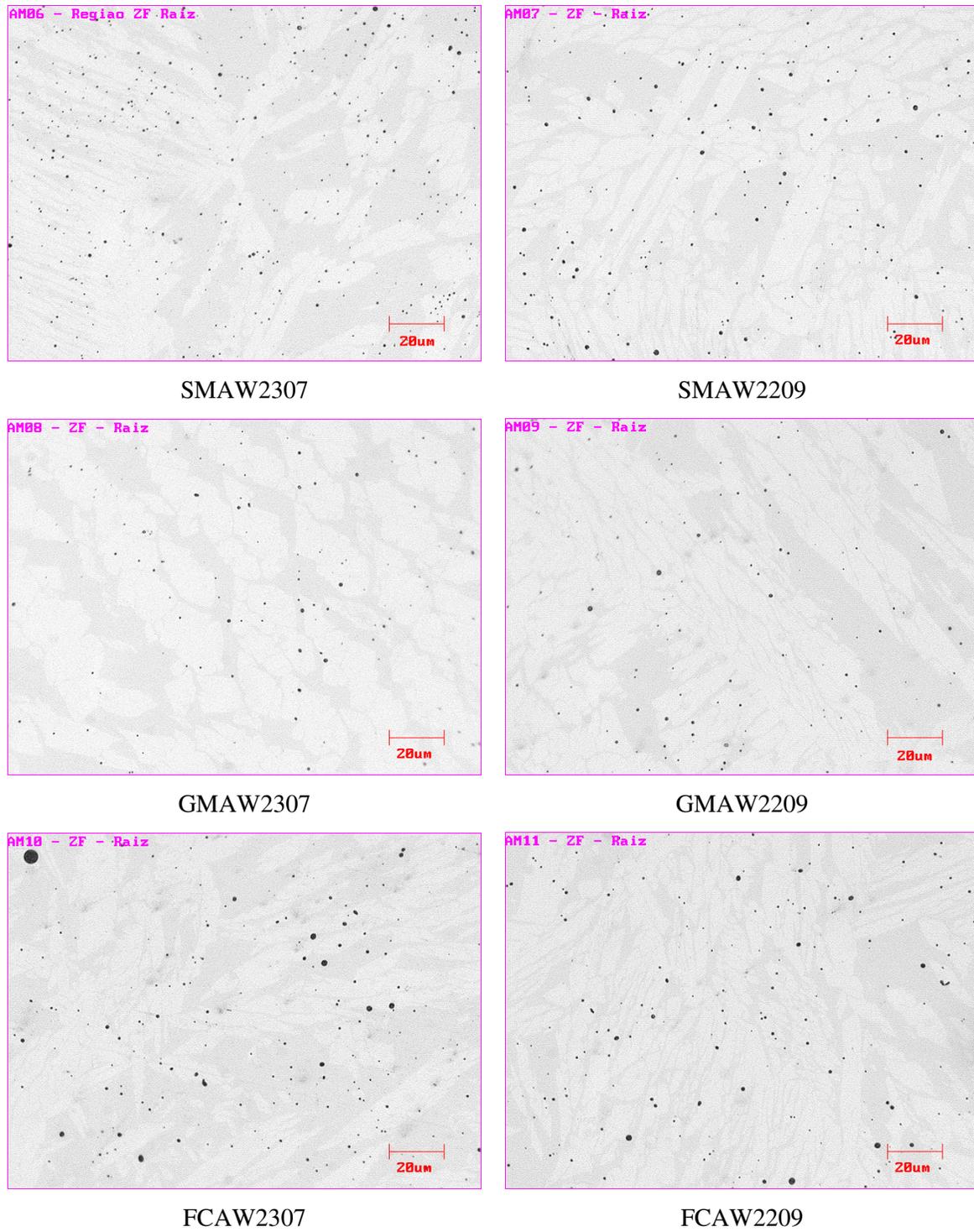


Figura 56: Análise por MO sem ataque da zona fundida na raiz.

Através da Tabela 24 e Figura 57 constata-se um baixo teor de inclusões na zona fundida de todas amostras, entretanto observam-se maiores valores médios para os ensaios em que foram utilizados os processos de soldagem que geram escória, SMAW e FCAW, quando comparado ao processo GMAW. É provável que tal fato tenha correlação direta com os maiores valores de tenacidade para o ultimo. Quando se comparam as regiões da ZF (Figura 57), fica evidente que a raiz apresentou os menores teores de inclusões, enquanto a superfície e o centro de espessura apresentaram valores semelhantes, não sendo possível identificar nenhuma tendência.

Tabela 24: Proporção de inclusões presentes na superfície (ZF-CSS), centro da espessura (ZF-CSCE) e raiz (ZF-CSR) da zona fundida.

Experimento	ZF-CSS	ZF-CSCE	ZF-CSR	Média
SMAW2307	0,72	0,66	0,37	$0,6 \pm 0,2$
SMAW2209	0,65	0,57	0,39	$0,5 \pm 0,1$
GMAW2307	0,19	0,30	0,15	$0,2 \pm 0,1$
GMAW2209	0,24	0,20	0,15	$0,20 \pm 0,05$
FCAW2307	0,59	0,64	0,44	$0,6 \pm 0,1$
FCAW2209	0,42	0,55	0,37	$0,4 \pm 0,1$

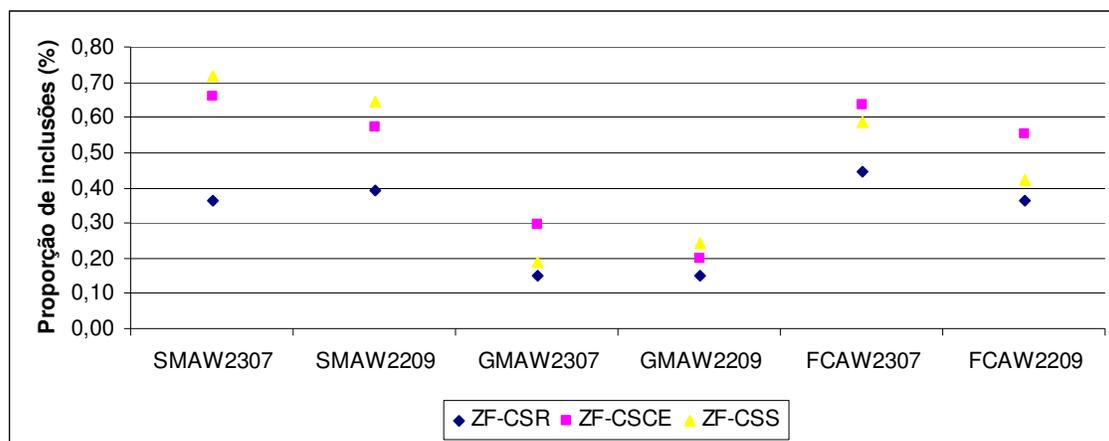


Figura 57: Proporção de fases não metálicas presente na superfície (ZF-CSS), centro da espessura (ZF-CSCE) e raiz (ZF-CSR) da zona fundida.

A zona termicamente afetada se mostrou com menor quantidade desses mesmos óxidos, conforme evidenciado pela Figura 58, onde a proporção dos mesmos foi semelhante ao do metal de base, conforme Tabela 8, o que era esperado.



