

DANIEL DOMINICES BAÍA GOMES DE SOUZA

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX UNS S31803 PELO PROCESSO MIG/MAG CURTO-
CIRCUITO CONVENCIONAL**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2019

DANIEL DOMINICES BAÍA GOMES DE SOUZA

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DO AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX UNS S31803 PELO PROCESSO MIG/MAG CURTO-
CIRCUITO CONVENCIONAL**

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

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Louriel Vilarinho

UBERLÂNDIA – MG

2019

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

S729a Souza, Daniel Dominices Baía Gomes de, 1990-
2019 Avaliação da soldabilidade do aço inoxidável duplex UNS S31803 pelo processo MIG/MAG curto-circuito convencional [recurso eletrônico] / Daniel Dominices Baía Gomes de Souza. - 2019.

Orientador: Louriel Oliveira Vilarinho.
Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
Modo de acesso: Internet.
Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2019.6>
Inclui bibliografia.
Inclui ilustrações.

1. Engenharia mecânica. 2. Aço inoxidável - Soldabilidade.
3. Corrosão. 4. Soldagem. 5. Materiais - Processo de fabricação.
6. Circuitos. I. Vilarinho, Louriel Oliveira, 1975-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

ATA DE DEFESA

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica				
Defesa de:	Tese nº 269 / COPEM				
Data:	dezessete de maio de dois mil e dezenove	Hora de início:	[08:30]	Hora de encerramento:	[12:00]
Matrícula do Discente:	11523EMC002				
Nome do Discente:	Daniel Dominices Baía Gomes de Souza				
Título do Trabalho:	Avaliação da Soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 pelo Processo MIG/MAG Curto-circuito Convencional				
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação				
Linha de pesquisa:	Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)				
Projeto de Pesquisa de vinculação:					

Reuniu-se no sala de Reuniões 1M313, Bloco 1M, Campus Santa Mônica, da Universidade Federal de Uberlândia, a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: Dr. Sinésio Domingues Franco - FEMEC/UFU; Valtair Antonio Ferraresi - FEMEC/UFU; Wilian da Silva Labiapari - APERAM e Dr. Louriel Oliveira Vilarinho - FEMEC/UFU orientador(a) do(a) candidato(a). Ressalta-se que o Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda - UFC participou da defesa por meio skype desde a cidade de Fortaleza - CE e os demais membros da banca e o aluno participaram *in loco*

Iniciando os trabalhos o(a) presidente da mesa, Dr(a). Louriel Oliveira Vilarinho, apresentou a Comissão Examinadora e o candidato(a), agradeceu a presença do público, e concedeu ao Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação do Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir o senhor(a) presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos(às) examinadores(as), que passaram a arguir o(a) candidato(a). Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu o resultado final, considerando o(a) candidato(a):

Aprovado(a).

Esta defesa faz parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutor.

O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Hélio Cordeiro de Miranda, Usuário Externo**, em 17/05/2019, às 11:49, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Sinesio Domingues Franco, Professor(a) do Magistério Superior**, em 17/05/2019, às 11:49, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Wilian da Silva Labiapari, Usuário Externo**, em 17/05/2019, às 11:49, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Valtair Antonio Ferraresi, Professor(a) do Magistério Superior**, em 17/05/2019, às 11:51, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Louriel Oliveira Vilarinho, Professor(a) do Magistério Superior**, em 17/05/2019, às 11:52, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **1221888** e o código CRC **1BE933CE**.

***“Nós somos o que fazemos repetidas vezes.
Portanto, a excelência não é um ato, mas um
hábito.”***

(Aristóteles)

AGRADECIMENTOS

Ao programa de Pós-graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia pela oportunidade de realizar este Curso, a CAPES pela concessão da bolsa de estudos, e aos laboratórios LTAD e LTM da Universidade Federal de Uberlândia e LPTS da Universidade Federal do Ceará pelos recursos disponibilizados na realização deste trabalho.

À minha mãe, meu pai e meus irmãos, pelo sacrifício, dedicação e carinho por todo esse tempo.

Ao Prof. Louriel Vilarinho e Prof. Valtair Antônio Ferraresi, por terem contribuído com sua orientação para a realização deste trabalho.

À Prof.^a Carmem Celia do Nascimento e Prof. Waldemir dos Passos Martins, por proporcionar-me a oportunidade de iniciar na pesquisa científica.

Aos engenheiros Lucas Nascimento e Diandro Bailoni pelo suporte técnico e disponibilidade.

Aos meus amigos Douglas Garcia, Edson Andrade e Gilcimar Pereira e a minha namorada Camila Junqueira por toda essa caminhada que fizemos juntos durante a Pós-graduação.

Aos demais professores e engenheiros que contribuíram na minha formação.

SOUZA, D.D.B.G. *Avaliação da Soldabilidade do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 pelo Processo MIG/MAG Curto-circuito Convencional*. 2019. 158f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia.

Resumo

O aço inoxidável duplex (AID) é uma liga que, por conseguir aliar tanto boas propriedades mecânicas quanto excelentes propriedades de resistência à corrosão, vêm a cada dia despertando maior interesse industrial. Esses atrativos o fazem bastante empregado nos mais diversos setores industriais como indústria de papel e celulose, de energia nuclear, de processamento, de petróleo e gás entre outras. Sua larga aplicação em diversos setores industriais exige constantemente que este material seja submetido a algum processo de soldagem. Atribuem-se suas altas resistências à corrosão e mecânica à sua microestrutura balanceada em aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita. No presente trabalho, chapas de AID UNS S31803 foram soldadas com chanfro de 45° pelo processo MIG/MAG curto-circuito convencional, utilizando cinco diferentes energias de soldagem, na faixa de 0,5-0,7 kJ/mm. Os resultados mostraram que o efeito da energia de soldagem sobre a fração volumétrica de ferrita foram bem marcantes na zona termicamente afetada (ZTA), e no metal de solda este efeito não foi tão pronunciado. Foi possível observar um aumento do teor de austenita com a adição de 3% de nitrogênio no gás de proteção no metal de solda e na zona termicamente afetada, comparado as condições de mesma energia sem essa adição. Não houve registro de fases intermetálicas, nitretos ou carbonetos formados de forma significativa. As propriedades mecânicas de dureza e resistência à corrosão (polarização potenciodinâmica) foram avaliadas em função da energia de soldagem. Em geral, tanto a dureza como a resistência à corrosão intergranular não sofreram influência quando as diversas condições de soldagem foram comparadas. A propriedade mecânica de tenacidade foi avaliada através da técnica CTOD (Crack Tip Opening Displacement) em função da energia de soldagem. Em geral, não sofreram influência significativa quando as condições de soldagem foram comparadas ao metal de base. As mudanças microestruturais após o processo de soldagem MIG/MAG curto-circuito convencional, seguindo as metodologias apresentadas, demonstraram não ter alterado de forma significativa a resistência à corrosão e mecânica da junta soldada deste material.

Palavras Chave: Processo MIG/MAG; Curto-circuito convencional; Corrosão; CTOD.

SOUZA, D.D.B.G. *Assessment of the Weldability of UNS S31803 Duplex Stainless Steel by using Short-circuit Conventional MIG/MAG Process*. 2019. 158f. Dr. Thesis, Federal University of Uberlândia.

Abstract

Duplex stainless steel (DSS) is an alloy that, by allying both good mechanical properties and excellent corrosion resistance, comes increasing industrial interest every day. These attractions make it widely used in the most diverse industrial sectors such as pulp and paper industry, nuclear power, processing, oil and gas, among others. Its wide application in several industrial sectors constantly demands that this material is subjected to some welding process. Its high corrosion and mechanical resistance are attributed to balanced microstructure in approximately 50% ferrite and 50% austenite. In the present work, UNS S31803 AID plates were welded in a 45° bevel by conventional short circuit MIG/MAG process, using five different weld energies, in the range of 0.5-0.7 kJ / mm. The results showed that the effect of the welding energy on the ferrite volumetric fraction was very marked in the heat affected zone (HAZ), and in the weld metal this effect was not so pronounced. It was possible to observe an increase in austenite content with addition of 3% of nitrogen in the shielding gas on weld metal and HAZ, compared to the same energy conditions without this addition. Were no observed intermetallic phases, nitrides or carbides formed in a significant way. Hardness and corrosion resistance (potentiodynamic polarization) were evaluated as a function of welding energy employed. In general, both hardness and intergranular corrosion resistance were not influenced when the welding conditions were compared. The fracture toughness was evaluated by the Crack Tip Opening Displacement technique (CTOD) as a function of welding energy. In general, they did not suffer significant influence when the welding conditions were compared to the base metal. The microstructural changes after the conventional MIG/MAG short circuit welding process, following the presented methodologies, have not modified the corrosion and mechanical resistance of the welded joint significantly.

Keywords: MIG / MAG process; Conventional short circuit; Corrosion; CTOD.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e AISI 316L. Ensaio Charpy, corpos-de-prova de 10 x 10 mm x 55 mm e entalhe em V. Os ensaios foram realizados na direção transversal à direção de laminação. (SENATORE et al., 2007).	6
Figura 2.2 - Propriedades mecânicas do AID UNS S31803 (SAF2205) em função da quantidade de ferrita (MAGNABOSCO, 2001).	7
Figura 2.3 - Efeito do balanço entre ferrita e austenita sobre a resistência à corrosão por pites em um metal de solda (GTA) 22%Cr/0, 12%N em uma solução de FeCl ₃ a 50°C (GOOCH, 2000).	9
Figura 2.4 - Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos aços inoxidáveis duplex (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).	10
Figura 2.5 - Imagens obtidas no MEV pelo detector de elétrons retroespalhados mostrando a mudança microestrutural durante o tratamento de envelhecimento do aço 316FR AF soldado: (a) envelhecido a 873 K - 10 h, (b) envelhecido a 873 K - 100 h, (c) envelhecido a 973 K - 1 h, (d) envelhecido a 1023 K - 100 h (CHUN et al., 2013).	13
Figura 2.6 - Nitretos de cromo no aço inoxidável duplex (RAMIREZ et al., 2003).	14
Figura 2.7 - Diagrama esquemático das mudanças microestruturais ocorridas na junta soldada de um aço inoxidável duplex (MODENESI, 2001).	21
Figura 2.8 - Espaço de Euler reduzido com as mais importantes fibras e orientações.	26
Figura 2.9 - Geração de linhas de Kikuchi a partir de cones formados por elétrons retroespalhados (PINTO e LOPES, 2001).	27
Figura 2.10 - (a) O gráfico das orientações da figura de polos inversa da amostra se relaciona com as orientações do cristal fixas em uma única unidade de triângulo da projeção estereográfica; (b) Figura de polos inversa de um aço elétrico ligado com 0,05% de Sb (GODEC e JENKO, 2000).	28
Figura 2.11 - Mapa de orientação de uma liga Fe-Si recristalizada e o Triângulo unitário de referência das cores utilizadas. (SILVA, 2007).	29
Figura 2.12 - Curva de polarização característica de metais com capacidade de passivação (SERNA-GIRALDO, 2006).	31
Figura 2.13 - Curva de polarização potenciodinâmica do AID SAF 2205 (SHI, 2017).	32
Figura 2.14 - Abertura da boca da trinca (ISO 12135-02, 2002).	34
Figura 2.15 - Relação carga versus CMOD (V_g) (ASTM 1820-11, 2011).	35

Figura 3.1 - Bancada de soldagem utilizada.....	38
Figura 3.2 - Esquema de montagem para calibração da mesa de soldagem (GARCÍA, 2011).	40
Figura 3.3 - Curva de calibração da mesa de soldagem.	40
Figura 3.4 - Geometria da junta proposta pela AWS D1.6.....	41
Figura 3.5 - Câmera infravermelha FLIR A32.	42
Figura 3.6 - Interface do software Thermocam Reserch 2.9.	43
Figura 3.7 - Seção transversal dos corpos de prova embutidos para ensaios metalográficos. .	43
Figura 3.8 - Corpos de prova soldados aos fios de cobre antes de serem embutidos e depois do embutimento para ensaio de corrosão.	44
Figura 3.9 - Dimensões do corpo de prova para ensaio CTOD sugeridos pela norma (ASTM E1820 - 11, 2011).	44
Figura 3.10 - Corpos de prova para ensaio CTOD com entalhe estabelecido pela norma.	45
Figura 3.11 - Imagens exemplificando o processo de quantificação por análise de imagens. .	46
Figura 3.12 - Potenciostato juntamente com a montagem do circuito para a realização dos ensaio de polarização potenciodinâmica.	48
Figura 4.1 - Corpos de prova realizados com cada condição de soldagem.	51
Figura 4.2 - Oscilogramas de tensão e corrente de soldagem para os valores de tensão impostos na fonte.	52
Figura 4.3 - Seção transversal dos corpos de prova.	53
Figura 4.4 - Ciclos térmicos obtidos por meio de câmera térmica.	53
Figura 4.5 – Simulação computacional da quantidade de fases em função da temperatura.	54
Figura 4.7 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 15V sem nitrogênio. 200x.....	56
Figura 4.8 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 16V sem nitrogênio. 200x.....	56
Figura 4.9 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 17V sem nitrogênio. 200x.....	57
Figura 4.10 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 18V sem nitrogênio. 200x.....	57
Figura 4.11 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 19V sem nitrogênio. 200x.....	58

Figura 4.12 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 15V com nitrogênio. 200x.....	58
Figura 4.13 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 17V com nitrogênio. 200x.....	59
Figura 4.14 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 19V com nitrogênio. 200x.....	59
Figura 4.15 - Micrografia em microscópio ótico mostrando as morfologias da austenita no MS. Austenita de contorno de grão (GBA), austenita de Widmanstätten (WA), austenita intragranular (IGA) e austenita secundária (γ_2). 500x.....	60
Figura 4.16 - Imagens exemplificando o processo de quantificação por análise de imagens. .	61
Figura 4.17 - Quantidade de austenita no metal de solda (MS) e na zona termicamente afetada (ZTA) em função das condições de soldagem.....	63
Figura 4.18 - Quantidade de austenita no metal de solda (MS) e na zona termicamente afetada (ZTA), com e sem adição de nitrogênio no gás de proteção.	64
Figura 4.19 - Difratograma de raios X do metal de base como recebido.	64
Figura 4.20 - Difratograma de raios X da amostra 01, soldada com 15 V sem nitrogênio.	65
Figura 4.21 - Difratograma de raios X da amostra 02, soldada com 16 V sem nitrogênio.	65
Figura 4.22 - Difratograma de raios X da amostra 03, soldada com 17 V sem nitrogênio.	66
Figura 4.23 - Difratograma de raios X da amostra 04, soldada com 18 V sem nitrogênio.	66
Figura 4.24 - Difratograma de raios X da amostra 05, soldada com 19 V sem nitrogênio.	67
Figura 4.25 - Difratograma de raios X da amostra 06, soldada com 15 V com nitrogênio.....	67
Figura 4.26 - Difratograma de raios X da amostra 07, soldada com 17 V com nitrogênio.....	68
Figura 4.27 - Difratograma de raios X da amostra 08, soldada com 19 V com nitrogênio.....	68
Figura 4.28 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 no estado como-recebido.	69
Figura 4.29 - Micrografia da amostra 01 soldada com 15V sem nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.	70
Figura 4.30 - Micrografia da amostra 02 soldada com 16V sem nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.	71
Figura 4.31 - Micrografia da amostra 03 soldada com 17V sem nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.	72
Figura 4.32 - Micrografia da amostra 04 soldada com 18V sem nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.	73

Figura 4.33 - Micrografia da amostra 05 soldada com 19V sem nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.	74
Figura 4.34 - Micrografia da amostra 06 soldada com 15V com nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.	75
Figura 4.35 - Micrografia da amostra 07 soldada com 17V com nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.	76
Figura 4.36 - Micrografia da amostra 08 soldada com 19V com nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.	77
Figura 4.37 - Em (a) micrografia obtida via MEV por elétrons secundários, (b) EDS mostrando o espectro da região selecionada dentro do metal de solda.	78
Figura 4.38 – Imagens da amostra 01 obtidas através da técnica EBSD.....	79
Figura 4.39 – Imagens da amostra 03 obtidas através da técnica EBSD.....	79
Figura 4.40 – Imagens da amostra 05 obtidas através da técnica EBSD.....	79
Figura 4.41 – Imagens da amostra 06 obtidas através da técnica EBSD.....	80
Figura 4.42 – Imagens da amostra 07 obtidas através da técnica EBSD.....	80
Figura 4.43 – Imagens da amostra 08 obtidas através da técnica EBSD.....	80
Figura 4.44 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 01 obtidas através da técnica EBSD.....	82
Figura 4.45 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 03 obtidas através da técnica EBSD.....	83
Figura 4.46 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 05 obtidas através da técnica EBSD.....	83
Figura 4.47 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 06 obtidas através da técnica EBSD.....	84
Figura 4.48 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 07 obtidas através da técnica EBSD.....	84
Figura 4.49 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 08 obtidas através da técnica EBSD.....	85
Figura 4.50 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas do metal de base como recebido.	86
Figura 4.51 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 01, soldada com 15 V sem nitrogênio.	87

Figura 4.52 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 02, soldada com 16 V sem nitrogênio.	87
Figura 4.53 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 03, soldada com 17 V sem nitrogênio.	88
Figura 4.54 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 04, soldada com 18 V sem nitrogênio.	88
Figura 4.55 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 05, soldada com 19 V sem nitrogênio.	89
Figura 4.56 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 06, soldada com 15 V com nitrogênio.	89
Figura 4.57 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 07, soldada com 17 V com nitrogênio.	90
Figura 4.58 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 08, soldada com 19 V com nitrogênio.	90
Figura 4.59 – Presença de Pites de corrosão ocorridos no aço UNS S31803, em ensaio de polarização potenciodinâmica.	91
Figura 4.60 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 01 (15VSN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.	92
Figura 4.61 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 02 (16VSN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.	92
Figura 4.62 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 03 (17VSN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.	92
Figura 4.63 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 04 (18VSN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.	93
Figura 4.64 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 05 (19VSN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.	93
Figura 4.65 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 06 (15VCN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.	93
Figura 4.66 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 07 (17VCN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.	94
Figura 4.67 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 08 (19VCN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.	94
Figura 4.68 – Perfil de microdureza da amostra 01.....	95

Figura 4.69 – Perfil de microdureza da amostra 02.....	96
Figura 4.70 – Perfil de microdureza da amostra 03.....	96
Figura 4.71 – Perfil de microdureza da amostra 04.....	97
Figura 4.72 – Perfil de microdureza da amostra 05.....	97
Figura 4.73 – Perfil de microdureza da amostra 06.....	98
Figura 4.74 – Perfil de microdureza da amostra 07.....	98
Figura 4.75 – Perfil de microdureza da amostra 08.....	99
Figura 4.76 – Perfil de microdureza das amostras deste trabalho juntas.....	99
Figura 4.77 - Amostras simuladas com dimensões diferentes.....	100
Figura 4.78 - Comparação das microestruturas reais e simuladas da ZTA para as condições 01, 03 e 05.	101
Figura 4.79 – Exemplo mostrando a pré trinca realizada nos corpos de prova para ensaio CTOD de acordo com a norma.....	102
Figura 4.80 - Gráfico da força em função deslocamento do “clip gage” para o metal de base.	102
Figura 4.81 - Gráfico da força em função deslocamento do “clip gage” para a condição 01.....	103
Figura 4.82 - Gráfico da força em função deslocamento do “clip gage” para a condição 03.....	103
Figura 4.83 - Gráfico da força em função deslocamento do “clip gage” para a condição 05.....	104
Figura 4.84 – Exemplo do perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD.	104
Figura 4.85 - Superfície de fratura do metal de base. Obtida por microscopia eletrônica de varredura.....	106
Figura 4.86 – Superfície de fratura do corpo de prova para a condição 01. Obtida por microscopia eletrônica de varredura.....	106
Figura 4.87 – Superfície de fratura do corpo de prova para a condição 03. Obtida por microscopia eletrônica de varredura.....	107
Figura 4.88 – Superfície de fratura do corpo de prova para a condição 05. Obtida por microscopia eletrônica de varredura.....	107
Figura A.1 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP1.	119
Figura A.2 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP2.	119
Figura A.3 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP3.	120