Figura 58: Transição da ZF e ZTA da amostra SMAW2307. As imagens são representativas para os demais testes.

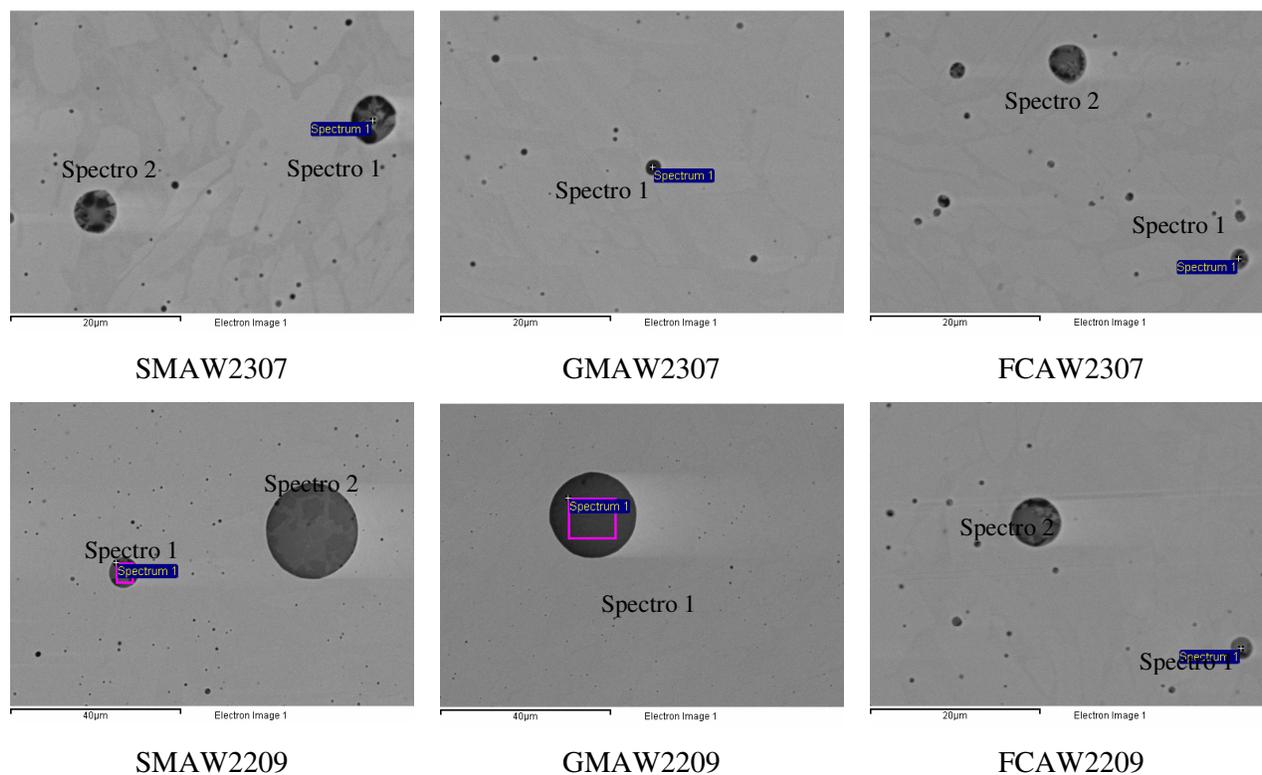


Figura 59: Imagens obtidas via MEV e identificação das inclusões analisadas por EDS.

Conforme já mencionado, foram executadas análises via MEV com EDS nas inclusões não metálicas encontradas nas regiões indicadas na Figura 59. As composições químicas obtidas (Tabela 25) permitiram a inferência do tipo provável de inclusão, assim como descrito na Tabela 26. Dessa maneira, nota-se que grande parte das inclusões se mostraram provavelmente como MnO e SiO₂, exceto para os experimentos GMAW2209 e FCAW2209, em que também foi possível verificar a provável presença, respectivamente, de Al₂O₃ e TiO₂.

Tabela 25: Composição das inclusões apresentadas na Figura 59.

Teste	Spectro	Elemento										
		C	O	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Outros Elementos
SMAW2307	1	10,45	38,68	0,26	14,22	5,25	15,69	14,11	1,03	-	-	0,31V
	2	15,09	38,36	0,67	17,04	1,50	3,85	19,24	2,84	-	-	1,41 S
SMAW2209	1	-	39,38	0,26	19,55	2,66	8,79	22,34	5,81	-	1,21	0,00
	2	-	41,82	0,61	19,13	3,92	8,98	25,54	-	-	3,15	0,00
GMAW2307	1	9,89	26,24	4,83	8,12	0,29	11,53	13,12	24,11	1,87	0,00	0,00
GMAW2209	1	-	50,38	27,62	5,47	-	1,11	3,13	-	-	0,00	4,59 Mg + 7,70Ca
FCAW2307	1	6,49	24,90	-	8,01	2,80	20,70	10,51	22,83	2,67	-	0,30S+0,79Zr
	2	8,34	36,89	-	12,47	6,38	12,04	20,06	3,12	-	-	0,70S
FCAW2209	1	3,47	27,74	0,27	2,57	10,67	22,14	16,57	15,00	1,57	-	0,00
	2	5,99	38,52	0,64	16,04	3,92	4,83	27,11	1,01	-	-	0,87S+1,07Zr

Tabela 26: Tipo de inclusão provável para cada um dos espectros apresentados na Tabela 25.

Teste	Spectro	Tipo de inclusão (provável)
SMAW2307	1	Óxido de Mn e Si
	2	Óxido de Mn e Si
SMAW2209	1	Óxido de Mn e Si
	2	Óxido de Mn e Si
GMAW2307	1	Óxido de Mn e Si
GMAW2209	1	Óxido de Al
FCAW2307	1	Óxido de Mn e Si
	2	Óxido de Mn e Si
FCAW2209	1	Óxido de Mn e Ti
	2	Óxido de Mn e Si

5. CONCLUSÕES

A partir desse trabalho foi possível concluir que:

Caracterização do metal de base e consumíveis de soldagem

1. Os consumíveis do tipo 2307 apresentaram PRE_N inferiores aos 2209, principalmente devido à contribuição do molibdênio presente nos últimos. Entretanto, todos os consumíveis de soldagem apresentaram PRE_N superiores ao do metal de base, indicando uma maior resistência à corrosão localizada do metal de solda com relação ao MB. Isso mostra que em termos de resistência a corrosão localizada tanto os consumíveis do tipo 2307 quanto ao tipo 2209 são adequados à soldagem do AILD UNS S32304.
2. O emprego do gás de proteção $95\%Ar+3\%CO_2+2\%N_2$ em comparação ao $75\%Ar+25\%CO_2$ na soldagem do arame tubular 2307 resultou em um aumento de 51 para 53% na fração de austenita. Entretanto, esse aumento não foi considerado significativo para justificar a utilização do primeiro gás, até porque em ambas as situações o teor de austenita foi superior ao do metal de base, o qual apresentou 50% de austenita;
3. Todos os consumíveis apresentaram limite de resistência, limite de escoamento e alongamento superiores aos do metal de base. No caso do teste de Charpy a $-30^\circ C$, apenas os arames sólidos apresentaram valores maiores de energia absorvida que o MB, porém para todos eles a energia absorvida foi maior que 27J;
4. Os consumíveis do tipo 2209 em relação aos 2307, mostraram maiores limites de resistência e escoamento, em contrapartida com um inferior alongamento. Realizando-se a mesma comparação para a energia absorvida no impacto Charpy a $-30^\circ C$, ambas foram muito próximas, não havendo diferenças significativas para os consumíveis 2209 ou 2307;
5. Através de uma comparação entre os processos de soldagem, notou-se que os com geração de escória, SMAW e FCAW, apresentaram menores energias absorvidas no ensaio Charpy a $-30^\circ C$ que o GMAW. Entretanto, o FCAW teve um superior desempenho nesse quesito

que o SMAW.

Testes GTAW autógeno para determinação da energia de soldagem

6. Para todos os quatro experimentos a ZF mostrou elevada ferritização, apresentando proporções de austenita de 3 a 6%, o que são considerados teores demasiadamente baixos, visto que o MB possui cerca de 50% de γ . Portanto, a soldagem autógena com gás de proteção 100%Ar, nas condições testadas, não é recomendada para soldagem do AILD UNS S32304;
7. O aumento da energia de soldagem levou a uma maior proporção de austenita, entretanto, não foi observada nenhuma diferença desse parâmetro para as energias de 2,0 e 2,5 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$, através das quais foram obtidas as maiores frações de γ (24%).

Testes de avaliação dos processos SMAW, GMAW e FCAW

8. A produtividade dos processos de soldagem, em $\text{m}\cdot\text{h}^{-1}$, em ordem crescente foi SMAW < GMAW < FCAW. O processo FCAW foi o mais produtivo entre todos os métodos de soldagem avaliados, com produtividade até 111,11% superior ao SMAW e até 18,75% maior que o GMAW;
9. Pelo ensaio de raios-X, verificou-se que ocorreram porosidades consideradas aceitáveis segundo ASME B31.3 nos experimentos SMAW2209, GMAW 2307, GMAW2209 e FCAW2209. Ao contrário, os testes SMAW2307 e FCAW2209 se apresentaram isentos de qualquer tipo de descontinuidade. Apesar disso, foram obtidos resultados satisfatórios para os ensaios mecânicos de tração, dobramento e Charpy. No primeiro, todas as rupturas ocorreram no metal de base com limite de resistência superior ao mesmo, já no segundo não houve a ocorrência de defeitos e no terceiro a energia absorvida foi sempre superior a 27J a -30°C . Nesse caso, foi observado o mesmo comportamento já descrito na caracterização do metal de base e consumíveis de soldagem, ou seja, o processo GMAW apresentou maiores energias que o FCAW e SMAW. Sendo assim, é possível afirmar que as juntas soldadas com os consumíveis e procedimentos descritos nesse trabalho apresentaram excelente comportamento mecânico;

10. Em geral, a raiz apresentou excesso de reforço e, no caso dos arames tubulares, bordas com ângulo reto, sendo possível inferir que um suporte cerâmico de formato côncavo, ao invés do retangular, teria um melhor desempenho;
11. A microestrutura da ZF apresentou teores de austenita de 38% a 59% tanto na região próxima a superfície quanto na raiz não sendo possível observar diferenças significativas entre essas, entretanto a ZF reaquecida mostrou elevado teor dessa mesma microestrutura (de 59 a 71%). Não foi possível constatar discrepâncias entre os experimentos na ZF, levando a afirmar que, em termos microestruturais, todos os consumíveis testados podem ser considerados adequados para soldagem do aço UNS S32304;
12. A ZTA apresentou elevada ferritização tanto na raiz quanto na superfície e menor no centro da espessura. Apesar disso, não foi observada queda de energia absorvida no ensaio Charpy nessa região;
13. Também é possível afirmar que a microestrutura dessa região depende fortemente da energia de soldagem, pois os testes com o processo SMAW apresentaram maiores proporções de austenita que, por desvio experimental, foram soldados com energia de soldagem ligeiramente maior;
14. Foram encontradas inclusões não metálicas de perfil esférico na ZF em maiores proporções que no MB. Os processos SMAW e FCAW apresentaram teores similares dessas inclusões, sendo esses, porém, pelo menos 2 vezes maiores que para o processo GMAW. Tal fato pode estar associado a maior tenacidade do último.
15. Tais inclusões apresentam composição típica de óxidos de manganês, silício, alumínio e titânio, sendo possível descartar a possibilidade dos mesmos serem fases deletérias, como Sigma, Chi e CrN₂.

6. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Estudar a resistência à corrosão das juntas.
- Caracterizar as juntas soldadas quanto aos precipitados e correlacioná-los à resistência à corrosão do material.
- Estudar os mecanismos de formação dos precipitados.
- Realizar testes com maiores energias de soldagem, buscando maior proporção de austenita.
- Realizar a soldagem do passe de raiz com suportes cerâmicos do tipo côncavo.
- Realizar ensaios de corrosão usando a mesma solução corrosiva de ambientes severos, simulando exatamente o ambiente de aplicação desses materiais.

ABSTRACT

The duplex stainless steels (DSS) have been presented as an excellent alternative for applications where high corrosion resistance and high mechanical strength are required. In parallel, it has been seen a rush of the DSS's manufacturers to obtain ever cheaper alloys. In this context, the lean duplex stainless steels (LDSS) come up with lower levels of high cost alloying elements, such as nickel and molybdenum. However, the DSS, including the LDSS, has worse weldability in comparison with the austenitic stainless steels, due to the difficulty in maintaining sufficient proportions of austenite in the heat affected zone (HAZ) in parallel with no precipitation of deleterious intermetallic phases in the microstructure. Thus, this study aims to evaluate the multipass welding of 22mm thick plates of the lean duplex stainless steel alloy UNS S32304. Initially, it was carried out the characterization of the base metal and welding consumables. Then, in order to determine the heat input to be applied in later stage, specimens were welded by bead on plate technique using autogenous GTAW process with four different heat input (HI): 1.0; 1.5; 2.0; 2.5 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$. Lastly, six specimens were welded through the SMAW, GMAW and FCAW processes applying consumables of two different chemical composition, 2209 (22% Cr, 9% Ni and 3% Mo) and 2307 (23% Cr and 7 % Ni). It was determined the productivity by acquiring the open arc time, while the soundness was evaluated through the x-ray tests. After that, it was extracted specimens for tensile, bending, Charpy, macrography, microhardness, optical microscopy and SEM with EDS tests. Both the base metal and welding consumables have presented chemical composition and mechanical properties within the ranges specified by the standards for each material. The GTAW weld metal (WM) presented coarse ferrite grains and low level of austenite, while the HAZ showed high ferritization, but at a lower intensity than the WM. The HI of 2.0 $\text{kJ}\cdot\text{mm}^{-1}$ has been chosen by its relatively higher proportion of austenite. Acceptable discontinuities according ASME B31.1 were found in some of the experiments, but it did not influence the mechanical results, which have presented above the base metal and standards. The metallographic analysis showed the austenite proportion above 48% in the WM microstructure, while it was obtained in some cases 17% of austenite in the heat affected zone. The welding process that produces slag (SMAW and FCAW) have presented higher levels of non-metallic inclusions, identified by EDS as oxides of Mn, Si, Ti and Al. So, it was possible to obtain sound welds that met the mechanical requirements in all experiments, however, all experiments had low proportions of austenite in the HAZ, which suggests increasing the heat input in future work.