Figura A.4 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP4.	120
Figura A.5 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP5.	121
Figura A.6 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP6.	121
Figura A.7 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP7.	122
Figura A.8 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP8.	122
Figura A.9 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP9.	123
Figura A.10 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP10.	123
Figura A.11 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP11.	124
Figura A.12 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP12.	124
Figura B.1 – Cálculo do valor de CTOD para o CP1.	125
Figura B.2 – Cálculo do valor de CTOD para o CP2.	126
Figura B.3 – Cálculo do valor de CTOD para o CP3.	127
Figura B.4 – Cálculo do valor de CTOD para o CP4.	128
Figura B.5 – Cálculo do valor de CTOD para o CP5.	129
Figura B.6 – Cálculo do valor de CTOD para o CP6.	130
Figura B.7 – Cálculo do valor de CTOD para o CP7.	131
Figura B.8 – Cálculo do valor de CTOD para o CP8.	132
Figura B.9 – Cálculo do valor de CTOD para o CP9.	133
Figura B.10 – Cálculo do valor de CTOD para o CP10.	134
Figura B.11 – Cálculo do valor de CTOD para o CP11.	135
Figura B.12 – Cálculo do valor de CTOD para o CP12.	136

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química do AISI UNS S31803, em % peso (APERAM, 2011).	37
Tabela 3.2 - Composição química do AWS ER2209L, em % peso (SANDVIK, 2011).....	38
Tabela 3.3 - Faixa de parâmetros para transferência curto-circuito (COSTA, 2014).	42
Tabela 4.1 - Parâmetros de soldagem utilizados neste trabalho.	50
Tabela 4.2 - Quantificação de fases simulada, em função da temperatura na ZTA.	54
Tabela 4.3 - Proporção em área de ferrita e austenita no metal de base do aço UNS S31803..	61
Tabela 4.4 - Proporção em área de ferrita e austenita no metal de solda do aço UNS S31803..	62
Tabela 4.5 - Proporção em área de ferrita e austenita na ZTA do aço UNS S31803.	62
Tabela 4.6 - Composição química das fases presentes obtida por EDS.	78
Tabela 4.7 - Fração de fases obtidas através da técnica EBSD.	81
Tabela 4.8 - Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização.	91
Tabela 4.9 - Medições de microdureza das juntas soldadas do aço UNS S31803.	95
Tabela 4.10 - Proporção em área de ferrita e austenita nas condições simuladas.	101
Tabela 4.11 - Resultados de CTOD e informações obtidas a partir do gráfico.	105

SUMÁRIO

CAPÍTULO I	1
INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO II	4
REVISÃO BIBLIOGRAFICA	4
2.1. Aço inoxidável duplex (AID)	4
2.1.1. Balanceamento das fases austenita-ferrita nos aços inoxidáveis duplex	5
2.1.2. Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex	5
2.1.3. Resistência à corrosão dos inoxidáveis duplex	8
2.1.4. Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex	10
2.1.5. Aplicações	16
2.2. Soldagem dos aços inoxidáveis duplex	17
2.2.1. Processos de soldagem	18
2.2.2. Energia de Soldagem	20
2.2.3. Microestrutura da junta soldada	21
2.2.4. Influência dos elementos de liga sobre a precipitação de fases	23
2.2.5. Gás de proteção	25
2.3. Análise da textura cristalográfica via Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)	25
2.4. Avaliação da corrosão a partir de ensaios eletroquímicos (curvas de polarização potenciodinâmica)	29
2.5. Desenvolvimento da técnica do CTOD	33
CAPÍTULO III	37
MATERIAIS E MÉTODOS	37
3.1. Materiais	37
3.1.1. Metal de Base	37
3.1.2. Metal de Adição	37
3.2. Equipamentos	38
3.2.1. Fonte de soldagem	39
3.2.2. Alimentador de Arame-Eletrodo	39
3.2.3. Mesa de Soldagem	39

3.2.4. Sistema de Aquisição de Dados	41
3.3. Metodologia	41
3.3.1. Aquisição de ciclos térmicos	42
3.3.2. Preparação das amostras	43
3.3.3. Caracterização microestrutural	45
3.3.4. Ensaaios	47
3.3.4.1. Ensaio de Corrosão.....	47
CAPÍTULO IV	50
RESULTADOS E DISCUSSÕES	50
4.1. Soldagem dos corpos de prova.....	50
4.2. Aquisição de Ciclos Térmicos.....	53
4.3. Caracterização Microestrutural	55
4.3.1. Microscopia Ótica.....	55
4.3.2. Difração de Raios X.....	64
4.3.3. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	69
4.3.4. Técnica EBSD (difração de elétrons retroespalhados)	78
4.4. Ensaios Mecânicos	86
4.4.1. Ensaio de corrosão	86
4.4.2. Ensaio de Microdureza	94
4.4.3. Ensaio CTOD.....	100
CAPÍTULO V	108
CONCLUSÕES	108
CAPÍTULO VI	110
TRABALHOS FUTUROS	110
CAPÍTULO VII	111
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	111
APÊNDICE A.....	119
APÊNDICE B.....	125

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Os riscos envolvidos em função de deterioração de materiais e falhas de equipamentos devido à corrosão ou à corrosão associada a solicitações mecânicas vêm cada vez mais desafiando a engenharia na busca de novos materiais, ligas, revestimentos, inibidores de corrosão e novas soluções de projetos e desenhos de equipamentos que ofereçam melhor desempenho e vida útil.

O aço inoxidável duplex (AID) vem sendo cada vez mais utilizado em diferentes aplicações, tais como tubulações submarinas e sistemas de elevação nas indústrias de petróleo e gás natural, tubos de trocadores de calor refrigerados a água do mar, recipientes sob pressão e caldeiras, instalações de dessalinização e instalações de energia nuclear (XIONG, TAN e FORSYTH, 2013).

A classe de aços inoxidáveis duplex mais comum atualmente é a EN 1.4462 ou SAF 2205 (UNS S31803/S32205). Esse aço possui uma composição nominal de 22% de Cr, 5% de Ni, 3% Mo, e 0,16% de N e é utilizado em um grande número de aplicações e em uma ampla variedade de produtos e formas. As excelentes propriedades dos AID's são obtidas devido à sua característica microestrutural particular possuindo uma estrutura com orientação pronunciada de ilhas de austenita em uma matriz ferrítica paralelas e transversais à direção de laminação. Dotados de uma resistência à corrosão superior em muitos ambientes à dos aços inoxidáveis austeníticos tipo AISI 304, 316 e 317, os AID's são usados frequentemente na forma de tubos soldados ou componentes tubulares, bem como produto de chapas conformadas e soldadas em ambientes onde a resistência à corrosão geral e corrosão sob tensão são fatores importantes (ALVAREZ-ARMAZ, 2008).

Para obter excelentes propriedades, recomenda-se que o AID mantenha uma razão de ferrita/austenita próximo de 1:1 e sem precipitação de fases secundárias (ISO 15156-3, 2003). No entanto, este equilíbrio bifásico no metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA) poderá ser perturbado durante o processo de soldagem (GUO et al., 2016).

Segundo Ramkumar et al. (2015), este tipo de aço (AID), com proporção quase igual de ferrita (α) e austenita (γ), combina a maioria das propriedades benéficas do aço inoxidável austenítico e aço inoxidável ferrítico, incluindo excelentes propriedades mecânicas, boa conformabilidade e soldabilidade.

Tanto na ZTA como no metal de solda, a microestrutura sofre ciclos de aquecimento e resfriamento rápidos, resultando assim em excesso de ferrita e alguns precipitados secundários indesejáveis, tais como nitretos (Cr_2N), carbonetos (M_{23}C_6) e fases sigma (σ) (GARCÍA-RENTERÍA et al., 2014).

Essa ferritização excessiva e precipitações indesejáveis podem causar deterioração catastrófica das propriedades mecânicas e resistência à corrosão da junta soldada (ZHANG et al., 2016), sendo o Cr_2N um dos precipitados mais comuns na ZTA. A precipitação forma uma zona empobrecida de Cr nos seus arredores, o que acaba por resultar em corrosão localizada (KIM et al., 2014).

Como alternativa chama-se a atenção o uso do processo de soldagem MIG/MAG convencional operando com transferência por curto-circuito. Esse modo de transferência é empregado quando se tem como requisito uma distorção mínima da peça e na soldagem de juntas tubulares e aços inoxidáveis, ou seja, em operações em que necessitem baixo aporte de calor. Devido aos baixos valores de corrente durante a fase de arco aberto e aos baixos valores de tensão, assim como devido ao fato de que durante parte do processo o arco tende a se apagar, o calor transferido para a peça é reduzido. Essa opção se dá também pela boa produtividade do processo, boa cadência de trabalho, relativo baixo custo, menor radiação para o soldador e facilidade em soldagens posicionais e passes de raiz (COSTA, 2014).

Dessa forma, objetiva-se neste trabalho contribuir para um melhor entendimento dos efeitos da variação das frações de ferrita e austenita nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão especialmente sobre o aço inoxidável duplex UNS S31803, durante o processo de soldagem MIG/MAG curto-circuito convencional.

Para tanto, no presente trabalho, chapas de AID UNS S31803 foram soldadas em chanfro de 45° pelo processo MIG/MAG curto-circuito convencional, utilizando 05 diferentes energias de soldagem, na faixa de 0,5-0,8 kJ/mm. Foi realizada a análise microestrutural, verificando as porcentagens resultantes de ferrita e austenita no metal de solda e zona termicamente afetada em cada energia de soldagem, assim como a formação de precipitados e fases intermetálicas. A resistência à corrosão por pites das amostras soldadas foi avaliada através de ensaio polarização potenciodinâmica em cloreto de sódio, 3,5%, seguindo a norma

ASTM G5 e a tenacidade das juntas através do ensaio de avaliação do deslocamento da abertura da ponta da trinca (CTOD), de acordo com a norma ASTM E1820–11.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRAFICA

2.1. Aço inoxidável duplex (AID)

Conforme relata Lippold e Kotecki (2005), os aços inoxidáveis duplex surgiram na década de 1930 com o tipo AISI329 que apresentava sérias dificuldades na soldagem devido ao alto teor de carbono e a inexistência de nitrogênio na liga. Na década de 1950 foi desenvolvida a liga CD4MCU que ficou conhecida por apresentar fragilidade quando soldada. Esta liga também não tinha nitrogênio na sua composição. Somente a partir da década de 1980 é que houve uma grande evolução no desenvolvimento de ligas de aços inoxidáveis duplex. Desde então, os aços inoxidáveis duplex ganharam grande demanda de utilização nas aplicações onde exigia alta resistência mecânica associada à alta resistência à corrosão.

A grande melhoria dos aços inoxidáveis duplex desde a sua concepção até os dias atuais em termos de soldabilidade pode ser atribuída aos baixos teores de carbono ($< 0,03\%$), compensados com a adição de nitrogênio para a formação da austenita, ajudando assegurar a sua proporção de 50% na microestrutura. A presença de cromo e molibdênio (quando empregado) contribui para a resistência à corrosão (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

De acordo com Vjayalakshmi, Muthupandie e Jayachitra (2011), os aços inoxidáveis duplex têm aumentado consideravelmente a sua aplicação nos últimos anos devido à sua alta resistência mecânica, alta resistência à corrosão, boa soldabilidade e a crescente demanda de aplicações de materiais, com tais características, em componentes estruturais de plantas de reatores nucleares, indústrias químicas, setores de óleo e gás, indústria de papel e celulose dentre outras aplicações de engenharia. A combinação destas propriedades citadas depende da proporção de ferrita e austenita presente no aço. Para os aços inoxidáveis duplex serem aplicados na indústria, muitas vezes são submetidos a processos que podem induzir ciclos térmicos que podem dar origem a complexas transformações microestruturais, afetando o balanço da proporção ferrita/austenita.

2.1.1. Balanceamento das fases austenita-ferrita nos aços inoxidáveis duplex

Segundo Mourad, Khourshid e Sharef (2012), a obtenção da combinação ótima das propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex está associada ao balanço da fração ferrita/austenita próximo de 50% de cada uma das fases. Este balanço, por sua vez, é obtido na produção do aço empregando uma apropriada combinação da composição química e tratamento térmico.

Momeni, Dehghani e Zhang (2012) em estudo sobre análise mecânica e microestrutural de um aço inoxidável duplex UNS S31803 submetido a trabalho mecânico a quente, discutem esta questão de transferência de carga na microestrutura. A ferrita e a austenita têm resistências mecânicas diferentes, assim como diferentes mecanismos de recuperação em alta temperatura. A ferrita apresenta alta energia de falha de empilhamento, tendo assim deslizamento simples e recuperação dinâmica em alta temperatura. Por outro lado, a austenita tem baixa energia de falha de empilhamento e em consequência baixa velocidade de recuperação dinâmica em alta temperatura. Com isto, há a tendência de aumento da resistência mecânica pelo aumento da densidade de discordâncias antes que ocorra a recristalização dinâmica.

Estudos mais recentes, diferentemente do que se pressupunha anteriormente, sugerem que a evolução da recristalização dinâmica na austenita em aços inoxidáveis duplex é limitada e mais lenta em comparação com a condição monofásica. Para pequenas deformações, as tensões são absorvidas pela fase menos resistente mecanicamente, ou seja, nos aços inoxidáveis duplex é a ferrita. Caso o nível de tensão aplicada seja alto, no trabalho a quente, há transferência de carga para a austenita proporcionando aumento da densidade de discordância e posterior recristalização dinâmica. A transferência de carga em um aço inoxidável duplex causa uma distribuição da tensão entre a austenita e a ferrita. Cada fase absorve parte da tensão e esta distribuição da tensão, como relatado, faz a interpretação da deformação ser muito complexa (MOMENI, DEHGHANI e ZHANG, 2011).

2.1.2. Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis duplex

Aços inoxidáveis duplex apresentam “excelentes” propriedades mecânicas. O seu limite de escoamento, na condição recozido, na temperatura ambiente se apresenta normalmente mais do que o dobro da maioria dos aços inoxidáveis convencionais. Isto

possibilita diminuir consideravelmente as dimensões de espessura de paredes de vasos de pressão, tubulações e outras aplicações. Devido à possibilidade de fragilização a 475°C da fase ferrítica, aços inoxidáveis duplex não são recomendados para aplicações em projetos de vasos de pressão que operam em temperaturas acima de 315°C por tempos prolongados (IMO, 2014).

O limite de escoamento desses aços é superior a duas vezes a dos aços de única fase, como aços inoxidáveis ferríticos e austeníticos. Além disso, possuem alta tenacidade e ductilidade se comparados com estes aços, e limite de escoamento duas vezes maior do que o aço inoxidável austenítico (LOUREIRO, 2010).

A combinação de alta resistência e baixo teor de níquel torna o AID uma alternativa bastante atraente em relação aos aços inoxidáveis tipo austeníticos, levando em consideração o custo do níquel (SENATORE, FINZETTO e PEREA, 2007).

Com relação à resistência ao impacto, os aços inoxidáveis duplex apresentam alto desempenho. Resultados de ensaios de impacto demonstraram que esses aços apresentam boa tenacidade. Porém, essa tenacidade estará governada pela fração volumétrica e a distribuição de ferrita. A Fig. 2.1 mostra resultados obtidos no ensaio de impacto (Charpy) em comparação com o aço austenítico AISI 316L. Observa-se que a temperatura de transição dúctil-frágil para os AID's está em torno de -50°C, enquanto que o aço AISI 316L não apresenta esse fenômeno, pois essa transição é típica da fase ferrítica (LOUREIRO, 2010; SENATORE et al., 2007).

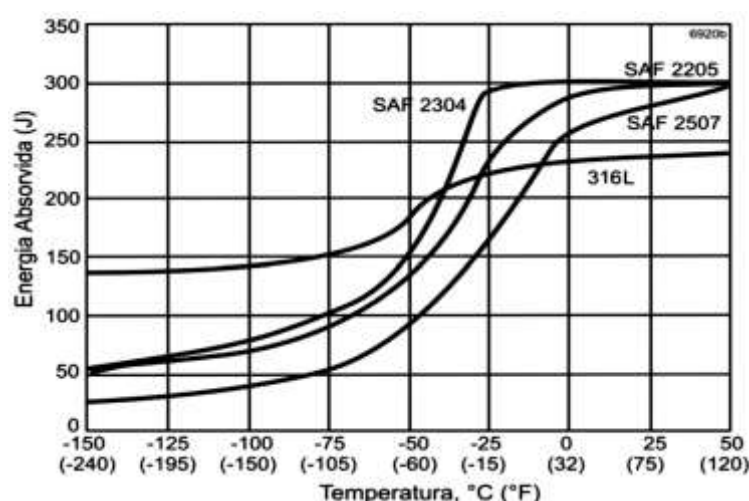


Figura 2.1 - Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e AISI 316L. Ensaio Charpy, corpos-de-prova de 10 x 10 mm x 55 mm e entalhe em V. Os ensaios foram realizados na direção transversal à direção de laminação. (SENATORE et al., 2007).

Apesar de ser possível obter para estes aços estruturas contendo de 30% a 90% de ferrita, através de diferentes tratamentos térmicos e pequenas mudanças de composição química, a melhor condição quando se necessita de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão combinadas, pode ser obtida se a fração volumétrica de ferrita estiver entre 35% e 65%. O aumento da fração volumétrica de ferrita causa aumentos consideráveis de dureza e limite de escoamento, porém não causa alteração significativa no limite de resistência à tração. Por outro lado, gera reduções drásticas no alongamento total e na tenacidade, medida pela energia absorvida no ensaio Charpy, como pode ser visto na Fig. 2.2. (MAGNABOSCO, 2001).

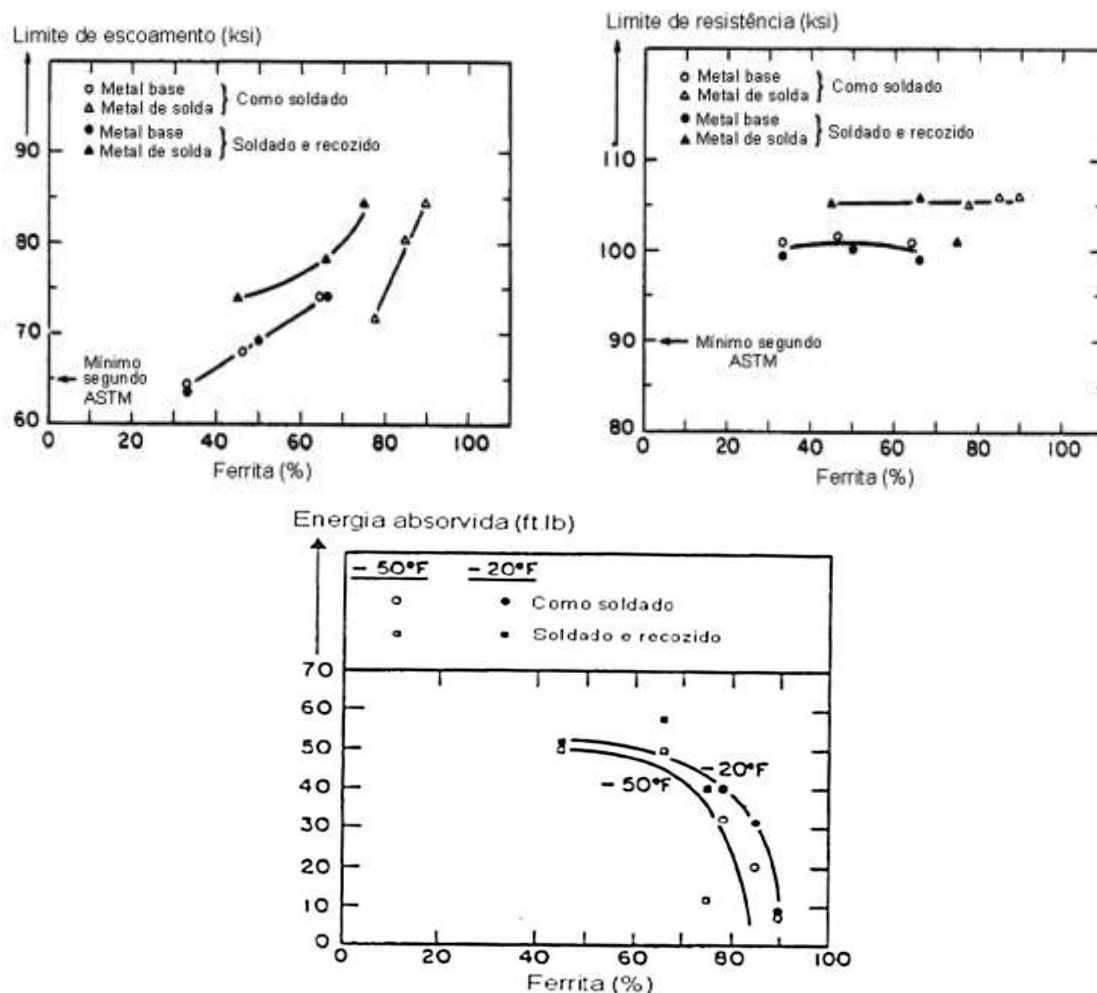


Figura 2.2 - Propriedades mecânicas do AID UNS S31803 (SAF2205) em função da quantidade de ferrita (MAGNABOSCO, 2001).