Key-words: Duplex, Lean Duplex, Weldability, Multipass Welding.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] GENET M.; OROBAN C.. Steel, Alloys and Stainless. Laplace Conseil and COMC 2010. In: Stainless Steel World, Beaune, October 2010. Disponível em: <<http://www.worldstainless.org/NR/rdonlyres/15DDB61C-4F41-4639-8335-F16488C840BD/6105/DuplexConferenceLaplaceConseilCOMC.pdf>>. Acesso em: 26/02/2012.
- [2] ALVAREZ-ARMAS I.. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. Recent Patents on Mechanical Engineering 2008, 1, 51-57, 2008.
- [3] OLSSON J, LILJAS M. 60 years of DSS applications. In: NACE Corrosion 94 Conf, paper No. 395, Baltimore, MD, 1994.
- [4] POHL M. The Ferrite/Austenite Ratio of Duplex Stainless Steels. Zeitschrift Metallkunde. (2) 86, pp. 97-102. 1995.
- [5] COOPETEC Fundação. Aços Duplex e Superduplex, Estado da Arte.
- [6] ASM, American Society for Metals (1990) Metals Handbook – Volume 1 – Properties and selection: Irons, Steels and High performance alloys , ASM International, US.
- [7] MODENESI P. J. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis. ColeçãoTecnologia da Soldagem. Osasco-SP, 2001, p.13.
- [8] OGAWA T.; KOSEKI T., 1989. Effect of composition profiles on metallurgy and corrosion behavior of duplex stainless steel weld metals. Welding Journal. V68 N5, pp 181-s to 191-s. 1989.
- [9] HOLLOWAY G.; FARRAR J. Welding consumables of duplex and superduplex stainless steels-optimizing properties after heat treatment. In: Proc. Duplex Stainless Steels 91. Les Editions de Physique, France, 1991;571.
- [10] WESTIN, E. M.. Microstruture and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101[®]. Doctoral Thesis in Material Science. Stockholm, Sweden, 2010.
- [11] GUNN R. Duplex Stainless Steels: Microstructure, properties and applications. Ed. by Gunn R.N., Abington Publishing, Cambridge England, 1997.
- [12] TSUGE H.; TARUTANI Y.; and KUDO T.. The Effect of Nitrogen on the Localized Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Simulated Weldments. Corrosion, vol. 44, p.305-314, 1988.

- [13] OLSSON C. A. The influence of nitrogen and molybdenum on passive films formed on the austenoferritic stainless steel 2205 studied by AES and XPS. *Corrosion Science*, vol. 37, p. 467-479, 1995.
- [14] LILJAS, M.; QVARFORT, R. Influence of nitrogen on weldments in UNS S31803. In: *Duplex, stainless steels '86. Proceedings. The Hague, 1986*, p. 244-256.
- [15] KUDO T., TSUGE H., MOROISHI T.. Stress Corrosion Cracking Resistance of 22%Cr Duplex Stainless Steel in Simulated Sour Environments. *Corrosion*, vol. 45. 831-838. 1989.
- [16] K. K. Baek, C.S. Lim, H.J. Sung, *Stainless steel world* 10 (1998) 5 28-31.
- [17] B. Holmberg, *Stainless steel world* 9 (1997) 2 28-33 / *ACOM* 13 (1997) 3 1-7.
- [18] S. Hertzman, R. Pettersson, K. Blom, E. Kivineva, J. Eriksson, *ISIJ Int.* 36 (1996) 7 968-976.
- [19] M. Vilpas, H. Hänninen, *Materi, Sci. Forum* 318-320 (1999) 603-608.
- [20] T. Ogawa, T. Koseki, *Weld. J.* 68 (1989) 5 181s-191s.
- [21] R.F.A. Jargelius Pettersson, S. Hertzman, P. Szakalos, P.J. Ferreira, *Proc. Duplex stainless steel '94, Glasgow, Scotland, TWI*, 2 (1995) 461-472.
- [22] B. Josefsson, *Proc. Stainless Steels '91, Chiba, ISIJ* (1991) 1069-1076.
- [23] R. Mundt, H. Hoffmeister, *Proc. Stainless steels '84, Gothenburg, Sweden, CHT* (1985) 315-322.
- [24] Atamert, S.; King, J.E. Super duplex stainless steels-part 1 heat affected zone microstructures. *Materials Sc. And Tech.* v. 8, n. 10, p. 896-911, 1992.
- [25] Avesta. How to weld duplex stainless Steels.
- [26] Pettersson C.; Fager S..Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507. AB Sandvik Steel, Sweden, 1995.
- [27] Londoño, A.J.R.. *Precipitação de Fases Intermetálicas na ZAC de Soldagens Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex. USP, São Paulo-SP, 2001.*
- [28] ASME II Part C. Specifications for Welding Rods Electrodes and Filler Metals. ASME, 2010.
- [29] ASTM A240 / A240M - 11b. Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels and for General Applications
- [30] Modenesi P. J., Marques P. V., Santos D. B.. *Introdução à Metalurgia da Soldagem. Apostila, p.54, 2006.*

- [31] Practical guideline for the fabrication of duplex stainless steels. IMO, London, 2^o ed, 2009.
- [32] ASME IX 2010. ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX: Welding and Brazing Qualifications. ASME, 2010.
- [33] ASTM A370 - 11a Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
- [34] SBM SPF92033A1. FPSO FABRICATION, WELDING AND ERECTION SPECIFICATION. Switzerland, 2011.
- [35] ASME B31.3. Process Piping. ASME, 2002.
- [36] Junior R. C. Soldagem com backings cerâmicos. Revista Solução, n^o 11, Brasil, 2009.
- [37] NSSC. Nippon Steel and Sumikin Stainless Steel Corporation. Duplex Stainless Steel. Ed. 02-1. 09/2010
- [38] Nilsson, J.O.; Karlsson, L.; Andersson, J.O. Formazione ed effetto dell'austenite secondaria nei cordoni di saldatura di acciai inossidabili duplex e superduplex. L' acciaio Inossidabile. N. 1, p. 18-22, 1994.
- [39] Solomon, H.D. Age hardening in a duplex stainless steel. In: Conference Duplex Stainless Steels'82, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, 1983, p. 41-69.
- [40] Atamert, S.; King, J.E. Intragranular nucleation of austenite. Z. Metallkde. V. 82, n. 3, p. 230-239, 1991.
- [41] Ramirez, A.J.; Brandi, S.D.; Lippold, J.C. Precipitação de austenita secundaria na ZAC de soldas multipasse de aços inoxidáveis duplex: Estudo a partir de microestruturas simuladas. In: XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Curitiba-PR, 2000. proceedings. Brazil, ABS, 2000.
- [42] Ramirez, A.J.; Brandi, S.D.; Lippold, J.C. HAZ secondary austenite formation in duplex stainless steels during multipass welding. In: 81th Annual AWS Convention, Chicago-IL, 2000. proceedings, USA, AWS, 2000.
- [43] Xavier, C.R.; Castro, J. A.. Relatório Técnico do trabalho sobre a soldagem do aço inoxidável duplex 2205. UniFOA/UFF.

ANEXO A

A.1 Parâmetros de soldagem detalhados do experimento SMAW2307

ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM							DATA:	23/09/2011
PRODUTO: OK67.56 3,20mm			IDENTIFICAÇÃO: CP06		CÓDIGO: SMAW2307			
Corrente: CC +					Gás: NA		VAZÃO: NA	
Nº CAMADA	Nº PASSE	COMP. SOLDA (mm)	DIAM. (mm)	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)	TEMPO (s)	HEAT INPUT (KJ/mm)	TEMPERAT. INTERPASSE (°C)
1	1	355	3,25	85	25	189,0	1,13	Amb.
2	2	355	3,25	134	30	153,9	1,70	Amb.
3	3	355	3,25	136	30	146,2	1,67	< 100
4	4	355	3,25	135	30	154,6	1,76	< 100
	5	355	3,25	136	30	162,1	1,82	< 100
5	6	355	3,25	135	31	154,7	1,76	< 100
	7	355	3,25	135	31	141,8	1,67	< 100
6	8	355	3,25	135	31	144,7	1,70	< 100
	9	355	3,25	135	31	146,2	1,72	< 100
7	10	355	3,25	135	31	126,3	1,48	< 100
	11	355	3,25	135	32	132,0	1,60	< 100
	12	355	3,25	135	32	138,4	1,68	< 100
8	13	355	3,25	135	31	141,8	1,66	< 100
9	14	355	3,25	135	32	137,4	1,66	< 100
	15	355	3,25	135	32	130,3	1,58	100< T < 150
	16	355	3,25	135	32	145,7	1,77	100< T < 150

A.2 Parâmetros de soldagem detalhados dos experimentos SMAW2209

ACOMPANHAMENTO DE SOLDAGEM							DATA:	26/09/2011
PRODUTO: OK67.50 4,00MM			IDENTIFICAÇÃO: CP07			CÓDIGO: SMAW2209		
Corrente: CC +					Gás: NA		VAZÃO: NA	
Nº CAMADA	Nº PASSE	COMP. SOLDA (mm)	DIAM. (mm)	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)	TEMPO (s)	HEAT INPUT (KJ/mm)	TEMPERAT. INTERPASSE (°C)
1	1	355	4	140	29	176,0	2,01	Amb.
2	2	355	4	160	29	138,6	1,81	Amb.
3	3	355	4	160	28	141,1	1,78	100< T < 150
4	4	355	4	160	29	129,0	1,68	100< T < 150
	5	355	4	160	28	141,0	1,77	100< T < 150
5	6	355	4	160	29	124,5	1,63	100< T < 150
	7	355	4	160	28	136,5	1,72	100< T < 150
6	8	355	4	160	29	127,3	1,66	100< T < 150
	9	355	4	160	30	102,6	1,38	100< T < 150
7	10	355	4	160	29	122,5	1,60	100< T < 150
	11	355	4	160	29	131,1	1,71	100< T < 150
	12	355	4	160	28	148,8	1,87	100< T < 150
8	13	355	4	160	29	134,2	1,75	100< T < 150
9	14	355	4	160	29	139,7	1,82	100< T < 150
	15	355	4	160	29	130,3	1,70	100< T < 150
	16	355	4	160	28	160,9	2,00	100< T < 150

A.3 Parâmetros de soldagem detalhados dos experimentos GMAW2307

CONTROLE DE SOLDAGEM							DATA:	30/09/2011
PRODUTO: OK Autrod 2307 1,00mm			IDENTIFICAÇÃO: CP08			CÓDIGO: GMAW2307		
Corrente: CC +					Gás: Star Gold SS		VAZÃO: 18 L/min	
Nº CAMADA	Nº PASSE	COMP. SOLDA (mm)	DIAM. (mm)	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)	TEMPO (s)	HEAT INPUT (KJ/mm)	TEMPERAT. INTERPASSE (°C)
1	1	385	1,0	210	29	170	2,69	Amb.
2	2	385	1,0	210	29	100	1,58	Amb.
	3	385	1,0	210	29	100	1,58	100 < T < 150
3	4	385	1,0	210	29	100	1,58	100 < T < 150
	5	385	1,0	210	29	100	1,58	100 < T < 150
4	6	385	1,0	210	29	100	1,58	100 < T < 150
	7	385	1,0	215	29	100	1,62	100 < T < 150
	8	385	1,0	215	29	100	1,62	100 < T < 150
5	9	385	1,0	215	29	100	1,62	100 < T < 150
6	10	385	1,0	215	29	100	1,62	100 < T < 150
	11	385	1,0	215	29	100	1,62	100 < T < 150
	12	385	1,0	215	29	100	1,62	100 < T < 150
	13	385	1,0	215	29	100	1,62	100 < T < 151

A.4 Parâmetros de soldagem detalhados dos experimentos GMAW2209

CONTROLE DE SOLDAGEM							DATA:	01/10/2011
PRODUTO: OK Autrod 2209 1,00mm			PRODUÇÃO: GMAW 2209			CÓDIGO: CP9		
Corrente: CC +					Gás: Star Gold SS		VAZÃO: 18 L/min	
Nº CAMADA	Nº PASSE	COMP. SOLDA (mm)	DIAM. (mm)	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)	TEMPO (s)	HEAT INPUT (KJ/mm)	TEMPERAT. INTERPASSE (°C)
1	1	358	1,0	195	29	140	2,21	Amb.
2	2	358	1,0	215	29	92	1,60	< 100
3	3	358	1,0	210	29	92	1,56	100 < T < 150
	4	358	1,0	210	29	92	1,56	100 < T < 150
	5	358	1,0	215	29	92	1,60	100 < T < 150
4	6	358	1,0	210	29	92	1,56	100 < T < 150
	7	358	1,0	210	29	92	1,56	100 < T < 150
	8	358	1,0	210	29	92	1,56	100 < T < 150
5	9	358	1,0	210	29	92	1,56	100 < T < 150
	10	358	1,0	215	29	92	1,60	100 < T < 150
	11	358	1,0	210	29	92	1,56	100 < T < 150
6	12	358	1,0	215	29	92	1,60	100 < T < 150
	13	358	1,0	215	29	92	1,60	100 < T < 150
	14	358	1,0	215	29	92	1,60	100 < T < 150

A.5 Parâmetros de soldagem detalhados dos experimentos FCAW2307

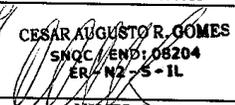
ESAB		CONTROLE DE SOLDAGEM					DATA:	27/09/2011	
PRODUTO: Shield Bright 2307 1,20mm			IDENTIFICAÇÃO: CP10			CÓDIGO: FCAW2307			
Corrente: CC +					Gás: C 25		VAZÃO: 18 L/min		
Nº CAMADA	Nº PASSE	COMP. SOLDA (mm)	DIAM. (mm)	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)	TEMPO (s)	HEAT INPUT (KJ/mm)	TEMPERAT. INTERPASSE (°C)	
1	1	355	1,2	208	29	92	1,57	Amb.	
2	2	355	1,2	210	29	92	1,58	< 100	
3	3	355	1,2	210	29	92	1,58	100 < T < 150	
	4	355	1,2	210	29	92	1,58	< 100	
4	5	355	1,2	210	29	92	1,58	100 < T < 150	
	6	355	1,2	210	29	92	1,58	100 < T < 150	
5	7	355	1,2	210	29	92	1,58	100 < T < 150	
	8	355	1,2	210	29	92	1,58	100 < T < 150	
6	9	355	1,2	210	29	92	1,58	100 < T < 150	
	10	355	1,2	210	29	92	1,58	100 < T < 150	
7	11	355	1,2	210	29	92	1,58	100 < T < 150	
	12	355	1,2	210	29	92	1,58	100 < T < 150	
	13	355	1,2	210	29	92	1,58	100 < T < 150	