2.1.3. Resistência à corrosão dos inoxidáveis duplex

Diferentemente dos aços carbono, os aços inoxidáveis apresentam geralmente alta resistência à corrosão devido à presença de uma fina e aderente camada passiva na sua superfície (de 30 a 80Å). Esta camada passiva é formada principalmente pela presença de cromo, podendo citar ainda o molibdênio, o níquel e o nitrogênio, conforme mencionam Moura et al. (2008).

De acordo com Lippold e Koteck (2005), apesar da presença da fina camada passiva nos aços inoxidáveis, isto não os torna imune à corrosão, principalmente em meios contendo íons cloreto. A corrosão nos aços inoxidáveis geralmente ocorre de forma localizada podendo ser das seguintes formas: Corrosão por pite; Corrosão em frestas; Corrosão intergranular; Corrosão sob tensão.

Conforme relata Kang e Lee (2013), é importante observar que como nos aços inoxidáveis duplex há duas fases, a composição química de Cr, Mo e N de cada uma das fases depende de suas frações volumétricas, que, por sua vez, depende da taxa de resfriamento. Mudança no balanceamento dos três elementos chave para o potencial de pite das fases poderá causar diferentes comportamentos em relação à resistência à corrosão das mesmas.

De acordo Yafei et al (2015) e Naghizadeh et al. (2015), os três mecanismos apresentados a seguir são os mais bem aceitos para explicar a iniciação de um pite:

- 1º. Mecanismo da ruptura da película: Neste pressupõe-se o surgimento de uma fissura na camada passiva originada por uma ação mecânica qualquer dando origem ao acesso de ânions agressivos (em particular halogenetos), que tendem a formar complexos com os íons metálicos;
- 2º. Mecanismo da penetração: Considera-se que há a transferência de íons agressivos através da película até a interface metal-óxido. Este mecanismo tende ocorrer quando há simultaneamente películas passivas muito desordenadas associado simultaneamente a elevado valor de campo elétrico;
- 3º. Mecanismo de absorção: Este mecanismo inicia-se pela formação de complexos na superfície, que são transferidos ao meio mais rapidamente que os íons Fe^{3+} . Desta forma ocorre uma destruição local da camada passiva, originando o seu afinamento até a sua total eliminação originando-se assim, nesta localidade a formação do pite.

A sensitização é um processo no qual ocorre a redução localizada da resistência à corrosão de alguns aços inoxidáveis, inclusive nos duplex, devido à precipitação de fases tais como carbonetos de cromo, nitretos e fase α' , dentre outras fases intermetálicas, como a fase σ (sigma) e a fase χ (Chi). Como estas fases são ricas em cromo, a precipitação das mesmas produz como resultado a redução de cromo nas suas proximidades, tornando o aço vulnerável à corrosão nestas áreas (corrosão intergranular) (GONG et al., 2010).

Os aços inoxidáveis duplex apresentam boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão em vários meios agressivos. No entanto, em situações onde há soldagem ou tratamentos térmicos tem surgido problemas devido às mudanças estruturais. Os tratamentos térmicos ou soldagem (nas regiões afetadas pelo calor) induzem a precipitação de fases indesejáveis tais como carbonetos (em ligas com $C > 0,03\%$), nitretos de cromo, fase α' rica em cromo, e outras fases intermetálicas como fase σ , que resultam na redução das propriedades de corrosão devido à presença de regiões empobrecidas de cromo. Daí a suscetibilidade dos aços inoxidáveis duplex à corrosão intergranular (ORTIZ et al., 2013).

A resistência à corrosão por pites é considerada ideal quando a ferrita e a austenita estão presentes em proporções aproximadamente iguais. A Fig. 2.3 mostra que a taxa de corrosão por pites em um metal de solda com 22%Cr alcança um valor mínimo quando o teor de ferrita está próximo de 50%. Altos níveis de ferrita na área soldada induzem a corrosão por pites e podem reduzir significativamente a resistência às trincas de corrosão por sulfeto e, possivelmente, corrosão sobtensão induzida pelo cloreto (GOOCH, 2000).

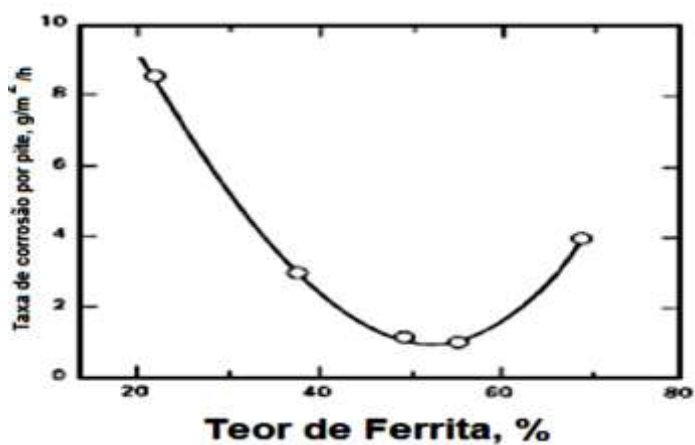


Figura 2.3 - Efeito do balanço entre ferrita e austenita sobre a resistência à corrosão por pites em um metal de solda (GTA) 22%Cr/0, 12%N em uma solução de FeCl_3 a 50°C (GOOCH, 2000).

2.1.4. Precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex

Como relatado por Tavares et al. (2010), as “excelentes” propriedades mecânicas e de resistência à corrosão apresentadas pelos aços inoxidáveis duplex estão associadas a uma microestrutura composta unicamente de ferrita e austenita em igual proporção. No entanto, estas propriedades podem ser afetadas pela ocorrência da precipitação de fases indesejáveis quando o aço fica exposto a certas faixas de temperaturas por determinados tempos.

Além da ferrita e da austenita, outras fases podem precipitar nos aços inoxidáveis duplex numa faixa de temperatura entre 300 a 1000°C. A exposição do material nestas temperaturas pode acontecer como resultado de condições de serviço, de ciclos térmicos de soldagem ou de tratamentos térmicos inadequados. O diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) esquemático, apresentado na Fig. 2.4, mostra que estas fases podem ser: precipitados e fases intermetálicas (sigma, chi, nitretos, carbonetos, etc.), austenita secundária (γ_2) e ferrita α' , assim chamada por apresentar teores consideráveis de cromo (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

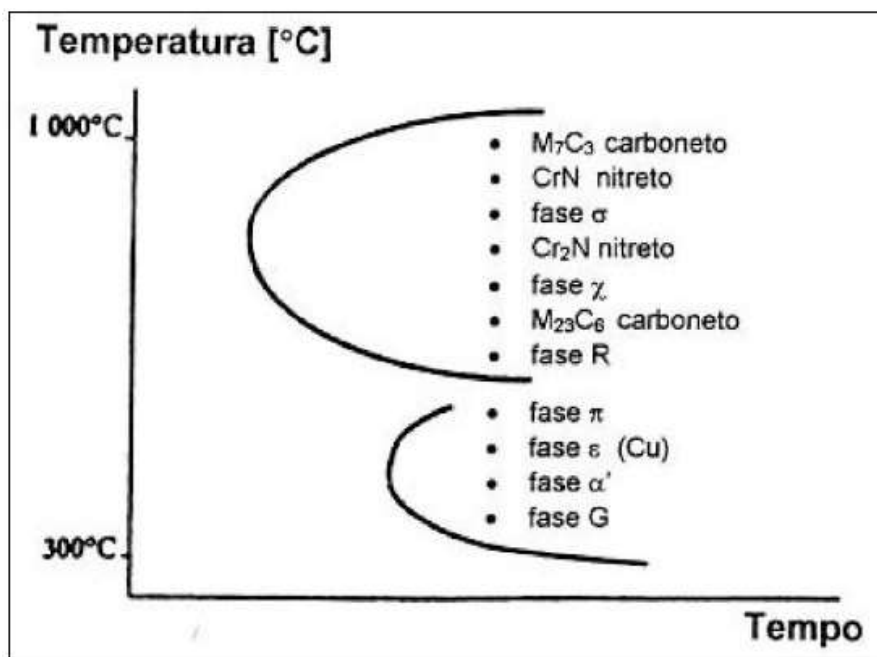


Figura 2.4 - Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos aços inoxidáveis duplex (LIPPOLD e KOTECKI, 2005).

As famílias de aços inoxidáveis duplex são sistemas termodinamicamente metaestáveis (fora de equilíbrio termodinâmico), pois uma vez que solubilizados e resfriados em água, passam de uma estrutura estável em altas temperaturas, para uma estrutura metaestável em temperatura ambiente, característica que faz com que o material ao receber energia na forma de calor, “desloque-se” para uma condição de equilíbrio mais estável, resultando na formação de fases secundárias, como exemplo as fases sigma (σ) e “chi” (χ), que são fases intermetálicas, e precipitados como nitretos de cromo e carbonetos (DIAS, 2012).

Há três faixas de temperaturas críticas a serem consideradas para aços inoxidáveis duplex (IACOVIELLO, CASARI e GIALANELLA, 2005):

- Acima de 1050°C os aços inoxidáveis duplex, possuem uma estrutura totalmente ferrítica. Mediante resfriamento transformam parcialmente em austenita. Esta transformação é reversível: portanto, qualquer aumento de temperatura superior a 1050°C implica em um aumento da fração de volume de ferrita e uma diminuição dos coeficientes de partição dos elementos de liga;
- O intervalo de temperatura entre 1050°C e 600°C é muito crítico. É caracterizado pela formação da austenita dentro da ferrita e de uma variedade de fases secundárias que podem precipitar com o tempo de incubação, e que são fortemente afetadas pela composição química: fase sigma (σ), nitretos (Cr_2N , π), austenita secundária, fases χ e R, carbonetos (M_7C_3 , M_{23}C_6). A precipitação dos carbonetos, nitretos e fases secundárias influencia fortemente as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex;
- O intervalo de temperatura entre 600°C e 300°C é caracterizado pela decomposição espinodal da ferrita, formando algumas regiões pobres em Cr e outras ricas em Cr. Outros processos de precipitação também podem ocorrer. Entre eles, a principal é a fase G que precipita na interface ferrita/austenita ou na interface ferrita/ferrita. A composição química desta fase varia e é dependente dos elementos de liga do aço e das condições de envelhecimento. Em geral, ela é enriquecida de Ni, Si, Mo, Mn, Al e C e é empobrecida de Cr e Fe. Estas partículas são muito pequenas (normalmente de 1 a 10 nm, ocasionalmente no máximo até 50 nm), e precipitam mais ou menos uniformemente, no interior dos grãos de ferrita, dependendo da composição química nominal do aço e também das condições de envelhecimento. Por exemplo, a

concentração total em elementos formadores da fase G aumenta de 40% para 60%, se revenido a 350°C, para 1000 e 30.000 h, respectivamente.

2.1.4.1. Fase Sigma (σ)

A fase sigma é um intermetálico formado essencialmente por Fe-Cr e a faixa de temperatura de precipitação dessa fase depende da composição química da liga, mas, geralmente, a temperatura de precipitação encontra-se entre 600 °C e 1000 °C (LO, SHEK e LAI, 2009). Ela ocorre preferencialmente em sítios ferríticos, onde a concentração de cromo e molibdênio é alta. Durante sua formação, a vizinhança fica empobrecida de cromo e molibdênio e se transforma em austenita secundária (GARZÓN e RAMIREZ, 2006).

De acordo com Ezuber et al. (2007), nos aços inoxidáveis duplex a fase sigma se precipita nas proximidades do contorno de grão e é constituída principalmente por cromo e molibdênio, tendo como consequências a redução da ductilidade e tenacidade do material além da redução na resistência à corrosão por pite e corrosão em frestas.

No aço UNS S31803 têm sido observado que o mesmo se apresenta muito resistente à corrosão por pite na temperatura ambiente em água salina, mesmo tendo precipitação de fase sigma. Empregando-se microscopia óptica foi observado que os pites ocorrem no contorno de grão da ferrita/austenita mais intensamente na ferrita, indicando a ação benéfica do nitrogênio no aumento da resistência à corrosão por pite na austenita onde a sua solubilidade é mais favorável. Vale ressaltar também a importância da presença do molibdênio no aço UNS S31803, na sua resistência à corrosão por pite (EZUBER et al., 2007).

Segundo Sieurin e Sandström (2007), a presença de fase σ na microestrutura de aços inoxidáveis duplex, mesmo em pequenas porcentagens, reduz drasticamente a tenacidade do material, além de comprometer significativamente a resistência à corrosão, visto que Mo e Cr se difundem da ferrita para a fase σ , desestabilizando-a e com isto proporcionando a sua transformação em austenita.

CHUN et al. (2013) mostraram, através de imagens por elétrons retroespalhados do MEV, que os precipitados na fase inicial aparecem no interior da ferrita, e aumentam com o tempo de envelhecimento e podem precipitar na interface ferrita/austenita.

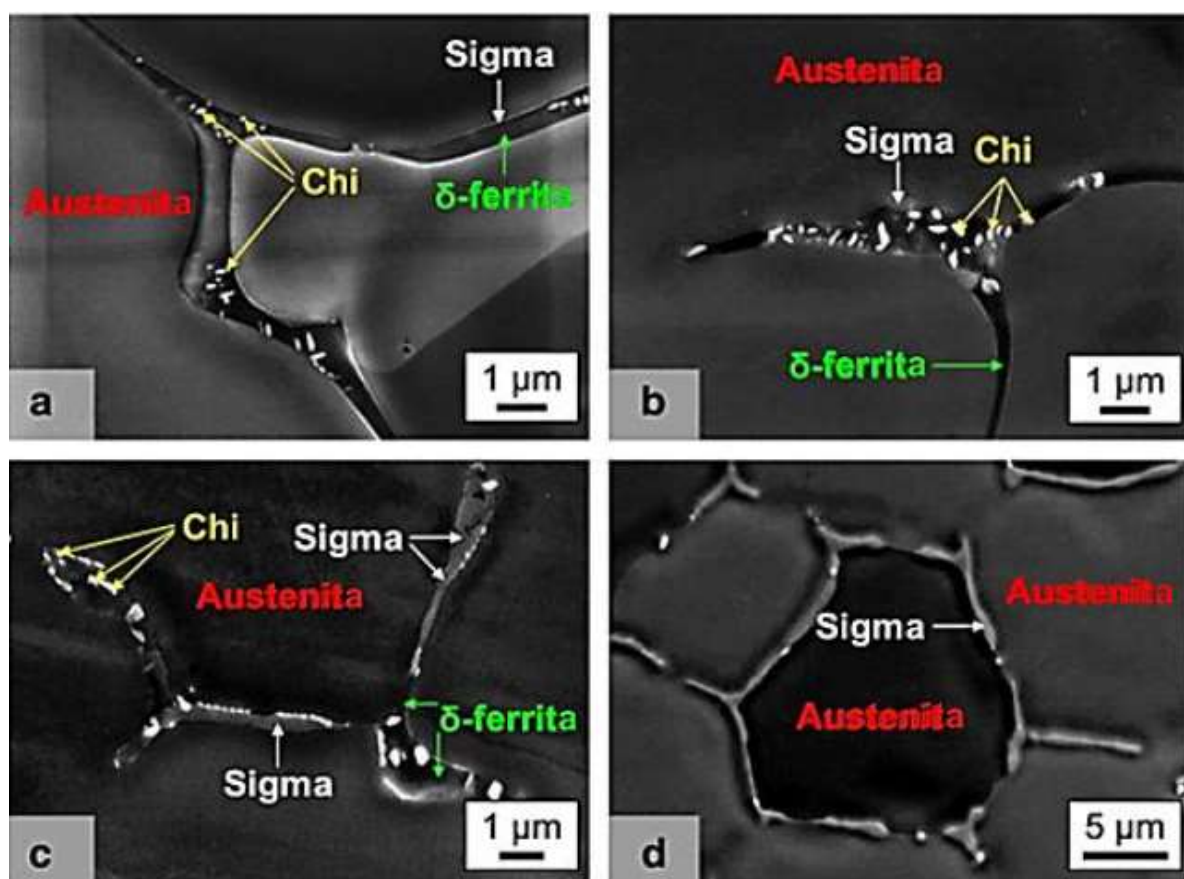


Figura 2.5 - Imagens obtidas no MEV pelo detector de elétrons retroespalhados mostrando a mudança microestrutural durante o tratamento de envelhecimento do aço 316FR AF soldado: (a) envelhecido a 873 K - 10 h, (b) envelhecido a 873 K - 100 h, (c) envelhecido a 973 K - 1 h, (d) envelhecido a 1023 K - 100 h (CHUN et al., 2013).

2.1.4.2. Fase chi (χ)

Conforme Michalska e Sozanska (2006), a fase χ ocorre em sistemas ternários Fe-Cr-Mo e quaternários Fe-Cr-Ni-Mo e Fe-Cr-Ni-Ti. Em aços inoxidáveis duplex a fase χ ocorre em menor quantidade que a fase σ . Entre as temperaturas de 700°C e 750°C a fase χ ocorre antes da fase σ precipitando-se no contorno de grão da ferrita/ferrita enquanto que a fase σ é preferencialmente nas proximidades do contorno de grão da austenita/austenita, podendo também ser nas proximidades do contorno de grão da ferrita/austenita.

A fase Chi precipita antes da fase sigma. Depois passa a coexistir com a fase sigma e à medida que aumenta o tempo de envelhecimento ela se transforma completamente na fase sigma, mostrado anteriormente na Fig. 2.5 (CHUN et al., 2013).

2.1.4.3. Nitretos de cromo (Cr_2N)

Com o aumento do nitrogênio como elemento de liga nas ligas AID, a precipitação de Cr_2N poderá ocorrer na faixa de temperatura de 700 a 900 °C, predominantemente no interior dos grãos. A formação de Cr_2N ocorre quando há um resfriamento rápido e o nitrogênio fica supersaturado na ferrita, conforme Fig. 2.6. As propriedades mecânicas e de corrosão são afetadas por esse fenômeno (NILSSON, 1992).