A.6 Parâmetros de soldagem detalhados dos experimentos FCAW2209

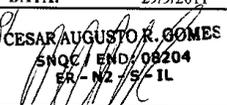
CONTROLE DE SOLDAGEM							DATA:	29/09/2011
PRODUTO: OK Tubrod 14.27 1,20mm			IDENTIFICAÇÃO: CP11			CÓDIGO: FCAW2209		
Corrente: CC +					Gás: C 25		VAZÃO: 18 L/min	
Nº CAMADA	Nº PASSE	COMP. SOLDA (mm)	DIAM. (mm)	CORRENTE (A)	TENSÃO (V)	TEMPO (s)	HEAT INPUT (KJ/mm)	TEMPERAT. INTERPASSE (°C)
1	1	358	1,2	210	29	92	1,56	Amb.
2	2	358	1,2	210	29	102	1,73	Amb.
	3	358	1,2	205	29	102	1,71	< 100
	4	358	1,2	210	29	92	1,56	Amb.
3	5	358	1,2	210	29	92	1,56	< 100
	6	358	1,2	210	29	92	1,56	100 < T < 150
4	7	358	1,2	210	29	92	1,56	100 < T < 150
	8	358	1,2	210	29	92	1,56	100 < T < 150
	9	358	1,2	210	29	92	1,56	100 < T < 150
5	10	358	1,2	210	29	92	1,56	100 < T < 150
	11	358	1,2	210	29	92	1,56	100 < T < 150
	12	358	1,2	210	29	92	1,56	100 < T < 150

ANEXO B

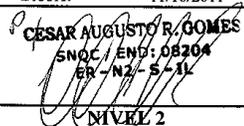
B.1 Relatório de ensaio de raios-x do experimento SMAW2307

		RELATÓRIO DE ENSAIO RADIOGRÁFICO				N.º: 035.710.0638/11			
						Folha: 1/1			
IDENTIFICAÇÃO									
CLIENTE: ESAB S/A INDUSTRIA E COMERCIO					O.S.: 518/2011	DATA DO TESTE: 28/9/2011			
ESPECIFICAÇÃO: OK 67.56 3,25 mm					LOCALIZAÇÃO: QUALITEC - IBIRITÉ - MG				
NOME DA PEÇA: MESTRADO - RONALDO					CONDIÇÕES SUPERFICIAIS: ESCOVADA				
CONDIÇÕES RADIOGRÁFICAS									
PROC. DE ENSAIO N.º E REVISÃO: PT RG 02 REV. 2			METAL DE BASE: UNS S 32304		METAL DE ADIÇÃO: EN EZ 23 7 NLR				
NORMA DE REFERÊNCIA: ASME B31.1			PROC. DE SOLDA: SMAW		TÉCNICA DE EXPOSIÇÃO: () PD/VS () PD/VD (X) PS/VS () EP () ES				
PARÂMETROS	TENSÃO	CORRENTE	FOCO	APARELHO	IQI	FIO ESSENCIAL			
RAIOS - X	-X-	-X-	-X-	-X-	DIN FE 6 ISO 12	9			
TIPO DE FONTE	N.º DA FONTE	ATIVIDADE	FOCO	NIVEL 1	ECRANS	FILME			
IRÍDIO 192	6253	61,97 Ci	3.0 X 2,0 mm	9873	Pb 0.005" / 0.010"	CL II			
IDENTIFICAÇÃO DO FILME					Ø EXT.	ESP. (mm)	DESCONT.	RESULTADO	
1	OK 67.56 3,25 mm CP 06 F 01 SD - EDUARDO LAGE			-	22,0	N	X		
2									
3									
4									
5									
6									
7									
8									
9									
10									
11									
12									
13									
14									
15									
16									
17									
18									
19									
20									
21									
22									
23									
24									
25									
SIMBOLOGIA: N - Sem Descontinuidades PO - Poro FP - Falta de penetração MO - Mordedura									
IS - Inclusão de Escória T - Trinca FF - Falta de Fusão CO - Concavidade									
HB - Passe Oco RE - Rechupe IT - Incl. Tungstênio MR - Mordedura na raiz									
DEC - Fazer Exame Complementar									
OBSERVAÇÕES: PROGRAMAÇÃO N.º: 60/2011									
Relatório revisado conforme RNC ESAB 02/02/2012. Alterações: Metal base de AISI 304 para UNS S 32304 / Metal de Adição de AWS ER 2307 para EN EZ 23 7 NLR / Especificação de Shield Bright 2307 Ø1,20mm LOTE: PV1100259 para OK 67.56 3,25 mm / Norma de ASME SFA - 5.9 para ASME B31.1 / Espessura de 19,0mm para 22,0mm.									
DATA: 29/9/2011		DATA:			DATA:				
 CESAR AUGUSTO R. GOMES SNOC / END: 06204 ER / N2 - 5 - IL NIVEL 2		CONTROLE DA QUALIDADE			CLIENTE / FISCALIZAÇÃO				

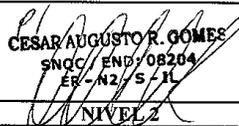
B.2 Relatório de ensaio de raios-x do experimento SMAW2209

		RELATÓRIO DE ENSAIO RADIOGRÁFICO				N.º: 035.710.0639/11			
						Folha: 1/1			
IDENTIFICAÇÃO									
CLIENTE: ESAB S/A INDUSTRIA E COMERCIO				O.S.: 518/2011	DATA DO TESTE: 28/9/2011				
ESPECIFICAÇÃO: OK 67.50 4,0 mm				LOCALIZAÇÃO: QUALITEC - IBIRITÉ - MG					
NOME DA PEÇA: MESTRADO - RONALDO				CONDIÇÕES SUPERFICIAIS: ESCOVADA					
CONDIÇÕES RADIOGRÁFICAS									
PROC. DE ENSAIO Nº E REVISÃO: PT RG 02 REV. 2		METAL DE BASE: UNS S 32304		METAL DE ADIÇÃO: AWS E 2209-17 / EN EZ23 7 NLR					
NORMA DE REFERÊNCIA: ASME B31.1		PROC. DE SOLDA: SMAW		TÉCNICA DE EXPOSIÇÃO: () PD/VS () PD/VD (X) PS/VS () EP () ES					
PARÂMETROS	TENSÃO	CORRENTE	FOCO	APARELHO	IQI	FIO ESSENCIAL			
RAIOS - X	-X-	-X-	-X-	-X-	DIN FE 6 ISO 12	9			
TIPO DE FONTE	Nº DA FONTE	ATIVIDADE	FOCO	NIVEL 1	ECRANS	FILME			
IRÍDIO 192	6253	61,97 CI	3,0 X 2,0 mm	9873	Pb 0.005" / 0.010"	CL II			
IDENTIFICAÇÃO DO FILME					Ø EXT.	ESP. (mm)	DESCONT.	RESULTADO APROV. REPROV.	
1	OK 67.50 4,0 mm		CP 07	F 01	SD - EDUARDO LAGE	-	22,0	PO	X
2									
3									
4									
5									
6									
7									
8									
9									
10									
11									
12									
13									
14									
15									
16									
17									
18									
19									
20									
21									
22									
23									
24									
25									
SIMBOLOGIA: N - Sem Descontinuidades PO - Poro FP - Falta de penetração MO - Mordedura									
IS - Inclusão de Escória T - Trinca FF - Falta de Fusão CO - Concavidade									
HB - Passe Oco RE - Rechupe IT - Incl. Tungstênio MR - Mordedura na raiz									
DEC - Fazer Exame Complementar									
OBSERVAÇÕES: PROGRAMAÇÃO Nº.: 60/2011									
Relatório revisado conforme RNC ESAB 02/02/2012. Alterações: Metal base de AISI 304 para UNS S 32304 / Metal de Adição de ER 2209 para AWS E 2209-17/EN EZ23 7 NLR / Especificação de OK Autrod 2209 Ø1,00mm LOTE: IT18032 para OK 67.50 4,0 mm Norma de ASME SFA - 5.9 para ASME B31.1 / Espessura de 19,0mm para 22,0mm.									
DATA: 29/9/2011		DATA:			DATA:				
 CESAR AUGUSTO R. GOMES SNQC / END / 06204 ER - N2 / S - 1L									
NIVEL 2		CONTROLE DA QUALIDADE			CLIENTE / FISCALIZAÇÃO				

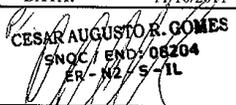
B.3 Relatório de ensaio de raios-x do experimento GMAW2307

		RELATÓRIO DE ENSAIO RADIOGRÁFICO				N.º: 035.636.0149/11			
						Folha: 1/1			
IDENTIFICAÇÃO									
CLIENTE: ESAB S/A INDUSTRIA E COMERCIO					O.S.: 555/2011	DATA DO TESTE: 11/10/2011			
ESPECIFICAÇÃO: OK Autrod 2307 1,0mm					LOCALIZAÇÃO: QUALITEC - IBIRITÊ - MG				
NOME DA PEÇA: MESTRADO - RONALDO					CONDIÇÕES SUPERFICIAIS: ESCOVADA				
CONDIÇÕES RADIOGRÁFICAS									
PROC. DE ENSAIO Nº E REVISÃO: PT RG 02 REV. 2			METAL DE BASE: UNS S 32304		METAL DE ADIÇÃO: EN G 23 7 N L				
NORMA DE REFERÊNCIA: ASME B31.1			PROC. DE SOLDA: GMAW		TÉCNICA DE EXPOSIÇÃO: () PD/VS () PD/VD (X) PS/VS () EP () ES				
PARÂMETROS	TENSÃO	CORRENTE	FOCO	APARELHO	IQI	FIO ESSENCIAL			
RAIOS - X	-X-	-X-	-X-	-X-	DIN FE 6 ISO 12	9			
TIPO DE FONTE	Nº DA FONTE	ATIVIDADE	FOCO	NIVEL 1	ECRANS	FILME			
IRÍDIO 192	6253	55,37 Ci	3.0 X 2,0 mm	9873	Pb 0.005" / 0.010"	CL II			
IDENTIFICAÇÃO DO FILME					Ø EXT.	ESP. (mm)	DESCONT.	RESULTADO	
1	OK Autrod 2307 1,0mm	CP 08	F 01	SD - EDUARDO LAGE	-	22,0	PO	X	
2									
3									
4									
5									
6									
7									
8									
9									
10									
11									
12									
13									
14									
15									
16									
17									
18									
19									
20									
21									
22									
23									
24									
25									
SIMBOLOGIA: N - Sem Descontinuidades PO - Poro FP - Falta de penetração MO - Mordedura IS - Inclusão de Escória T - Trinca FF - Falta de Fusão CO - Concavidade HB - Passe Oco RE - Rechupe IT - Incl. Tungstênio MR - Mordedura na raiz DEC - Fazer Exame Complementar									
OBSERVAÇÕES: PROGRAMAÇÃO Nº.: 61/2011 Relatório revisado conforme RNC ESAB 02/02/2012. Alterações: Metal base de AISI 304 para UNS S 32304 / Metal de Adição de AWS ER 2307 para EN G 23 7 NL / Especificação de Shield Bright 2307 Ø1,20mm para OK Autrod 2307 1,0mm Norma de ASME SFA - 5.9 para ASME B31.1 / Espessura de 19,0mm para 22,0mm.									
DATA: 11/10/2011			DATA:			DATA:			
 CESAR AUGUSTO R. GOMES SNOG / END: 08204 ER - N2 - 5 - 11									
NIVEL 2			CONTROLE DA QUALIDADE			CLIENTE / FISCALIZAÇÃO			

B.4 Relatório de ensaio de raios-x do experimento GMAW2209

		RELATÓRIO DE ENSAIO RADIOGRÁFICO				N.º: 035.636.0150/11		
						Folha: 1/1		
IDENTIFICAÇÃO								
CLIENTE: ESAB S/A INDUSTRIA E COMERCIO					O.S.: 555/2011	DATA DO TESTE: 11/10/2011		
ESPECIFICAÇÃO: OK Autrod 2209 Ø1,00mm					LOCALIZAÇÃO: QUALITEC - IBIRITÉ - MG			
NOME DA PEÇA: MESTRADO - RONALDO					CONDIÇÕES SUPERFICIAIS: ESCOVADA			
CONDIÇÕES RADIOGRÁFICAS								
PROC. DE ENSAIO Nº E REVISÃO: PT RG 02 REV. 2			METAL DE BASE: UNS S 32304			METAL DE ADIÇÃO: AWS ER 2209 - EN G 22 9 N L		
NORMA DE REFERÊNCIA: ASME B31.1			PROC. DE SOLDA: GMAW		TÉCNICA DE EXPOSIÇÃO: () PD/VS () PD/VD (X) PS/VS () EP () ES			
PARÂMETROS	TENSÃO	CORRENTE	FOCO	APARELHO	IQI	FIO ESSENCIAL		
RAIOS - X	-X-	-X-	-X-	-X-	DIN FE 6 ISO 12	9		
TIPO DE FONTE	Nº DA FONTE	ATIVIDADE	FOCO	NIVEL	ECRANS	FILME		
IRÍDIO 192	6253	55,37 Ci	3.0 X 2,0 mm	9873	Pb 0.005" / 0.010"	CL II		
IDENTIFICAÇÃO DO FILME					Ø	ESP.	DESCONT.	RESULTADO
					EXT.	(mm)		APROV. REPROV.
1	OK Autrod 2209 Ø1,00mm	CP 09	F 01	SD - EDUARDO LAGE	-	22,0	PO	X
2								
3								
4								
5								
6								
7								
8								
9								
10								
11								
12								
13								
14								
15								
16								
17								
18								
19								
20								
21								
22								
23								
24								
25								
SIMBOLOGIA: N - Sem Descontinuidades PO - Poro				FP - Falta de penetração		MO - Mordedura		
IS - Inclusão de Escória T - Trinca				FF - Falta de Fusão		CO - Concavidade		
HB - Passe Oco RE - Rechupe				IT - Incl. Tungstênio		MR - Mordedura na raiz		
DEC - Fazer Exame Complementar								
OBSERVAÇÕES:								
PROGRAMAÇÃO Nº.: 61/2011								
Relatório revisado conforme RNC ESAB 02/02/2012. Alterações: Metal base de AISI 304 para UNS S 32304 / Metal de Adição de AWS ER 2209 para AWS ER 2209 - EN G 22 9 N L / Norma de ASME SFA - 5.9 para ASME B31.1 . / Espessura de 19,0mm para 22,0mm.								
DATA:	11/10/2011	DATA:		DATA:				
 CESAR AUGUSTO R. GOMES SNC/ ENB/08204 ER-N2/S-11 NIVEL 2				CONTROLE DA QUALIDADE		CLIENTE / FISCALIZAÇÃO		