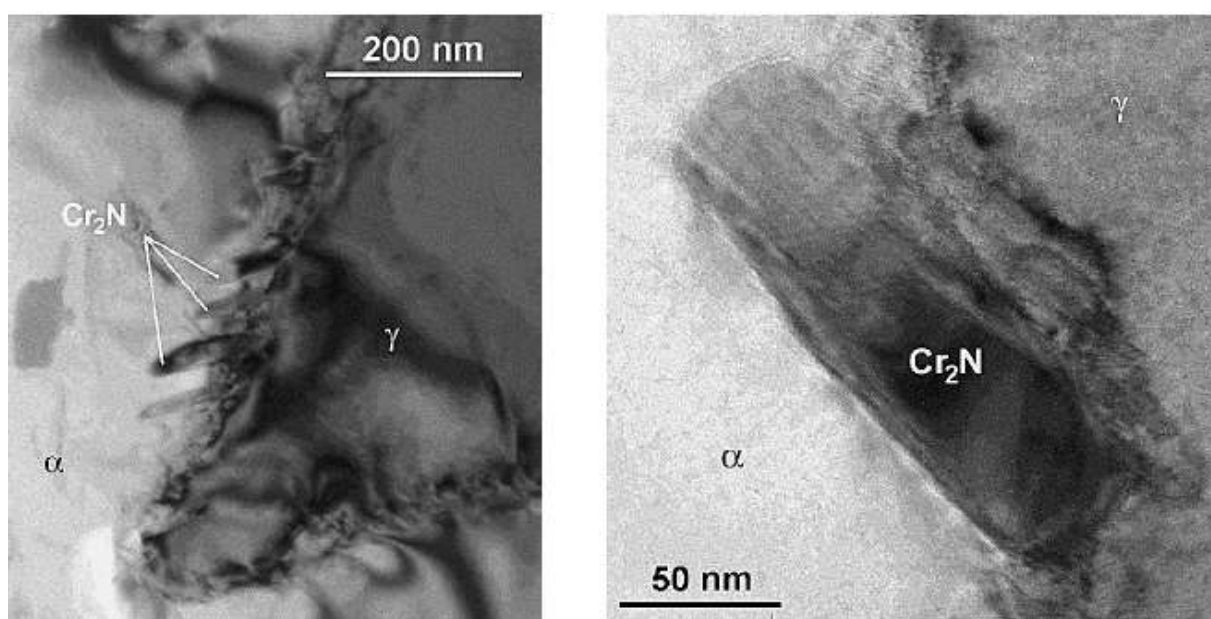


Figura 2.6 - Nitretos de cromo no aço inoxidável duplex (RAMIREZ et al., 2003).

A formação destes precipitados é competitiva com a formação da austenita. Se a formação da austenita for próxima do equilíbrio, todo o nitrogênio tenderá estar dissolvido nela e, neste caso, como consequência, a quantidade de nitreto a ser formado é praticamente nula. Por outro lado, se a fração volumétrica de austenita for baixa, a ferrita tenderá a se supersaturar em nitrogênio favorecendo a precipitação de nitretos de cromo. A existência de cromo, molibdênio e tungstênio acelera a cinética da precipitação de nitretos de cromo. O níquel como elemento gamagênico contribui para o aumento da fração de austenita, reduzindo assim a tendência à precipitação de nitretos de cromo. Quanto à presença de nitrogênio é necessário que se tenha cautela quanto à análise de sua influência. Ao mesmo tempo em que contribui para o aumento da fração de austenita, diminuindo a possibilidade de precipitações, pode aumentar a tendência de precipitação de Cr_2N e CrN (LONDOÑO, 1997).

De acordo com Moura *et al.*(2008), pode-se considerar que ao aumentar a fração de ferrita há a tendência em aumentar a precipitação de Cr_2N e daí a consequente diminuição da tenacidade do aço. Há que se ressaltar ainda que a presença de partículas de Cr_2N pode gerar pontos de nucleação para pites de corrosão.

2.1.4.4. Carbonetos de cromo (M_7C_3 e M_{23}C_6)

Os carbonetos do tipo M_7C_3 , normalmente precipitam na faixa de temperaturas de 950 °C a 1050 °C, ao passo que os carbonetos com estequiometria do tipo M_{23}C_6 , precipitam em temperaturas abaixo de 950 °C. Ambos os tipos de carbonetos precipitam, predominantemente, nas interfaces ferrita/austenita, podendo também aparecer nos contornos de grãos da ferrita (NILSSON, 1992).

Nos aços inoxidáveis duplex atuais, onde o teor de carbono é extremamente baixo (300 ppm máximo), os carbonetos, de uma maneira geral, não têm um papel tão importante como já tiveram no passado, onde os teores de carbono nos aços inox eram relativamente bem maiores (até 1000 ppm) (MARTINS, 2006).

2.1.4.5. Fases α e α' (fragilização a 475°C)

Em temperaturas mais baixas, entre 280°C e 550°C, dependendo do tempo de exposição, pode ocorrer a precipitação de fases fragilizantes nos aços inoxidáveis duplex causadas pela decomposição da ferrita em fase rica em cromo (α') e rica em ferro (α) (SAHU *et al.*, 2009).

De acordo com Lo, Shek e Lai (2009), α' é uma fase rica em Cr e a sua ocorrência nos aços inoxidáveis duplex se dá pela decomposição espinodal da ferrita que pode ocorrer por envelhecimento térmico mais intensamente na temperatura de 475°C. Além do envelhecimento térmico, a decomposição espinodal da ferrita pode ocorrer também por radiação. Ambas as fases, α' e α , são cúbicas de corpo centrado (CCC).

Como nos aços inoxidáveis duplex há a presença de ferrita e austenita, a fragilização a 475°C e seu consequente comprometimento das propriedades mecânicas do aço dependerá unicamente de características inerentes à fase ferrítica, tais como: fração volumétrica, distribuição na matriz, tamanho e forma do grão. Estes fatores afetam a natureza da precipitação e o seu grau de fragilização (LO, SHEK E LAI, 2009).

De acordo com Sahu et al. (2009), a fase α' se solubiliza a partir de 24 horas a 550°C. Alguns estudos têm apresentado duas possibilidades para o surgimento da fase α' (rica em cromo) e α (rica em ferro). Uma delas surge como já mencionado, pela decomposição espinodal da ferrita em α' e α . A outra surge por nucleação e crescimento da fase α' . A decomposição espinodal é uma reação onde duas fases da mesma estrutura cristalina, porém de diferente composição química e propriedades, se formam devido à existência de um “gap” de miscibilidade do sistema Fe-Cr. Neste caso, o processo ocorre mediante difusão, não havendo nucleação. A fase α' ocorre em escala muito pequena, na ordem de poucos nanômetros. A solubilidade do cromo nos aços inoxidáveis duplex a 475°C tem sido estimada em no máximo 12%, desta forma, prevê-se que apenas ligas com conteúdo acima deste percentual são suscetíveis ao fenômeno da fragilização a 475°C. Sabe-se que o envelhecimento de aços inoxidáveis duplex entre 280°C e 500°C resulta em significativa deterioração das propriedades mecânicas do aço.

2.1.5. Aplicações

Por conseguir aliar boas características, tanto do ponto de vista mecânico, quanto corrosivo, o AID torna-se bastante atraente para vários ramos da indústria. Em particular, para a indústria de petróleo e gás. Fruytier (1991) aponta o AID como um material comumente usado em ambientes aquosos e conteúdo cloretos em alternativa aos austeníticos que sofrem tanto com a corrosão sob tensão (CST), quanto com a corrosão generalizada.

Dentre os AID, o aço UNS S31803, ou mais conhecido como SAF 2205, é frequentemente utilizado em aplicações “offshore”, como evaporadores de água e tubos de circuitos hidráulicos; na indústria de óleo e gás como tubos para transporte de dióxido de carbono seco e úmido, nas indústrias químicas em geral e de geração de eletricidade; na indústria de papel e celulose, como evaporadores e torres para estocagem de pasta de papel e tanques para transporte marítimo de produtos químicos corrosivos de até 800 toneladas (MAGNABOSCO, 2001).

Os AID são muito utilizados na indústria petroquímica principalmente na construção de gasodutos que transportam altos volumes de CO₂ e na confecção das camadas internas dos tubos flexíveis (oleodutos) “offshore” na produção de óleo (TAVARES et al., 2010).

Os AID possuem uma ótima proteção em ambientes salinos como a água do mar, substituindo materiais utilizados nas décadas de 1970-80, que utilizam grande quantidade de níquel, por exemplo, como o caso das ligas Inconel® e Monel® (NUNES, 2012).

Na indústria do petróleo e gás há uma crescente demanda por tubos flexíveis e de ligas mais específicas que são utilizadas em função de suas características de resistências aos processos de degradação que ocorrem de forma acentuada nos poços de petróleo em produção no Brasil. Dessa forma, os aços inoxidáveis duplex, em função de suas características, têm sido cada vez mais solicitados na configuração dessas tubulações. A camada interna, que tem contato com o fluido corrosivo composto de óleo e água salina, deve ser confeccionada em aço resistente à corrosão tal como o AID. Em uma avaliação de um processo produtivo dessas tubulações, verifica-se que em um ano são produzidos mais de 50 km de tubulações utilizando o aço inoxidável duplex UNS S31803 (OLIVEIRA e LUZ, 2013).

Porém, em diversas situações, procedimentos de manutenção e reparo são demandados e não raras vezes processos de soldagem a arco que envolvem a fusão do AID são utilizados. Nesse caso, o material soldado produzirá uma microestrutura composta de ferrita grosseira e austenita intergranular e intragranular na zona termicamente afetada (ZTA). Em geral, essas modificações provocam o aumento do volume da fração de ferrita na ZTA que podem afetar a resistência à corrosão e diminuir a tenacidade em baixas temperaturas (FIGUEIREDO, 2017).

2.2. Soldagem dos aços inoxidáveis duplex

Kang e Lee (2013) relatam que os processos de soldagem podem ser considerados como os processos de fabricação mais críticos no que diz respeito à obtenção de fração volumétrica de 50% de ferrita e 50% de austenita nos aços inoxidáveis duplex, devido à grande tendência na formação de fases deletérias produzidas nos resfriamentos e reaquecimentos do processo. Geralmente as frações de ferrita e austenita variam pelo surgimento de compostos como carbonetos e nitretos de cromo além de fases intermetálicas como σ , χ e austenita secundária (γ_2), afetando propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade.

De acordo com Yang, Wang e Guan (2013), ciclos térmicos de soldagem podem levar à formação de finos precipitados de austenita secundária no interior do grão da ferrita diminuindo a sua resistência à corrosão pelo empobrecimento de cromo e molibdênio. Outro efeito importante em relação à resistência à corrosão por pite a ser considerado em relação à

aplicação de soldagem em aços inoxidáveis duplex é a tensão residual e deformação induzida pelo processo. A intensidade do efeito da tensão e da deformação na resistência à corrosão por pite depende do seu tipo (tração ou compressão), intensidade ou grau de trabalho a frio e meio.

Conforme descrito pela IMOA (2014), a soldagem de aços inoxidáveis possui características diferenciadas, tornando necessário um conhecimento das microestruturas de cada liga metálica, com a intenção de reduzir danos às propriedades, sobretudo resistência à corrosão. O estudo e otimização do processo de soldagem devem acarretar em propriedades mais próximas possíveis entre região soldada e o metal de base.

Em termos gerais, as propriedades das juntas soldadas de AID, resultantes de um determinado processo de soldagem, são afetadas pela composição química do metal de base e também do metal de adição (eletrodo/arame) que é empregado, pela composição do gás de proteção utilizado, e pelo aporte de energia (IMO A, 2014).

A faixa de energia de soldagem possível de ser aplicada em AID é relativamente ampla, variando de 0,5 kJ/mm até 2,5 kJ/mm (IMO A, 2014; OUTOKUMPU, 2013; WELDING HANDBOOK, 2011; KOTECKI, 2010).

As propriedades mecânicas e de resistência à corrosão dos AID na condição como-soldado melhoram com a utilização de consumíveis enriquecidos em níquel, pois este elemento favorece a formação de austenita no metal de solda. Na composição química do arame/eletrodo recomendado para a soldagem MAG, o OK AUTROD 22.09 (AWS/ER2209), a quantidade do níquel é superior ao do metal base, assim aumentando o campo de formação da austenita, e promovendo seu crescimento (SIEURIN e SANDSTRÖM, 2006; KOTECKI, 2010). A faixa para níveis de ferrita no metal de solda está entre 25-75%, considerando os requisitos de tenacidade e resistência a corrosão (IMO A, 2014).

2.2.1. Processos de soldagem

Em relação aos processos de soldagem, praticamente todos os convencionais a arco voltaico podem ser aplicados aos AID. Devendo-se fazer exceção aos processos autógenos como a soldagem por feixe de elétrons (EBW) e a laser (LBW) e, até mesmo, a soldagem TIG (GTAW), quando feita sem metal de adição, pois estas, por proporcionarem velocidades de resfriamentos muito altas tendem a produzir uma junta bastante rica em ferrita e pouco tenaz. Quando a utilização de algum destes processos se faz necessária é comum à realização de

tratamentos pós-soldagem ou a utilização de consumíveis enriquecidos em níquel (no caso do processo GTAW) com o intuito de se promover uma microestrutura mais balanceada e remover os precipitados indesejados (MUTHUPANDI et al., 2003).

O processo MIG/MAG, também conhecido como GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), é um processo de soldagem a arco que utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre a extremidade de um arame-eletrodo consumível e o metal de base, cuja proteção é feita por uma atmosfera gasosa, com um gás, ou mistura de gases, inertes (comumente, Ar e He) ou ativos (usualmente CO₂). Pode ser operado de forma automática e semiautomática, sendo capaz de soldar diferentes tipos de metais em todas as posições de soldagem (COSTA, 2014).

No processo de soldagem com transferência metálica por curto-circuito o metal é transferido através do curto-circuito elétrico, quando há o contato da gota, formada na ponta do arame-eletrodo, com a poça de fusão. A gota é transferida por tensão superficial e ocorre com um arco curto com tensão de soldagem de 13 a 23 V e uma corrente de baixa a moderada (SCOTTI e PONOMAREV, 2008).

Devido aos baixos valores de corrente durante a fase de arco aberto e aos baixos valores de tensão, assim como devido ao fato de que durante parte do processo o arco tende a se apagar, o calor transferido para a peça é reduzido. Esta característica faz este modo de transferência ser indicado para aplicações que tem como requisito peças de pequena espessura, distorção mínima da peça, na soldagem de juntas tubulares e para aços inoxidáveis, ou seja, em operações em que se necessite baixo aporte de calor (COSTA, 2014).

Costa (2014) avaliou de forma inédita a regularidade da transferência por curto-circuito durante a soldagem MIG/MAG convencional de aços inoxidáveis duplex, correlacionando-a com a quantidade de respingos gerados, rendimento de deposição, qualidade superficial da solda, características geométricas do cordão e eficiência térmica.

Optou por variar a tensão de referência entre 14 e 22 V, a velocidade de alimentação em 2,8 e 3,8 m/min, além de variar a distância bico de contato a peça, procurando-se manter duas faixas de corrente de soldagem (125 ± 5 A e 155 ± 5 A), para dois gases de proteção (Ar+2%O₂ e Ar+2%CO₂). As soldagens foram realizadas em chapas de aço inoxidável duplex AISI/UNS S31803 (SAF 2205), com espessura de 4 mm. Para análise de respingos, foram utilizadas barras quadradas de 3/8" de aço inoxidável austenítico AISI 304L com 250 mm de comprimento. Utilizou-se ainda arame eletrodo AWS ER2209, com diâmetro 1,2 mm. Os resultados obtidos indicaram que há uma faixa de tensão de regulagem entre 15 e 19 V para os casos avaliados, em que apresenta uma condição adequada de transferência por curto-

circuito. Nesta faixa é possível identificar os níveis de tensão que resultaram numa melhor regularidade da transferência, bem como um menor nível de respingos, maior rendimento de deposição e melhor qualidade superficial do cordão (COSTA, 2014).

2.2.2. Energia de Soldagem

Os processos de soldagem submetem os materiais a ciclos térmicos que provocam alterações microestruturais ao longo das uniões. O pico de temperatura atingido e tempo (ou taxa) de resfriamento em certo ponto na junta soldada dependem da energia de soldagem empregada e das características físicas e químicas do material. A energia de soldagem (E) representa a intensidade de calor entregue por unidade de comprimento durante a soldagem, e é expressa em J/mm. Ela relaciona a potência da fonte de energia em watts (J/s), definida pelo produto entre a tensão (U) e a corrente elétrica (I), com a velocidade de deslocamento da fonte de calor (v), dada em (mm/s). A energia de soldagem, de acordo com a AWS (2001), pode ser calculada através da Eq. (2.1).

$$E = \frac{U \cdot I}{v} \left(\frac{J}{mm} \right) \quad (2.1)$$

A Equação 2.1 considera a energia total ou nominal de soldagem sem o fator de eficiência térmica, associado ao rendimento (η) de cada processo de soldagem. O processo de soldagem MAG tem um rendimento entre 0,65-0,85%, o calor pode ser perdido por diversos fatores operacionais. Assim, acrescentando o rendimento (η) na Eq. (2.2), pode-se descrever a energia líquida de soldagem (EL) (MARQUES e MODENESI, 2014).

$$EL = \eta \frac{U \cdot I}{v} \left(\frac{J}{mm} \right) \quad (2.2)$$

A precipitação de fases nos aços inoxidáveis duplex está associada à energia de soldagem e à composição química do material. Baixa energia de soldagem induz o aumento na fração de ferrita, pelo resfriamento rápido, o que favorece a formação de nitretos de cromo, reduzindo a tenacidade do material. As partículas de nitretos de cromo facilitam a nucleação de pite tão intensamente a ponto de não ser recomendada a aplicação de aços inoxidáveis duplex com menos de 25% de austenita em certas aplicações (KANG e LEE, 2013).

Por outro lado, alta energia de soldagem ou exposição dos aços inoxidáveis duplex na faixa de 600°C a 1000°C pode causar a precipitação de fases intermetálicas frágeis, por proporcionar uma baixa velocidade de resfriamento da junta, depósitos com grãos mais grosseiros e uma ZTA mais extensa. Desta forma para a soldagem de aços inoxidáveis duplex tem sido recomendada energia de soldagem entre 1,5 a 2,0 kJ/mm (KANG e LEE, 2013).

2.2.3. Microestrutura da junta soldada

A história térmica de uma junta soldada é composta pela repartição térmica em infinitos ciclos térmicos de soldagem. Esta é determinada pelas propriedades físicas do material, a temperatura inicial do metal de base, a geometria da junta, a energia de soldagem líquida e o formato da fonte de calor. O ciclo térmico representa a variação da temperatura com o tempo, para um dado tempo da junta soldada. Repartição térmica é a variação da temperatura máxima dos ciclos térmicos em função da distância ao centro do cordão de solda. Ela determina a extensão da zona termicamente afetada (ZTA) (MODENESI, 2001).

Segundo Modenesi (2001), na soldagem de aços inoxidáveis duplex, a microestrutura varia desde a poça de fusão até o metal adjacente à solda como consequência da história térmica (ciclos térmicos e repartição térmica) experimentada. A Fig. 2.7 apresenta um corte do diagrama ternário Fe-Cr-Ni para um teor constante de Fe, uma composição típica de um aço duplex. Ela permite compreender as alterações microestruturais que ocorrem na junta soldada de um aço duplex.

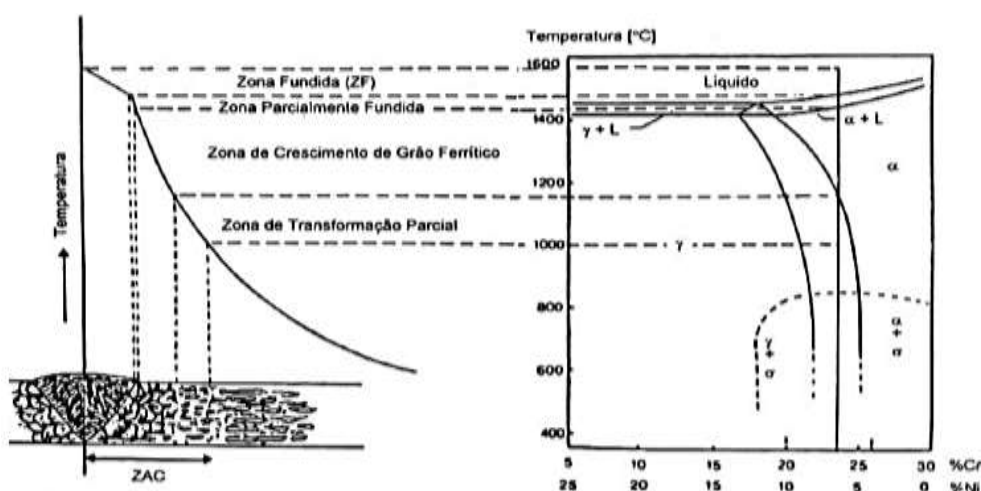


Figura 2.7 - Diagrama esquemático das mudanças microestruturais ocorridas na junta soldada de um aço inoxidável duplex (MODENESI, 2001).