B.5 Relatório de ensaio de raios-x do experimento FCAW2307

		RELATÓRIO DE ENSAIO RADIOGRÁFICO				N.º: 035.636.0151/11		
						Folha: 1/1		
IDENTIFICAÇÃO								
CLIENTE: ESAB S/A INDUSTRIA E COMERCIO					O.S.: 555/2011	DATA DO TESTE: 11/10/2011		
ESPECIFICAÇÃO: OK Tubrod 14.27 1,20mm					LOCALIZAÇÃO: QUALITEC - IBIRITÉ - MG			
NOME DA PEÇA: MESTRADO - RONALDO					CONDIÇÕES SUPERFICIAIS: ESCOVADA			
CONDIÇÕES RADIOGRÁFICAS								
PROC. DE ENSAIO Nº E REVISÃO: PT RG 02 REV. 2			METAL DE BASE: UNS S 32304		METAL DE ADIÇÃO: EN T 2293 NLP			
NORMA DE REFERÊNCIA: ASME B31.1			PROC. DE SOLDADA: FCAW		TÉCNICA DE EXPOSIÇÃO: () PD/VS () PD/VD (X) PS/VS () EP () ES			
PARÂMETROS	TENSÃO	CORRENTE	FOCO	APARELHO	IQI	FIO ESSENCIAL		
RAIOS - X	-X-	-X-	-X-	-X-	DIN FE 6 ISO 12	9		
TIPO DE FONTE	Nº DA FONTE	ATIVIDADE	FOCO	NIVEL 1	ECRANS	FILME		
IRÍDIO 192	6253	55,37 CI	3.0 X 2,0 mm	9873	Pb 0,005" / 0,010"	CL II		
IDENTIFICAÇÃO DO FILME					Ø	ESP.	DESCONT.	RESULTADO
					EXT.	(mm)		APROV. REPROV.
1	OK Tubrod 14.27 1,20mm	CP 11	F 01	SD - EDUARDO LAGE	-	22,0	N	X
2								
3								
4								
5								
6								
7								
8								
9								
10								
11								
12								
13								
14								
15								
16								
17								
18								
19								
20								
21								
22								
23								
24								
25								
SIMBOLOGIA: N - Sem Descontinuidades PO - Poro FP - Falta de penetração MO - Mordedura								
IS - Inclusão de Escória T - Trinca FF - Falta de Fusão CO - Concavidade								
HB - Passe Oco RE - Rechupe IT - Incl. Tungstênio MIR - Mordedura na raiz								
DEC - Fazer Exame Complementar								
OBSERVAÇÕES: PROGRAMAÇÃO Nº.: 61/2011								
Relatório revisado conforme RNC ESAB 02/02/2012. Alterações: Metal base de AISI 304 para UNS S 32304 / Metal de Adição de AWS ER 2307 para EN T 2293 NLP / Especificação de Shield Bright 2307 Ø1,20mm - Gás: C25 para OK Tubrod 14.27 1,20mm Norma de ASME SFA - 5.9 para ASME B31.1 / Espessura de 19,0mm para 22,0mm.								
DATA: 11/10/2011	DATA:			DATA:				
 CESAR AUGUSTO R. GOMES SNOC / END: 06204 ER - N2 / S-1L								
NIVEL 2	CONTROLE DA QUALIDADE			CLIENTE / FISCALIZAÇÃO				

B.6 Relatório de ensaio de raios-x do experimento FCAW2209

Qualitec		RELATÓRIO DE ENSAIO RADIOGRÁFICO				N.º: 035.710.0641/11			
						Folha: 1/1			
IDENTIFICAÇÃO									
CLIENTE: ESAB S/A INDUSTRIA E COMERCIO					O.S.: 518/2011	DATA DO TESTE: 28/9/2011			
ESPECIFICAÇÃO: Shield Bright 2307 Ø1,20mm					LOCALIZAÇÃO: QUALITEC - IBIRITÉ - MG				
NOME DA PEÇA: MESTRADO - RONALDO					CONDIÇÕES SUPERFICIAIS: ESCOVADA				
CONDIÇÕES RADIOGRÁFICAS									
PROC. DE ENSAIO Nº E REVISÃO: PT RG 02 REV. 2			METAL DE BASE: UNS S 32304		METAL DE ADIÇÃO: EN T 23 7 N L P				
NORMA DE REFERÊNCIA: ASME B31.1			PROC. DE SOLDA: FCAW		TÉCNICA DE EXPOSIÇÃO: () PD/VS () PD/VD (X) PS/VS () EP () ES				
PARÂMETROS	TENSÃO	CORRENTE	FOCO	APARELHO	IQI	FIO ESSENCIAL			
RAIOS - X	-X-	-X-	-X-	-X-	DIN FE 6 ISO 12	9			
TIPO DE FONTE	Nº DA FONTE	ATIVIDADE	FOCO	NIVEL 1	ECRANS	FILME			
IRÍDIO 192	6253	61,97 CI	3.0 X 2,0 mm	9873	Pb 0.005" / 0.010"	CL II			
IDENTIFICAÇÃO DO FILME					Ø EXT.	ESP. (mm)	DESCONT.	RESULTADO	
1	Shield Bright 2307 Ø1,20mm	CP 10	F 01	SD - EDUARDO LAGE	-	22,0	PO	X	
2									
3									
4									
5									
6									
7									
8									
9									
10									
11									
12									
13									
14									
15									
16									
17									
18									
19									
20									
21									
22									
23									
24									
25									
SIMBOLOGIA: N - Sem Descontinuidades PO - Poro FP - Falta de penetração MO - Mordedura IS - Inclusão de Escória T - Trinca FF - Falta de Fusão CO - Concavidade HB - Passe Oco RE - Rechupe IT - Incl. Tungstênio MR - Mordedura na raiz DEC - Fazer Exame Complementar									
OBSERVAÇÕES: PROGRAMAÇÃO Nº.: 60/2011 Relatório revisado conforme RNC ESAB 02/02/2012. Alterações: Metal base de AISI 304 para UNS S 32304 / Metal de Adição de AWS ER 2307 para EN T 23 7 N L P / Norma de ASME SFA - 5.9 para ASME B31.1 / Espessura de 19,0mm para 22,0mm.									
DATA: 29/9/2011	DATA:				DATA:				
CÉSAR AUGUSTO R. GOMES SNGC / END: 08204 ER - N2 / S - 11									
NIVEL 2			CONTROLE DA QUALIDADE				CLIENTE / FISCALIZAÇÃO		