- Zona de transformação parcial: corresponde à região da ZTA mais afastada da linha de fusão, abaixo de aproximadamente 1200°C, onde não ocorrem transformações significativas na microestrutura em relação à morfologia da austenita, ao balanço de fases e ao tamanho de grão. Nesta região, praticamente toda austenita que existia originalmente foi transformada em ferrita durante o aquecimento, com exceção de pequenas partículas de austenita. Esta dissolução da austenita permitiu a formação de grandes grãos de ferrita. Durante o resfriamento, a austenita nucleia nos contornos de grão da ferrita alotrimórfica e algumas precipitações de austenita intergranular tendem a ocorrer nas regiões de baixo cromo, onde a austenita originalmente existia;
- Zona de crescimento de grão ferrítico: corresponde à região da ZTA aquecida acima do campo de coexistência da austenita e da ferrita, para temperatura acima (de cerca) de 1200°C. Em que a austenita transforma-se completamente em ferrita, assistida pela difusão de elementos intersticiais e substitucionais. A partir deste momento, os grãos começam a crescer e coalescer. Durante o resfriamento, ocorre a precipitação da austenita, nucleando nos contornos de grãos da ferrita e crescendo em direção ao centro do grão de ferrita, como placas, com uma estrutura de Widmanstätten. Nesta região outras fases podem precipitar durante o resfriamento, como nitretos, carbonetos e carbonitretos, nas interfaces austenita/ferrita, nos contornos de grão ferrita/ferrita e discordâncias na ferrita. Devido não ser possível à completa difusão dos átomos de carbono e nitrogênio em solução para a austenita formada;
- Zona fundida: esta região é caracterizada por uma estrutura colunar grosseira de grão de ferrita, produzidas durante a solidificação da poça de fusão. Similar ao que acontece na fase anterior, durante o resfriamento ocorre a precipitação da austenita e de demais fases (MODENESI, 2001).

Muthupandi et al. (2003) reportaram três morfologias diferentes de austenita no metal de solda de um AID 2205 que se formam, segundo eles, devido às severas condições de resfriamento da solda. Foram elas: alotrimórfica no contorno de grão, placas laterais de Widmanstätten e austenita intragranular. Chen e Yang (2002) também reportaram as mesmas morfologias em seus trabalhos.

Segundo Muthupandi et al. (2003), a sequência de transformação durante o resfriamento da solda é a seguinte: a austenita precipita, em temperaturas abaixo da linha solvus da ferrita, de forma alotrimórfica, ao longo dos contornos de grão da matriz ferrítica,

em seguida, placas laterais de austenita Widmanstätten surgem, a partir dos contornos de grão ferríticos ou da austenita alotrimórfica já existente, crescendo para o interior dos grãos da matriz ferrítica e, por fim, em temperaturas mais baixas, surgem partículas de austenita intragranular precipitadas dentro dos grãos ferríticos.

Durante a solidificação após a soldagem, a nucleação da austenita ocorre principalmente nas fronteiras de grão da ferrita, mas com menores taxas de resfriamento sua nucleação também pode acontecer no interior dos grãos, como observado por Sieurin e Sandström (2006).

Nos aços inoxidáveis duplex, a ZTA pode ser dividida em duas sub-regiões: zona termicamente afetada de temperatura elevada (ZTATE) e de temperatura baixa (ZTATB) (CHEN e YANG, 2002).

A ZTATE está compreendida entre as temperaturas solidus e solvus da ferrita, sendo esta região caracterizada por se encontrar no campo monofásico ferrítico e por apresentar um acentuado crescimento de grão ferrítico, fazendo com que sua largura seja bastante característica. Além disso, o tamanho de grão da ZTATE dependerá essencialmente do tempo e temperatura que esta região permaneceu acima da temperatura solvus. Já este tempo de permanência, por sua vez, dependerá de fatores como parâmetros de soldagem, geometria da junta e composição química do aço. Vale ressaltar que o tempo de permanência além de influenciar a largura da ZTATE, influenciará também o balanço de fases naquela região (CHEN e YANG, 2002).

Verificou-se que a quantidade de austenita na ZTA diminui após a soldagem. Ambas as regiões apresentam austenita secundária no interior dos grãos ferríticos (AGUIAR, 2015).

2.2.4. Influência dos elementos de liga sobre a precipitação de fases

A formação do aço inoxidável duplex ocorre pela influência de alguns elementos de liga, sendo os mais importantes o cromo, níquel, molibdênio e o nitrogênio. Esses elementos de liga podem ser divididos em duas categorias: estabilizadores da ferrita e estabilizadores da austenita. Aqueles que estabilizam a fase ferrita (CCC - α) são denominados de elementos ferritizantes ou alfacênicos. E os elementos austenitizantes ou gamágenicos são responsáveis pela estabilidade da fase austenita (CFC - γ) (IMOA, 2014).

O cromo é o elemento químico fundamental para a elaboração dos aços inoxidáveis, devido à formação de uma camada passiva na superfície do aço, além de atuar como

estabilizador da ferrita. O movimento das discordâncias na ferrita é mais difícil do que na austenita devido o cromo atuar como barreira ao seu movimento (WANG et al., 2013).

O níquel é um elemento químico forte estabilizador da austenita, sua estrutura cristalina é cúbica de face centrada (CFC) e o seu ponto de fusão é em torno de 1453°C. O teor de Ni do metal de adição deve ser maior que o do metal de base para garantir a formação de austenita. Nos aço inoxidável duplex geralmente é utilizado na faixa de 4% a 5% em peso de Ni. Aumenta a resistência à corrosão geral em meios não oxidantes e em pequenas quantidades, melhora a tenacidade e a solubilidade de ligas ferríticas (NORSOK, 2008).

O molibdênio tem o mesmo efeito ferritizante que o cromo e aumenta a resistência à corrosão galvânica e por pite. Aumenta também a resistência mecânica e à fluência a temperaturas elevadas (IMOA, 2014).

Como estabilizador eficaz da austenita, o nitrogênio desempenha um papel importante no desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex e tem menor custo que o do níquel (CHEN e YANG, 2002).

2.2.4.1. Efeitos do nitrogênio na soldabilidade dos aços duplex

Durante o processo de soldagem as propriedades desejadas no material, podem ser radicalmente alteradas por um processo de fusão localizada que modifica parte da microestrutura. Uma vez que altas taxas de resfriamento favorecem a retenção da ferrita, é possível que exista uma maior quantidade da ferrita após um processo de soldagem, saindo do equilíbrio adequado entre as fases que existia no material base anterior à soldagem (ALVAREZ-ARMAS, 2008).

Segundo Alvarez-Armas (2008), um efeito benéfico do nitrogênio é que ele aumenta a temperatura à qual a austenita começa a se formar a partir da ferrita. Consequentemente mesmo sob velocidades de resfriamento relativamente altas, o nível adequado da austenita quase pode ser alcançado. Esse efeito reduz o problema de excesso de ferrita na ZTA.

A quantidade de nitrogênio, com teor mínimo de 0,10% no aço SAF 2205, atua diretamente sobre a zona termicamente afetada (ZTA), controlando o aumento excessivo da fase ferrita e melhora a estabilidade metalúrgica do material, fato constatado pela IMOA (2014). Também aumenta a formação de austenita no metal de solda (KOTECKI, 2010).

Porém de acordo com a taxa de resfriamento pode favorecer a formação de precipitados de nitretos de cromo (Cr_2N), após a soldagem como já descrito por Yurtisik et al., 2013.

2.2.5. Gás de proteção

O gás recomendado para a soldagem dos aços inoxidáveis duplex pela IMOA (2014) é uma mistura de argônio com 1-3% de oxigênio. A presença do oxigênio em mistura com argônio ajuda a estabilizar o arco elétrico, devido ao caráter oxidante imposto pelo mesmo, também reduzindo respingos. No entanto, gases de proteção com a adição de nitrogênio também vêm sendo empregados na soldagem de AID, com o objetivo de obter o balanço de fases entre a ferrita e a austenita após a solidificação do metal de solda.

Para a soldagem de materiais de muito baixo teor de carbono, tal como os aços inoxidáveis, utiliza-se misturas binárias e ternárias com baixos teores de dióxido de carbono (CO_2) (geralmente menor ou igual a 3% para os aços inoxidáveis), para que não ocorra a transferência de carbono para a solda. É um gás reativo e relativamente barato, largamente aplicado na soldagem com processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito, podendo ser usado puro ou em misturas (COSTA, 2014).

2.3. Análise da textura cristalográfica via Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD)

Os materiais policristalinos são constituídos de um enorme número de grãos ou monocristais, os quais são separados uns dos outros por fronteiras denominadas contornos de grão. As propriedades do policristal dependem da forma, do tamanho e da orientação dos grãos, sendo que um agregado policristalino possui orientação cristalográfica diferente daquela de seus vizinhos (PADILHA e SICILIANO Jr, 2005).

As orientações cristalográficas dos grãos nos policristais, de origem natural ou fabricada, raramente são distribuídas de forma aleatória. Portanto, na maioria dos materiais, há um padrão nas orientações que estão presentes e uma propensão para a ocorrência de certas orientações, causada pela cristalização a partir de um material fundido ou no estado sólido amorfo e, subsequentemente, por mais processos termomecânicos. Esta tendência é conhecida como *orientação preferencial ou textura cristalográfica* (ENGLER e RANDLE, 2010). A

textura não se refere à forma dos grãos, e sim à maneira como a rede cristalina desses grãos é arranjada espacialmente (VIANA, 2001).

A textura normalmente é designada na forma de componentes $\{hkl\} \langle uvw \rangle$, em função da família de planos atômicos e da orientação cristalográfica preferencial de tais planos. Essas componentes são representadas por uma orientação cristalina ideal, próxima à orientação de um número razoável de grãos agrupados na região estudada. Para o caso de uma chapa laminada, uma seleção conveniente de eixos coordenados é aquela que tem em conta a direção de laminação (DL), a direção transversal (DT) e a direção normal à superfície da chapa (DN), eixos que são perpendiculares entre si. Desta forma, o plano cristalino, representado por $\{hkl\}$, é paralelo ao plano da placa, e a direção $\langle uvw \rangle$, que fica no plano $\{hkl\}$, é tomada paralela à direção da laminação. Portanto, a posição das estruturas cristalinas dentro do grão se fixa com relação aos eixos DL, DT e DN da chapa (MESA, 2010).

Qualquer conjunto de orientações representadas por uma linha reta paralela a um dos eixos de orientação no espaço é conhecida como uma *textura de fibra* (LLEWELLYN e HUDD, 1992). Raabe e Lücke (1992) apresentaram as fibras mais importantes para estruturas cristalinas cúbicas de corpo centrado (CCC) (Fig. 2.8), como por exemplo, os aços ferríticos.

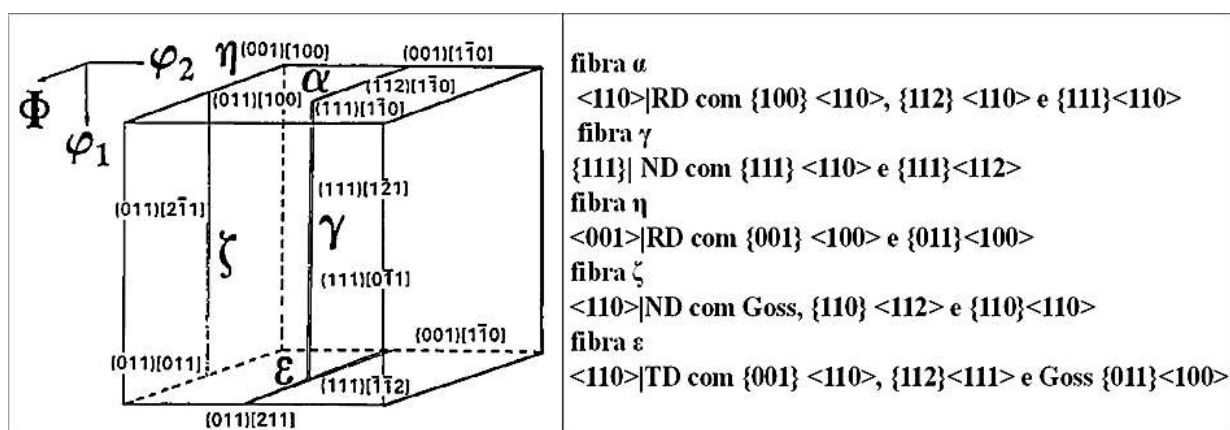


Figura 2.8 - Espaço de Euler reduzido com as mais importantes fibras e orientações.

A textura pode ser induzida num material por diversos procedimentos, como tratamentos térmicos, por deformação, por processos de fabricação ou por deposição de películas protetoras, etc. O estudo da textura de um material envolve uma parte qualitativa, quando se determinam as direções preferenciais de orientação, e uma parte quantitativa, quando é determinada a fração de volume associado a essa orientação preferencial (CHIN, 1985).

Há vários métodos de representar a textura de um material policristalino. Para todos eles, é preciso que as orientações cristalinas presentes no material sejam determinadas de algum modo. Tradicionalmente, tem-se usado a difração de raios-X, por meio da qual se consegue medir as frações volumétricas de material associadas a uma dada orientação cristalina, a partir da intensidade que difratam. Num policristal, milhares de grãos são analisados, simultaneamente, por esta técnica. Recentemente, o uso do EBSD (*Electron Back-Scatter Diffraction*) ou Difração de Elétrons Retroespalhados, associado à microscopia eletrônica de varredura (MEV), permitiu a determinação da orientação individual de cada grão, de modo muito rápido. A quantidade de grãos com cada orientação, existentes no policristal, é assim levantada diretamente por um processo automatizado (De CASTRO, 2008).

Os elétrons que são difratados (retroespalhados) em planos atômicos, favorecidos pela lei de Bragg, formam dois cones de difração. Cada banda ou par de linhas representa um plano cristalográfico particular. Os elétrons são detectados quando interceptam uma tela de fósforo. Os cones formados possuem uma abertura angular entre 2° e 4° , e, ao interceptar a tela, originam dois segmentos hiperbólicos conhecidos como *linhas de Kikuchi* (Fig. 2.9) (ENGLER e RANDLE, 2010).

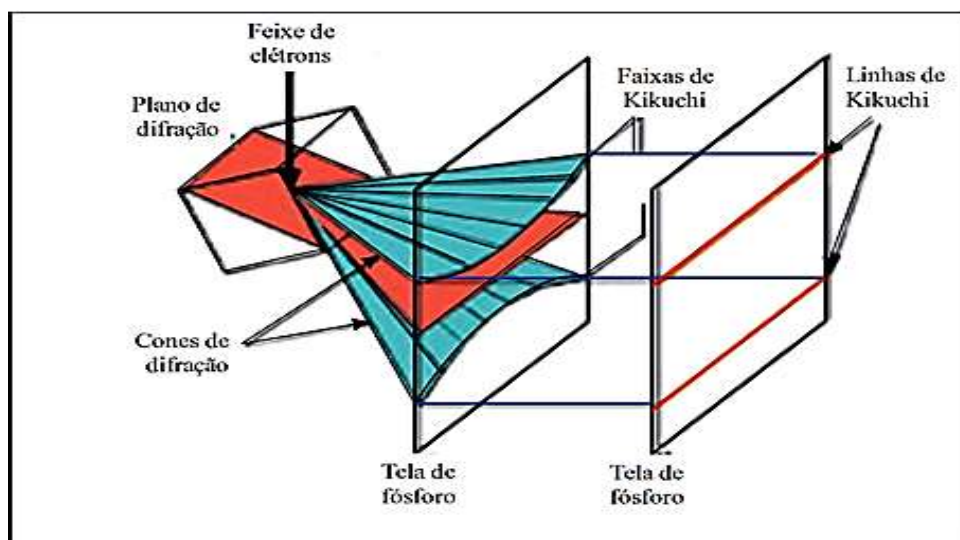


Figura 2.9 - Geração de linhas de Kikuchi a partir de cones formados por elétrons retroespalhados (PINTO e LOPES, 2001).

A indexação se inicia com a identificação das linhas de Kikuchi, que é feita usando um método matemático conhecido como transformada ou espaço de Hough, mediante a

conversão, em pontos individuais no espaço de Hough, das linhas de Kikuchi obtidas da imagem adquirida. Com a localização de pontos, em lugar de bandas, encontra-se um padrão de difração que é simplificado, o que equivale a encontrar um pico de alta intensidade no espaço de Hough. Para todos os padrões registrados no EBSD, uma transformada de Hough é realizada e as bandas são detectadas de forma automática (STOJAKOVIC, 2012).

A largura das bandas detectadas é uma função do espaçamento dos planos de difração (lei de Bragg), e é comparada com uma lista teórica (padrão) de planos de rede feita pelos elétrons retroespalhados. Além disso, os ângulos entre as bandas devem ser determinados e comparados com os valores teóricos, o que é feito por meio da comparação com uma tabela armazenada na base de dados, contendo todos os ângulos interplanares com os índices de Miller de célula unitária para os planos (hkl) presentes na estrutura de cristal, incluindo cada plano individual na família de planos {hkl}. Os resultados obtidos pela técnica EBSD podem ser utilizados através de figuras de polos (FP), figuras de polo inversa (IPF) e funções de distribuição de orientação cristalina (FDOC) (STOJAKOVIC, 2012).

A figura de polo inversa é um triângulo, sendo esta o único tipo de projeção estereográfica que mostra uma orientação normal ao plano. Os eixos de referência da figura de polos inversa tornam-se os eixos do cristal 100, 010 e 001 (o plano normal). Devido à simetria do cristal, ele é repetido dentro de uma figura de polos inversa e é possível expressar todas as orientações (por exemplo, $\langle 100 \rangle$) com uma única unidade de triângulo (Fig. 2.10) (GODEC e JENKO, 2000).

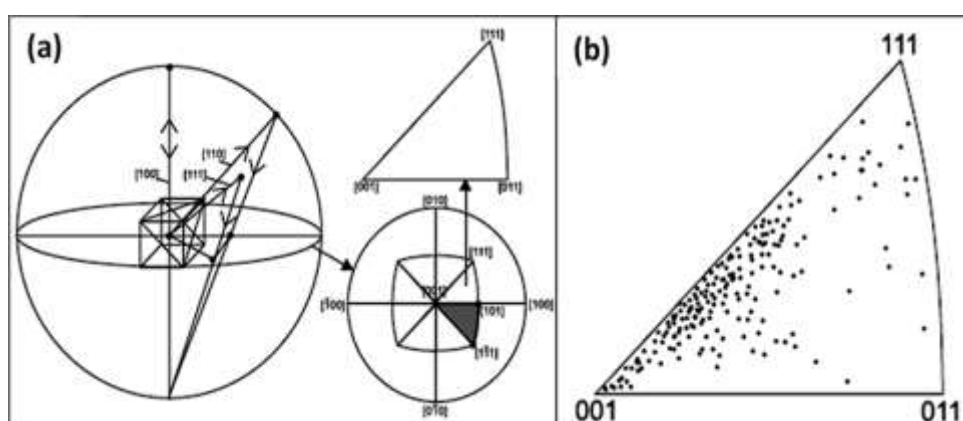


Figura 2.10 - (a) O gráfico das orientações da figura de polos inversa da amostra se relaciona com as orientações do cristal fixas em uma única unidade de triângulo da projeção estereográfica; (b) Figura de polos inversa de um aço elétrico ligado com 0,05% de Sb (GODEC e JENKO, 2000).

O termo de *Microscopia de Imagem de orientação* ou *Orientation Imaging Microscopy* - OIM tem sido usado para caracterizar a área varrida de uma amostra, ou seja, correspondente ao termo *Mapa de EBSD/OIM*. Nestes mapas, uma cor é atribuída a cada plano paralelo à área analisada que corresponde a uma determinada orientação cristalográfica que é identificada de acordo com um triângulo unitário de referência. A Fig. 2.11 é um exemplo de um mapa de EBSD e seu triângulo de referência (SILVA, 2007).

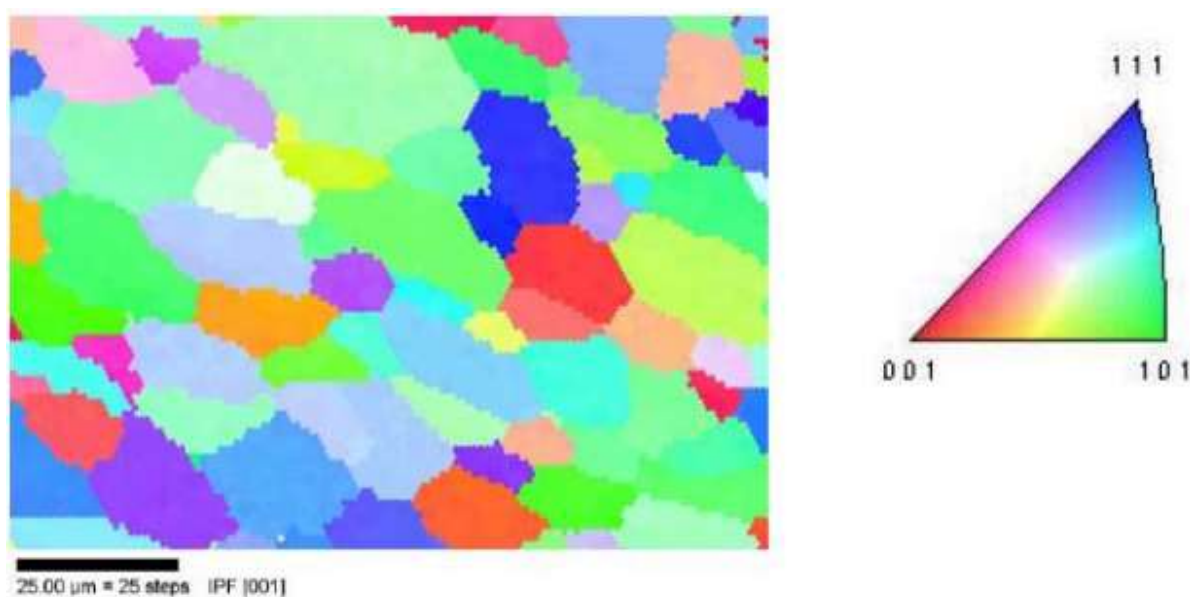


Figura 2.11 - Mapa de orientação de uma liga Fe-Si recristalizada e o Triângulo unitário de referência das cores utilizadas. (SILVA, 2007).

Segundo Silva (2007), comumente, após a varredura por EBSD em uma determinada amostra, o primeiro parâmetro a ser analisado é geralmente a textura. O uso da técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) em conjunto com mapas de orientação obtidas por microscopia por imagem de orientação (OIM) apresentam dados qualitativos muito representativos sobre a microestrutura de um determinado material.

2.4. Avaliação da corrosão a partir de ensaios eletroquímicos (curvas de polarização potenciodinâmica)

As principais formas de corrosão em aços inoxidáveis duplex são as localizadas, normalmente por pites (PINTO, 2006) e por frestas (NUNES, 2012).

De acordo com Souza et al. (2013), a corrosão por pites causa a maior quantidade de prejuízos relacionados aos aços inoxidáveis duplex, afetando diretamente sua resistência à corrosão sobre tensão.

Segundo Nunes (2012), os aços inoxidáveis possuem a característica de passivação, resultando em uma camada passiva que assegura a resistência à corrosão, impedindo a entrada de oxigênio no material. O rompimento localizado da película de óxido protetora da superfície forma um pite, e devido à agressividade desse mecanismo de corrosão, a repassivação e formação de um novo filme podem ser dificultadas. Sendo assim, a corrosão por pites é um mecanismo de corrosão localizada, ocorrendo em algumas regiões, na forma de pequenos pontos, com uma pequena largura e profundidade considerável, enquanto o resto da superfície pode estar intacta.

O rompimento da camada passiva de proteção é ocasionado comumente por íons cloreto, onde a dissolução localizada define uma área ativa, muito pequena em relação à área passiva, promovendo uma intensa corrosão localizada. A presença de íons agressivos e oxigênio forma uma pilha de corrosão entre a superfície externa passiva catódica e o interior do orifício com superfície anódica e ativa (NUNES, 2012).

O estudo das curvas de polarização é um ótimo comparativo de resultado e desempenho entre amostras para o estudo de aços inoxidáveis duplex. A polarização funciona como uma eletrólise, onde o eletrodo é o metal e o meio, solução onde ocorre a interação, é o eletrólito (PINTO, 2006).

O método para os ensaios eletroquímicos de polarização potenciodinâmica segue as especificações da norma ASTM G5 (2014), com o objetivo de proporcionar a repetibilidade do ensaio em outras pesquisas ou laboratórios. Os valores e unidades adotados são os do SI, e a metodologia para apresentação das curvas plotadas utiliza as mesmas unidades padronizadas na norma.

A corrosão inicia com o contato do metal com uma solução, proporcionando uma alteração termodinâmica, balanceada pela troca de cargas, resultando em um sistema eletroquímico. Um potencial é aplicado na interface metal/solução, e a sua relação com a corrente gerada resulta na curva de polarização (POLINSK, 2017).

Segundo Polinsk (2017) os ensaios de polarização potenciodinâmica produzem um gráfico de ordenadas resultantes da variação do potencial (E) e abscissas compostas pela corrente resultante (i). Os dados são plotados a partir do distanciamento do potencial de equilíbrio, também chamado de potencial de circuito aberto (OCP). A variação do potencial

no sentido catódico e anódico em relação ao potencial de circuito aberto do sistema possibilita a geração da curva de polarização potenciodinâmica.

O potencial de corrosão (E_{CORR}) corresponde ao potencial no qual a corrente é próxima de zero. Os potenciais obtidos por polarização acima do potencial de corrosão correspondem aos potenciais da varredura anódica, enquanto os potenciais abaixo do potencial de corrosão correspondem à varredura catódica (POLINSKY, 2017).

Para Serna-Giraldo (2006), aços inoxidáveis apresentam características de passivação, e por consequência, as curvas de polarização anódicas desenvolvem um comportamento particular que é apresentado na Fig. 2.12.

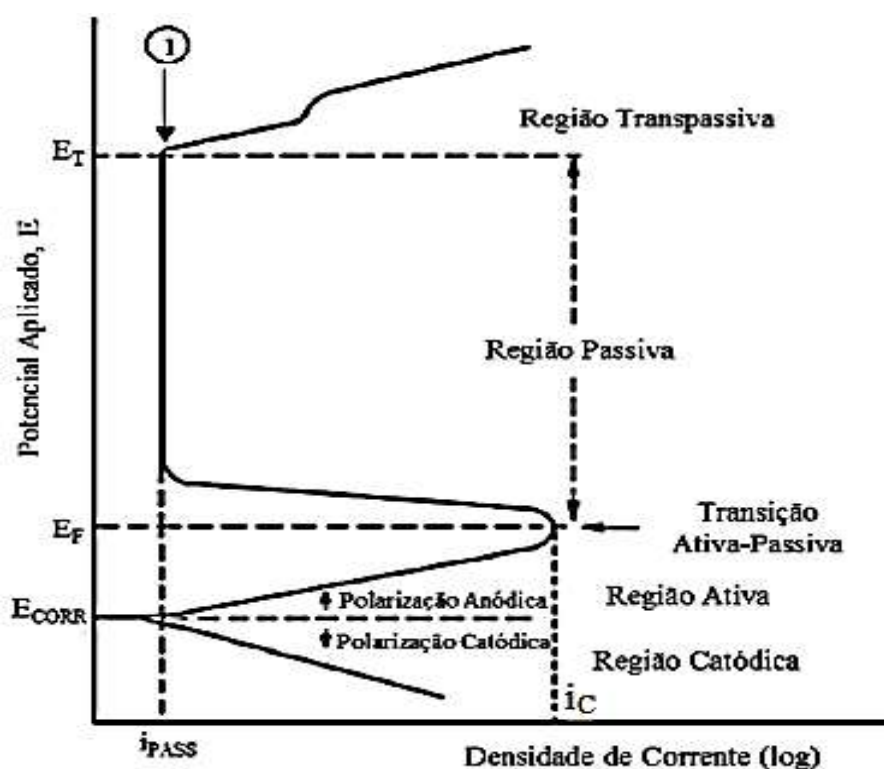


Figura 2.12 - Curva de polarização característica de metais com capacidade de passivação (SERNA-GIRALDO, 2006).

Na curva de polarização anódica típica de um de metal que apresenta característica de passivação, a corrente aumenta inicialmente com o aumento do potencial. Quando o potencial atinge o valor do potencial de passivação (E_F), e a densidade de corrente crítica para a passivação, (i_C), é alcançada, ocorre uma queda pronunciada na densidade de corrente (diminuição da taxa de corrosão). Este é o início da passivação, e a densidade da corrente se

mantém baixa (i_{pass}) mesmo polarizando o eletrodo, ou seja, com o potencial sendo aumentado até valores mais elevados (ASM, 2003).

Como pode ser observado na Fig. 2.8, o metal ou liga com característica de passivação torna-se passivo quando se aumenta o seu potencial na direção anódica. Acima de um determinado potencial E_F , observa-se uma brusca diminuição na corrente (está relacionado com a taxa de dissolução anódica) comparado com valores mais baixos de potencial anódico. Esta diminuição da corrente com a consequente diminuição da taxa de dissolução anódica ocorre devido à formação de uma película passivante. Prosseguindo-se com o aumento do potencial, atinge-se uma terceira região da curva, relativa à região anódica transpassiva onde pode originar pites de corrosão. Neste nível de potencial ocorre grande evolução de oxigênio e a camada passiva torna-se instável. Na zona passiva pode ocorrer a geração de pites, pela desestabilização da camada passiva, na presença, por exemplo, de íons cloreto (ASM, 2003).

Uma interpretação desse comportamento foi feito por Shi (2017) para representar o aspecto geral das curvas de polarização potenciodinâmica dos aços inoxidáveis duplex SAF 2205 observadas na Fig. 2.13, delimitando as regiões da curva.

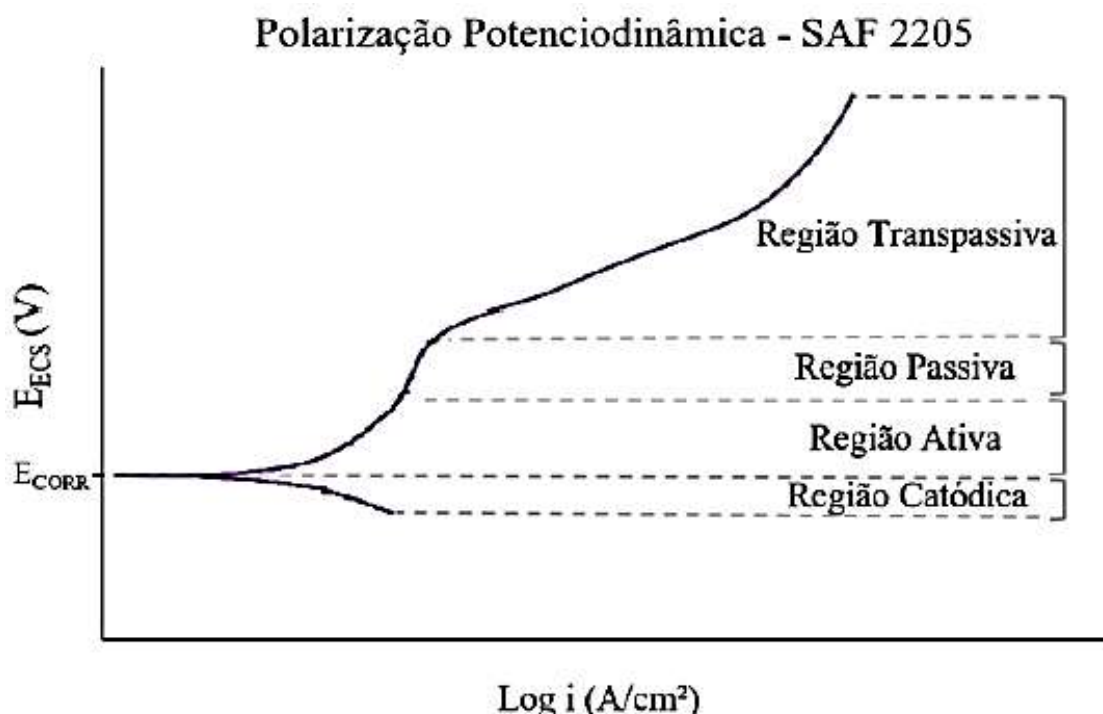


Figura 2.13 - Curva de polarização potenciodinâmica do AID SAF 2205 (SHI, 2017).

2.5. Desenvolvimento da técnica do CTOD

O método CTOD é uma continuidade à aplicação da mecânica da fratura para o regime elastoplástico. A avaliação do comportamento à fratura apresentado pelos materiais neste regime é das mais importantes, uma vez que se trata do regime que normalmente acompanha a maioria das aplicações estruturais envolvendo aços de média e baixa resistência mecânica. É indicado para materiais que apresentam mudança de comportamento (transição dúctil - frágil) com o decréscimo da temperatura (DE SOUZA, 2011).

O CTOD é um método de avaliação de tenacidade à fratura elastoplástica cuja denominação original em inglês corresponde a “Crack Tip Opening Displacement”. O mesmo propõe avaliar a tenacidade de um dado material em relação à abertura dos flancos da ponta da trinca (JANSSEN et al., 2006).

Uma maneira de determinar o valor do CTOD é medindo experimentalmente em função das propriedades do material e da taxa de deformação, através dos processos normativos recomendados, tais como: normas BS 7448-91 (1991), ISO 12135-02 (2002) e ASTM 1820-11 (2011).

Estas normas possibilitam determinar o valor de CTOD de carga máxima (δ_{max}) e o CTOD de iniciação (δ_i). O CTOD de carga máxima é utilizado como critério de projeto para determinar, quantitativamente, a tensão crítica de projeto, em relação ao tamanho de trincas e de defeitos críticos, enquanto que o CTOD de iniciação corresponde a um valor de propriedade do material em regime elastoplástico, pois, este valor estabelece o começo do processo de propagação estável de trinca sob carregamento monotônico (BS 7448 - 1, 1991; ISO 12135 - 02, 2002 e ASTM 1820-11, 2011).

O CTOD de carga máxima é obtido segundo a norma ISO 12135-02 (2002) e possibilita determinar o valor deste parâmetro através da relação direta entre a carga aplicada e o deslocamento de abertura do corpo de prova. Estes resultados são registrados, simultaneamente, através do sistema de aquisição e da máquina de ensaio durante o ensaio experimental, utilizando-se célula de carga, instrumentado com um transdutor ou extensômetro (*clip gage*). O extensômetro mede o afastamento das faces dos flancos do corpo-de-prova, representado por V_g , mais comumente chamado de CMOD (Crack Mouth Opening Displacement), quando submetido a uma carga P crescente, o que provoca rotação do corpo de prova em torno de um eixo ou centro de rotação aparente. Esse deslocamento é

medido na superfície da peça transversalmente à abertura do entalhe localizado na superfície do corpo de prova, já que é impossível medir o CTOD de forma direta.

Na Fig. 2.14 está representada a altura dos contatos (*knife edges*) (z), onde o extensômetro é fixado durante o ensaio experimental. O ligamento remanescente é dado pela diferença entre $(W-a)$, assim como pelo fator rotacional (r) e pelo valor da abertura da trinca, representado por Vg ou CMOD (ISO 12135 - 02, 2002).

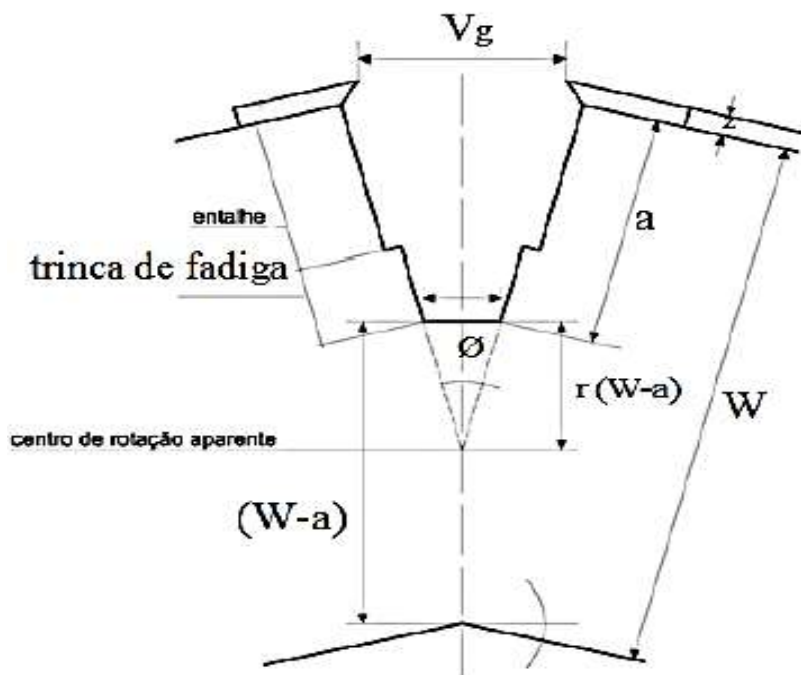


Figura 2.14 - Abertura da boca da trinca (ISO 12135-02, 2002).

O ligamento remanescente contribui para o surgimento de uma rotação no corpo de prova, comumente denominado por alguns autores como rótula plástica e assim contribui para o surgimento de um ponto de rotação do ligamento a uma distância igual ao produto entre o fator rotacional (r) e o comprimento do ligamento remanescente. O valor do fator rotacional é padronizado e é constante para cada corpo de prova utilizado no ensaio (ISO 12135 - 02, 2002).

O valor do deslocamento da abertura da trinca (CMOD) durante o ensaio se divide em duas partes: uma se refere ao regime plástico (Vpl) e a outra ao regime elástico (Vel), como mostrado na curva de ensaio, contribuindo para o surgimento respectivo de dois valores de CTOD: CTOD elástico (δel) e plástico (δpl). A Eq. (2.3) é a que melhor representa o valor do CTOD total, que é dado pela soma das duas parcelas: uma que corresponde ao regime elástico

e a segunda ao regime plástico, como mostrado no gráfico de registro, (Fig. 2.15) (ASTM 1820 - 11, 2011).

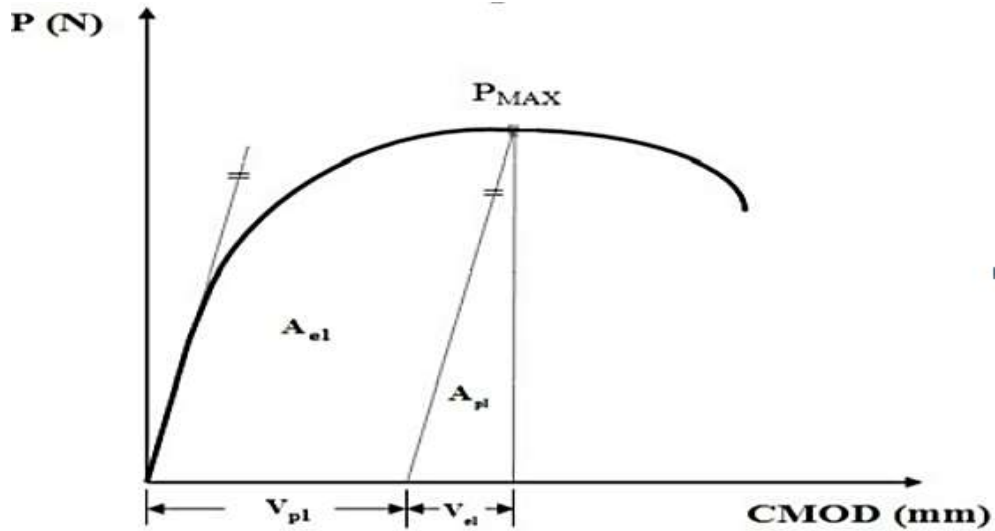


Figura 2.15 - Relação carga versus CMOD (V_g) (ASTM 1820-11, 2011).

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (2.3)$$

$$\delta_{el} = \frac{K_I^2}{E \sigma_{LE}} \left(\frac{1 - \nu^2}{2} \right) \quad (2.4)$$

Os valores de CTOD elástico, assim como o CTOD plástico podem ser obtidos, conforme as respectivas Eq. (2.4) e (2.7). O valor do CTOD elástico é calculado em função do fator intensidade de tensão K_I e do fator de correção geométrico $f(a/W)$, dado pelas Eq. (2.5) e (2.6). O K_I , por sua vez, é obtido em função do módulo de elasticidade (E), do coeficiente de Poisson (ν) e da tensão de escoamento do respectivo material, enquanto o fator de correção geométrico $f(a/W)$, em função da razão do comprimento total de trinca (a) e em relação ao comprimento do corpo de prova (W). Na prática, o CTOD plástico é obtido pela relação direta dos parâmetros referentes na Fig. 2.14 e representado pela Eq. (2.7) (ASTM 1820-11, 2011).

$$K_I = \frac{F}{B \cdot W^{0,5}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.5)$$

Sendo F a carga máxima obtida durante o ensaio,

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \cdot \left[0,886 + 4,66\left(\frac{a}{W}\right) - 13,32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left[1 - \left(\frac{a}{W}\right)\right]^{1,5}} \quad (2.6)$$

$$\delta_{pl} = \frac{r \cdot V_{pl} \cdot (W - a_0)}{r \cdot (W - a_0) + r' \cdot a_0 + (c - W) + z} \quad (2.7)$$

Então, o valor do CTOD total é dado pela Eq. (2.8), que corresponde à soma das Eq. (2.4) e (2.7), onde S é a distância entre os apoios:

$$\delta = \left[\frac{S}{W} \frac{F}{(B^2 \cdot W)^{0,5}} f\left(\frac{a}{W}\right) \right]^2 \left[\left(\frac{1 - \nu^2}{2E\sigma_{LE}} \right) \right] + \left[\frac{0,4(W - a_0)V_{pl}}{0,4W + 0,6 \cdot a_0 + z} \right] \quad (2.8)$$

Como condição de aceitação de resultados, as normas BS 7448-91 (1991), ISO 12135-02 (2002) e ASTM 1820-11 (2011) recomendam que na fabricação do corpo de prova C(T) a razão entre os valores da largura (W) e da espessura (B) seja igual a 02 ($W=2B$), com desvio de paralelismo de no máximo 0,2% W e a razão entre a e W esteja dentro da faixa máxima correspondente a $0,45 \leq a/W \leq 0,55$.

CAPÍTULO III

MATERIAIS E MÉTODOS

Com o objetivo de facilitar o entendimento e compreensão das atividades desenvolvidas nesta pesquisa serão descritos a seguir os materiais consumíveis, os equipamentos e a metodologia utilizada.

3.1. Materiais

3.1.1. Metal de Base

Foram utilizadas como metal de base chapas de aço inoxidável duplex AISI/UNS S31803 (SAF 2205), com espessura de 4,0 mm. O material foi cedido pela empresa Arcelomittal - Aperam, cuja composição química é apresentada na Tab. 3.1, com base em análises realizadas na empresa.

Tabela 3.1 - Composição química do AISI UNS S31803, em % peso (APERAM, 2011).

Classificação	Porcentagem em Peso (%)							
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	N	Fe
AISI/US S31803	0,03	1,42	0,35	22,50	4,50	5,50	0,20	Balanço

3.1.2. Metal de Adição

Como metal de adição foi utilizado arame-eletrodo AWS ER2209, com diâmetro de 1,2 mm, cedido pela empresa Sandvik Materials Technology. A composição química pode ser verificada na Tab. 3.2, com base nos dados fornecidos pelo fabricante.

Tabela 3. 2 - Composição química do AWS ER2209L, em % peso (SANDVIK, 2011)

Consumível	Porcentagem em Peso (%)							
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	N	Fe
ER2209	0,02	1,60	0,50	23,00	3,20	9,00	0,16	Balanço

3.2. Equipamentos

Para a realização dos testes foi montada a bancada de soldagem apresentada na Fig. 3.1. Esta bancada é composta por uma fonte de soldagem eletrônica, tocha, mesa de coordenadas, sistema de aquisição de dados e alimentador de arame. Antes da realização dos testes foram realizadas as calibrações dos equipamentos utilizados.

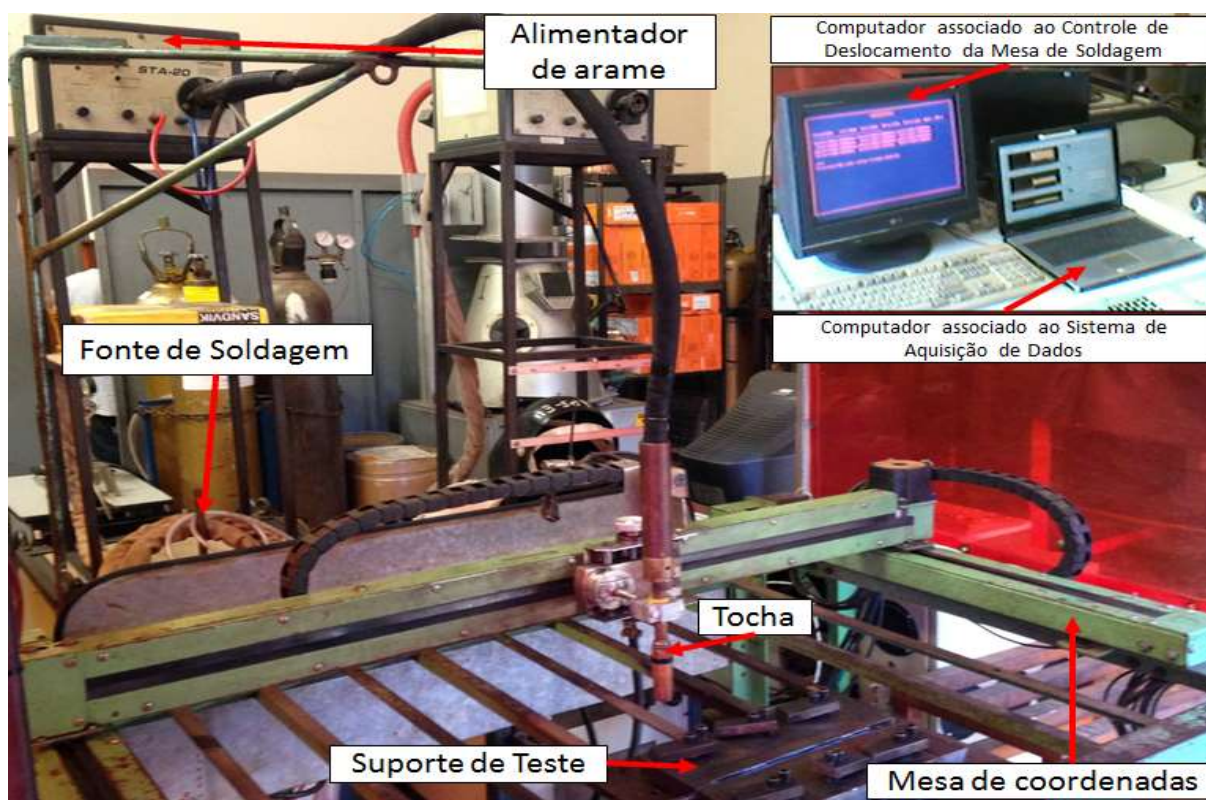


Figura 3.1 - Bancada de soldagem utilizada.

3.2.1. Fonte de soldagem

A fonte de soldagem utilizada é eletrônica e multiprocesso, DIGITEC INVERSAL 600, viável para usar em vários processos de soldagem (MIG/MAG convencional e pulsado, TIG, Eletrodo revestido e o processo a arco elétrico com Arame tubular). Suas características são:

- Corrente contínua, constante ou pulsada;
- Ajustáveis para tensão constante, corrente constante ou modo misto;
- Indutância ajustável;
- Corrente máxima de 500 A;
- Tensão em vazio de 70 V;
- Na realização dos testes as fontes foram ajustadas no modo MIG/MAG convencional com tensão constante.

3.2.2. Alimentador de Arame-Eletrodo

Tem como função alimentar o arame-eletrodo até o arco elétrico, está acoplado a fonte de soldagem e possui as seguintes características:

- Velocidade de avanço do arame-eletrodo de 1,0 a 20,0 m/min;
- Admite diâmetros de arame-eletrodo na faixa de 0,60 a 1,60 mm

3.2.3. Mesa de Soldagem

A mesa de soldagem é um sistema de deslocamento e posicionamento da tocha de soldagem e suas características são:

- Velocidade de soldagem (deslocamento no eixo x) mínima: 05 mm/s e máxima: 80 mm/s;
- Resolução de 0,1 mm/s para a velocidade e de 0,125 mm na distância.

A mesa foi calibrada antes de iniciar os testes usando um sistema de calibração de velocidade fabricado no LAPROSOLDA. No sistema é usado um cronômetro e três sensores de posição os quais estão posicionados como ilustrado na Fig. 3.2, fazendo contato entre eles ao início e ao final do comprimento.

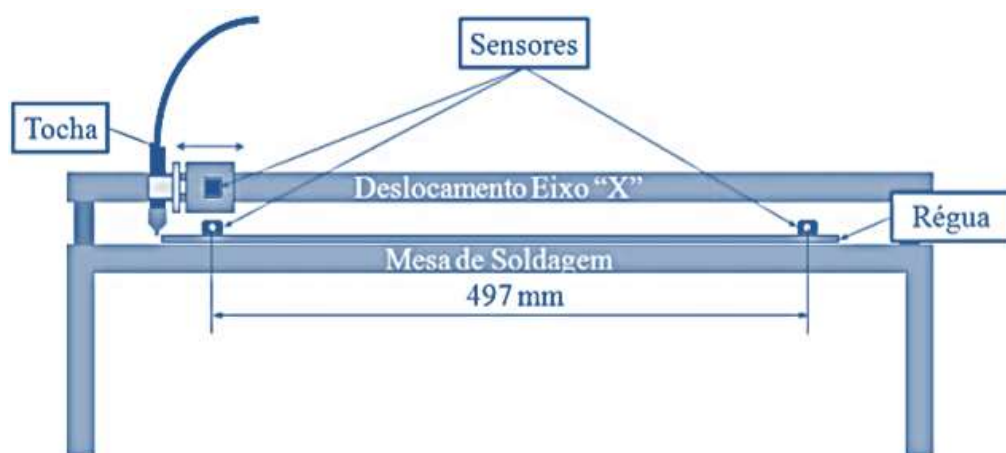


Figura 3.2 - Esquema de montagem para calibração da mesa de soldagem (GARCÍA, 2011).

Foram feitos cinco ensaios variando as velocidades de 10 a 50 mm/s. A Fig. 3.3 mostra o gráfico resultante da velocidade de soldagem real versus velocidade de soldagem na mesa.

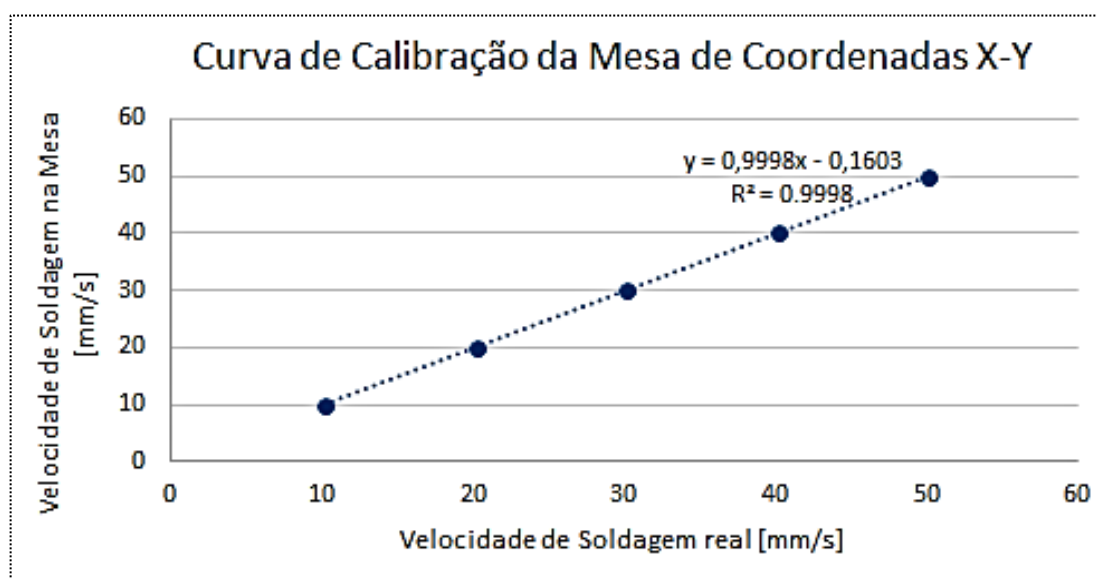


Figura 3.3 - Curva de calibração da mesa de soldagem.

3.2.4. Sistema de Aquisição de Dados

É composto por uma placa de aquisição modelo NI USB-6009 com resolução de 13 bits e faixa de medição de $\pm 10V$, um condicionador de sinal e um computador com software de aquisição de dados desenvolvido em LabView. Todo sistema de aquisição de dados foi calibrado antes da realização dos ensaios. Na obtenção dos sinais, empregou-se frequência de aquisição de 5,0 kHz.

3.3. Metodologia

O material foi recebido em forma de tiras, com dimensões de 500x55x4 mm. Em seguida, 16 corpos de prova com dimensões de 200x50x4 mm foram cortados e soldados em chanfros de 45° sem abertura, conforme a Fig. 3.4, com arame-eletrodo AWS ER2209.

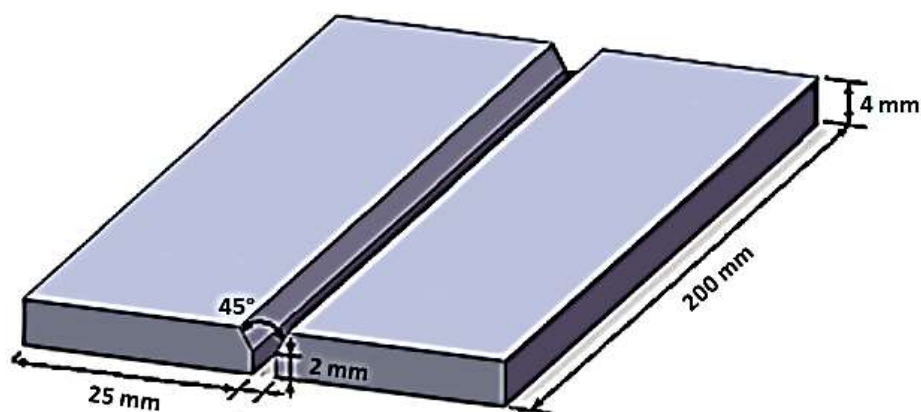


Figura 3.4 - Geometria da junta proposta pela AWS D1.6.

Para a soldagem dos corpos de prova utilizou-se uma fonte de soldagem multiprocesso acoplada a uma placa de aquisição de dados. A Tab. 3.3 apresenta os parâmetros utilizados neste trabalho, com base na pesquisa de Costa (2014), para uma faixa operacional dentro do modo transferência por curto-circuito.

Foram feitas soldagens sem e com adição de nitrogênio no gás de proteção para comparação, utilizando-se um misturador de gás e alterando consequentemente a proporção dos outros elementos da mistura.

Tabela 3.3 - Faixa de parâmetros para transferência por curto-circuito (COSTA, 2014).

Diâmetro do arame (mm)	Valim (m/min)	I (A)	U (V)	Gás (Ar+2%CO ₂) (l/min)	DBCP (mm)	Vsold (cm/min)	Esold (J/mm)
1,2	2,8	124	15	14	11	22	574,70
1,2	2,8	127	16	14	12	22	637,71
1,2	2,8	120	17	14	12	22	644,97
1,2	2,8	125	18	14	13	22	715,88
1,2	2,8	126	19	14	13	22	761,78

3.3.1. Aquisição de ciclos térmicos

Para Aquisição de ciclos térmicos foi utilizado uma câmera infravermelho FLIR A325 (Fig. 3.5) do tipo microbolometer que permite analisar uma faixa do espectro de 7,5 a 13 μm (infravermelho longo). A câmera possui uma resolução de 320 x 240 pixels, uma taxa de aquisição de até 60 Hz e uma acurácia de $\pm 2^\circ\text{C}$, sendo que sua análise pode ser realizada em três níveis diferentes de temperatura (-20 – 120 $^\circ\text{C}$; 0 – 350 $^\circ\text{C}$; e 300 – 2000 $^\circ\text{C}$).



Figura 3.5 - Câmera infravermelha FLIR A32.

Esta câmera é controlada por meio de um software chamado *Thermocam Research 2.9* (Fig. 3.6) pelo qual são inseridos os parâmetros de análise de temperatura por radiação. Os parâmetros necessários para o funcionamento correto da termocâmera são:

- Emissividade da superfície a ser analisada;
- Distância da câmera/peça;
- Temperatura ambiente;
- Umidade relativa do ar;
- Transmitância (caso se utilizem filtros).

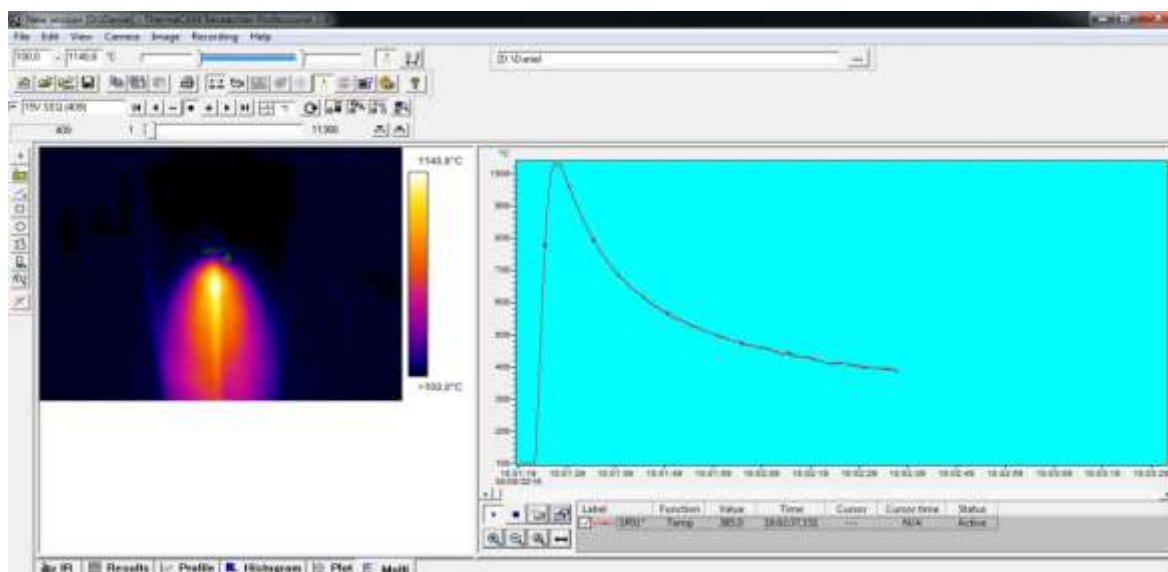


Figura 3.6 - Interface do software Thermocam Reserch 2.9.

A partir do software Thermocam Reserch 2.9 é possível fazer a filmagem e a análise ao mesmo tempo e também salvar em um arquivo do próprio software e só depois fazer as análises e entradas dos parâmetros.

3.3.2. Preparação das amostras

Foram cortadas 16 amostras com dimensões de aproximadamente 10x10x4 mm, na região que compreende a seção transversal do cordão de solda em cortadora metalografica, tanto para os ensaios metalográficos, quanto para os ensaios de corrosão, conforme a Fig. 3.7.



Figura 3.7 - Seção transversal dos corpos de prova embutidos para ensaios metalográficos.

Os corpos de prova para os ensaios de polarização potenciodinâmica foram preparados a partir de chapas cortadas nas dimensões de 10 mm x 10 mm (10 mm²), tornando a área da superfície igual em todas as condições para comparação, que inicialmente foram unidas, por brasagem, a fios de cobre isolados de comprimento aproximado de 15 cm para as devidas conexões ao circuito de ligação ao potenciostato. Os corpos de prova foram embutidos em baquelite ficando exposta a área de 10 mm² para contato com o eletrólito do ensaio. Os corpos de prova foram lixados até a lixa 600 mesh. Na Fig. 3.8 apresentam-se os corpos de prova soldados aos fios de cobre antes de serem embutidos e depois do embutimento.

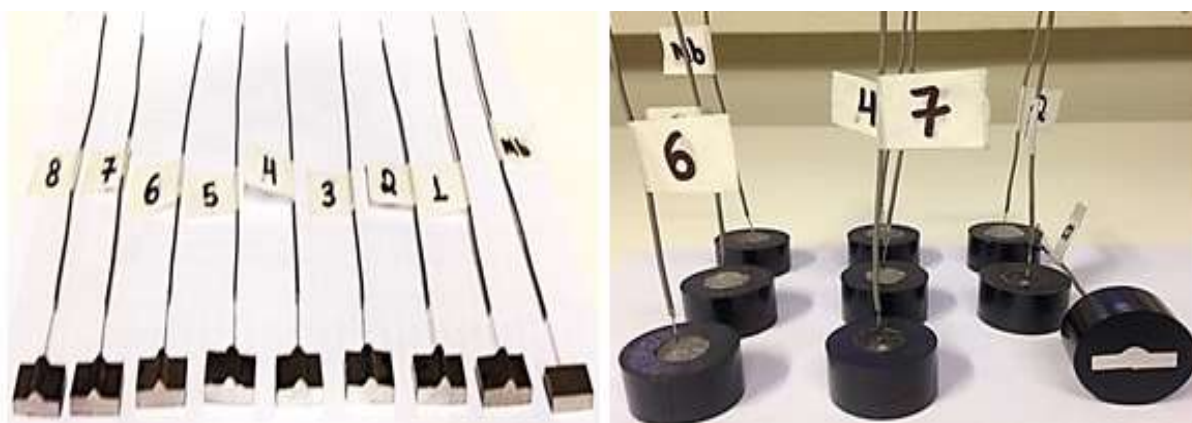
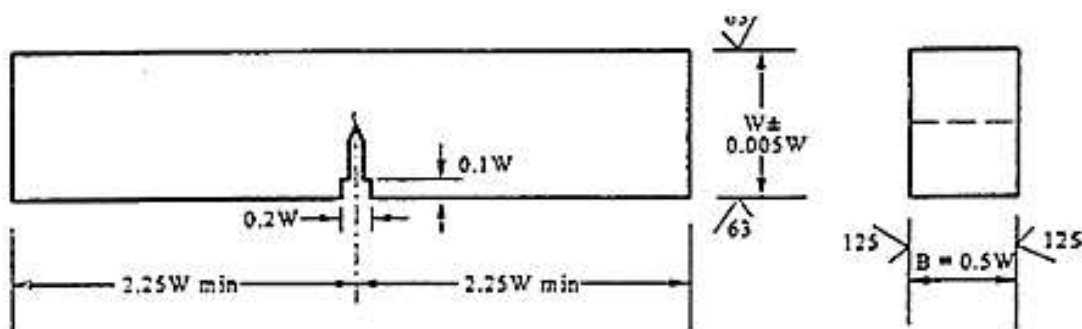


Figura 3.8 - Corpos de prova soldados aos fios de cobre antes de serem embutidos e depois do embutimento para ensaio de corrosão.

Os corpos de prova para ensaios de tenacidade por deslocamento da abertura da ponta da trinca (CTOD) foram confeccionados na espessura da chapa conforme recebida, 4,0 mm, e as demais dimensões de acordo com a Norma ASTM E1820–11, como se apresenta na Fig. 3.9.



Nota 1- Os dois lados e as duas bordas devem ser paralelas e perpendiculares com tolerância de 0,5°.

Nota 2- O entalhe deve ser perpendicular às bordas com tolerância de ±2°.

Figura 3.9 - Dimensões do corpo de prova para ensaio CTOD (ASTM E1820 - 11, 2011).

A Fig. 3.10 apresenta os corpos de prova cortados conforme a norma e com o entalhe feito pelo processo de eletroerosão a fio, após a simulação da ZTA por efeito Joule.

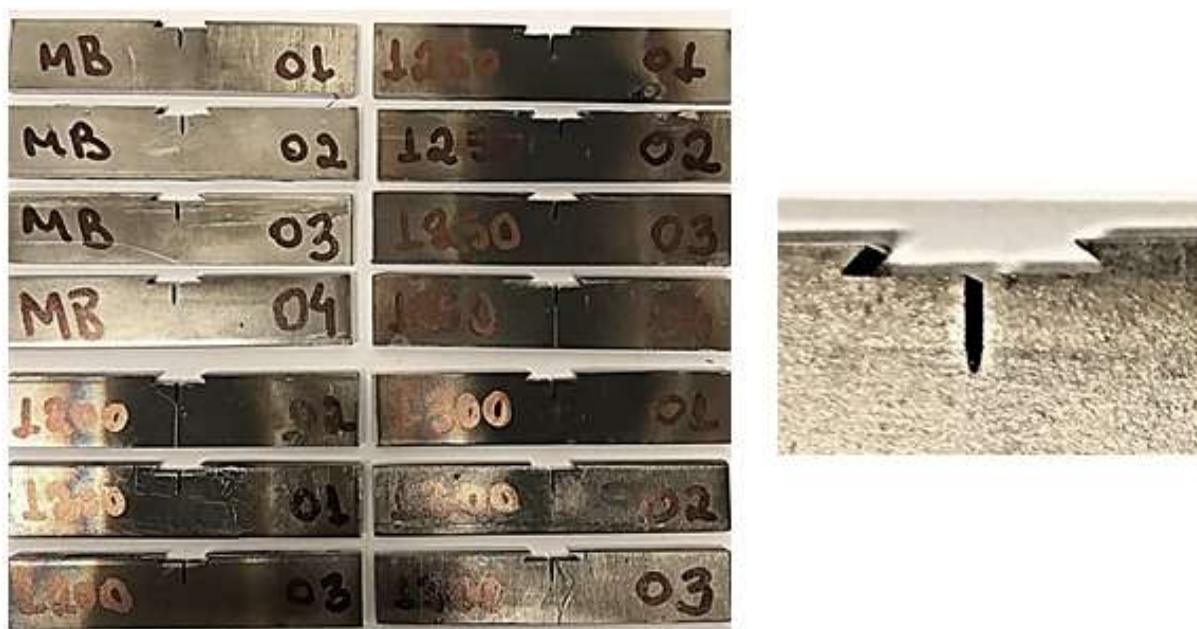


Figura 3.10 - Corpos de prova para ensaio CTOD com entalhe estabelecido pela norma.

3.3.3. Caracterização microestrutural

As técnicas utilizadas para caracterização microestrutural foram realizadas a partir dos corpos de prova embutidos em baquelite. As amostras foram preparadas para análise por microscopia óptica e eletrônica de varredura, difração de raios X e difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

As amostras escolhidas para metalografia foram lixadas em suas seções transversais com lixas de granulometria 100, 220, 320, 400, 600, 800, 1200 e 1500 mesh. Após o lixamento as amostras foram polidas com alumina de 01 e 0,5 μm . Para a análise das amostras com EBSD foi utilizado um polimento com Sílica coloidal com partículas de 20nm.

3.3.3.1. Microscopia ótica

A caracterização microestrutural foi realizada através do microscópio ótico marca OLYMPUS modelo BX41M, com registro fotográfico via computador.

Para a revelação da microestrutura foi utilizado o reativo Behara Modificado (Behara II), cuja composição é 20 ml de ácido clorídrico, 80 ml de água destilada e deionizada e 1 g de metabissulfito de potássio. A esta composição foram adicionados 2 g de bifluoreto de amônio no instante do ataque. As amostras foram mergulhadas no reativo por um período de aproximadamente 15 s, em seguida foram submetidas à água corrente, para interrupção da ação do agressor. Com a superfície seca através da evaporação do álcool etílico, processo agilizado com o auxílio do ar quente, foi possível a observação das fases presentes.

A metalografia quantitativa realizada por análise de imagem com o auxílio do microscópio ótico foi empregada para avaliar a fração em área de austenita e ferrita nas amostras utilizando o software ImageJ, conforme a norma ASTM E1382 - 97. A quantificação de fases consiste em de posse de uma imagem (micrografia) capturada em escala cinza, o software, baseado nas tonalidades vistas na micrografia, é gerada outra imagem atribuindo a esta duas cores diferentes, conforme a Fig. 3.11. Em seguida, são calculadas as áreas ocupadas pelas duas cores correspondentes às duas fases. Assim, torna-se claro que quanto melhor for o contraste de fases da micrografia, mais confiável será o cálculo feito pelo software.



Figura 3.11 - Imagens exemplificando o processo de quantificação por análise de imagens.

3.3.3.2. Microscopia eletrônica de varredura

A caracterização por microscopia eletrônica de varredura foi realizada em microscópio eletrônico TESCAN VEGA3SEM, onde foram obtidas imagens de elétrons secundários das amostras polidas, para auxílio da caracterização microestrutural. Além disso, foi realizada

análise semi-quantitativa por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) para identificação das fases presentes com auxílio do software Oxford-INCA, que é parte integrante do conjunto MEV TESCAN.

3.3.3.3. Difração de Raios X

A difratometria de raios X foi realizada em difratômetro de raios X Shimadzu modelo XRD-6000. Foi utilizada radiação Cu-K α , gerada com tensão de aceleração de 30 kV, corrente de filamento de 30 mA, taxa de varredura de 1°/min e passo de 0,04°.

3.3.3.4. Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

A caracterização por EBSD foi realizada em microscópio eletrônico FEI QUANTA 250, cedido pelo laboratório de pesquisa e tecnologia em soldagem (LPTS) da universidade Federal do Ceará, onde foram obtidas imagens de elétrons retroespalhados das amostras sem ataque metalográfico em diferentes campos, para posterior análise por esteorologia quantitativa.

Foram obtidas cinco imagens por amostra e para que as imagens fossem obtidas de maneira satisfatória, o ajuste do microscópio eletrônico foi padronizado para todas as imagens. Esse ajuste compreende, dentre outros parâmetros, a de tensão de aceleração aplicada ao feixe de elétrons (mantida em 20 kV), ajuste da corrente elétrica emitida pelo filamento (mantida em 100 μ A), diâmetro de feixe (spot size) constante, distância de trabalho (mantida em 20 mm) e manutenção de valores constantes de brilho e contraste das imagens. Esses ajustes garantiram que as tonalidades e o delineamento das fases fossem os mesmos em todas as imagens coletadas, evitando diferenças na identificação e quantificação das fases.

3.3.4. Ensaios

3.3.4.1. Ensaio de Corrosão

Para a realização dos ensaios de corrosão por polarização potenciodinâmica foi utilizado um potenciostato SP-150, Marca BioLogic. Inicialmente, após a limpeza dos corpos de prova com acetona e álcool, os mesmos foram colocados na célula para estabilização do

potencial de corrosão (E_{cor}) por 3600s. Posteriormente, aplicou-se potenciais variando-se de -500mV (250mV abaixo do E_{cor}) a 2000mV, com uma taxa de varredura de 20 mV/s. Foi utilizada uma célula eletroquímica (Becker 250ml) contendo três eletrodos: eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS), contra eletrodo de platina e o eletrodo de trabalho (corpo de prova). Os ensaios foram realizados na temperatura ambiente e repetidos três vezes por amostra. Na Fig. 3.12 apresenta-se o potenciostato juntamente com a montagem do circuito para a realização dos ensaios de polarização potenciodinâmica.

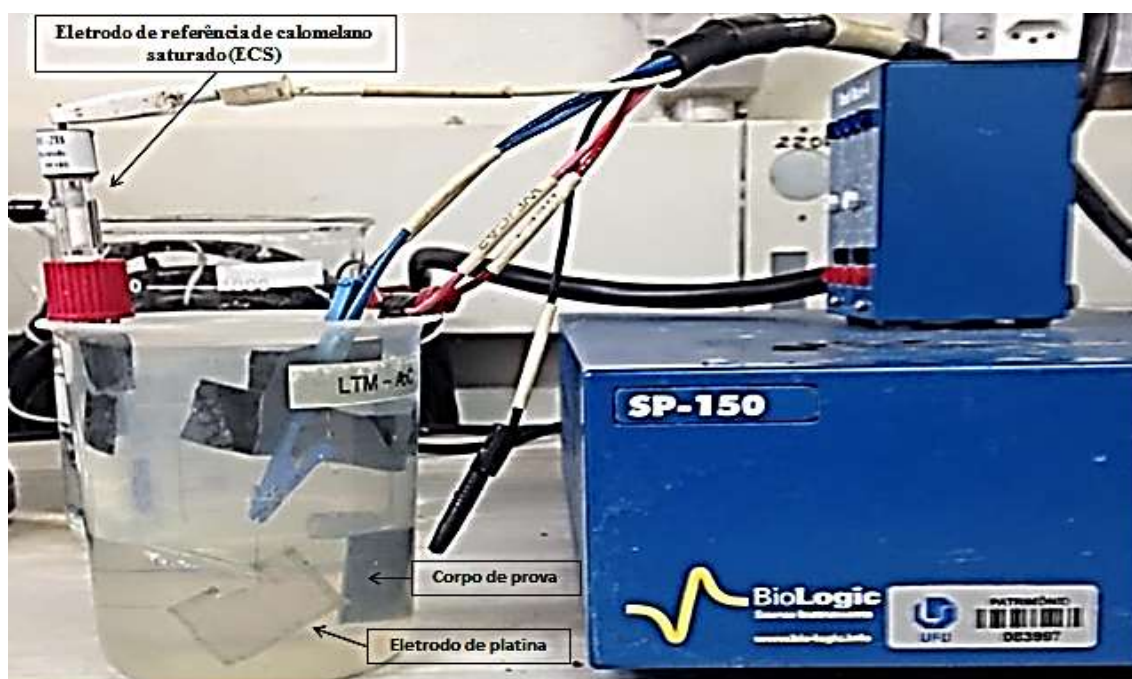


Figura 3.12 - Potenciostato juntamente com a montagem do circuito para a realização dos ensaios de polarização potenciodinâmica.

3.3.4.2. Ensaio de Tenacidade

Os ensaios de tenacidade foram realizados através da técnica de avaliação do deslocamento da abertura da ponta da trinca (CTOD), na temperatura ambiente, em uma máquina servo-hidráulica cedida pelo Laboratório de Pesquisa e Tecnologia em Soldagem (LPTS) da Universidade Federal do Ceará.

3.3.4.3. Ensaio de microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado com a escala Vickers, de acordo com a norma ASTM E384-89. O objetivo foi mapear a variação de dureza desde a região soldada até o metal de base, passando pela zona termicamente afetada. O equipamento utilizado foi um HMV-G 21ST, marca SHIMADZU e carga aplicada foi de 0,3 kgf.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos mediante a utilização da metodologia descrita no Capítulo III.

4.1. Soldagem dos corpos de prova

A Tab. 4.1 apresenta as condições de soldagem deste trabalho, mantendo constante o diâmetro do arame-eletrodo em 1,2 mm, a velocidade de soldagem em 22 cm/min, velocidade de alimentação em 2,8 m/min e vazão de gás em 14 l/min para todas as condições. Os valores de corrente informados são valores médios da aquisição de dados e os valores de tensão correspondem à condição imposta na fonte de soldagem.

Tabela 4.1- Parâmetros de soldagem utilizados neste trabalho.

Condições	U (V)	I (A)	DBCP (mm)	Adição de N ₂ (3%)
01	15	124	11	Não
02	16	127	12	Não
03	17	120	12	Não
04	18	125	13	Não
05	19	126	13	Não
06	15	121	11	Sim
07	17	124	12	Sim
08	19	128	13	Sim

Na Fig. 4.1 são apresentados os corpos de prova realizados com cada condição descrita na Tab. 4.1. Como no trabalho de Costa (2014) foi utilizada uma fonte de soldagem diferente da utilizada neste trabalho (PipePro 450 RFC, da Miller), foram necessários ajustes

com relação a indutância usada na mesma para se conseguir reproduzir os parâmetros de referencia.

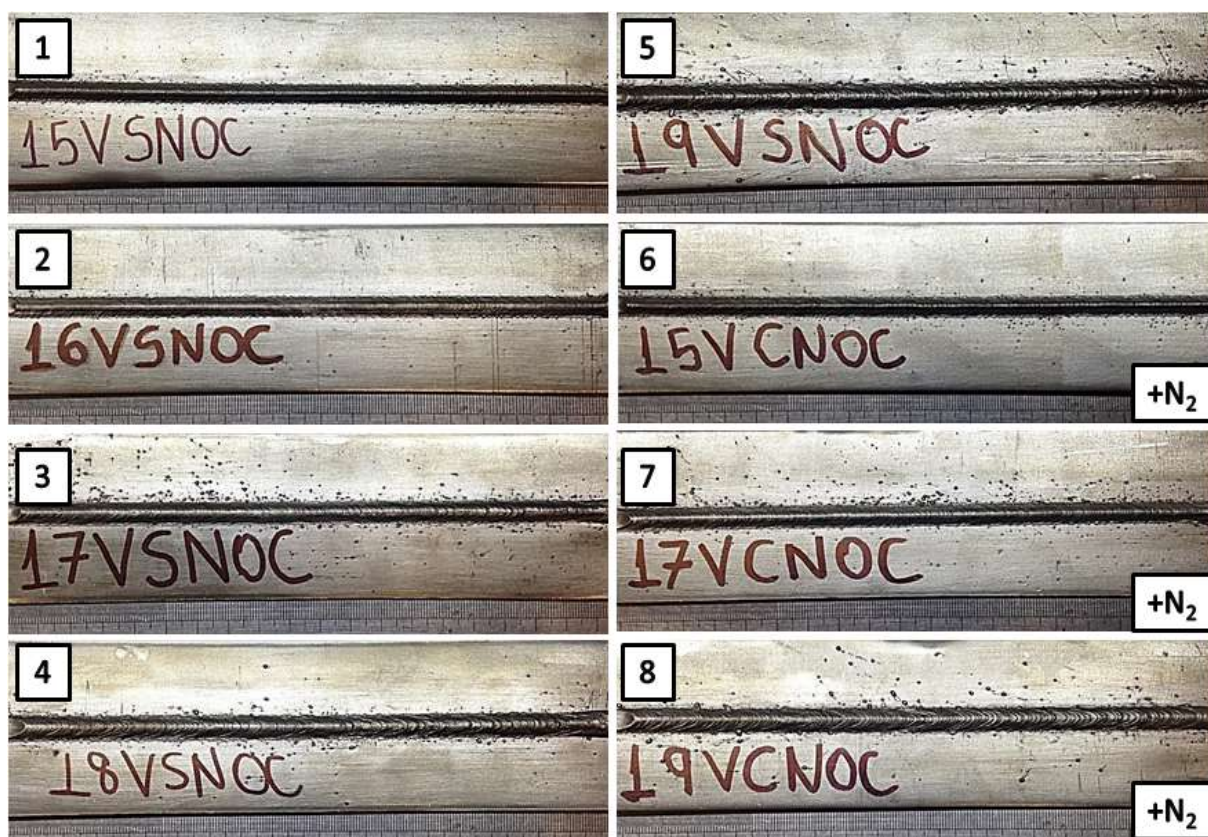


Figura 4.1 - Corpos de prova realizados com cada condição de soldagem.

A seguir são mostrados, na Fig. 4.2, os gráficos de tensão e corrente adquiridos durante o processo de soldagem para as condições determinadas. Em geral, o nível máximo de tensão de 19V apresenta somente transferência por curto-circuito, onde nota-se que não há indícios de qualquer outro tipo de transferência metálica e semelhantes aos encontrados por Costa (2014) em seu trabalho.

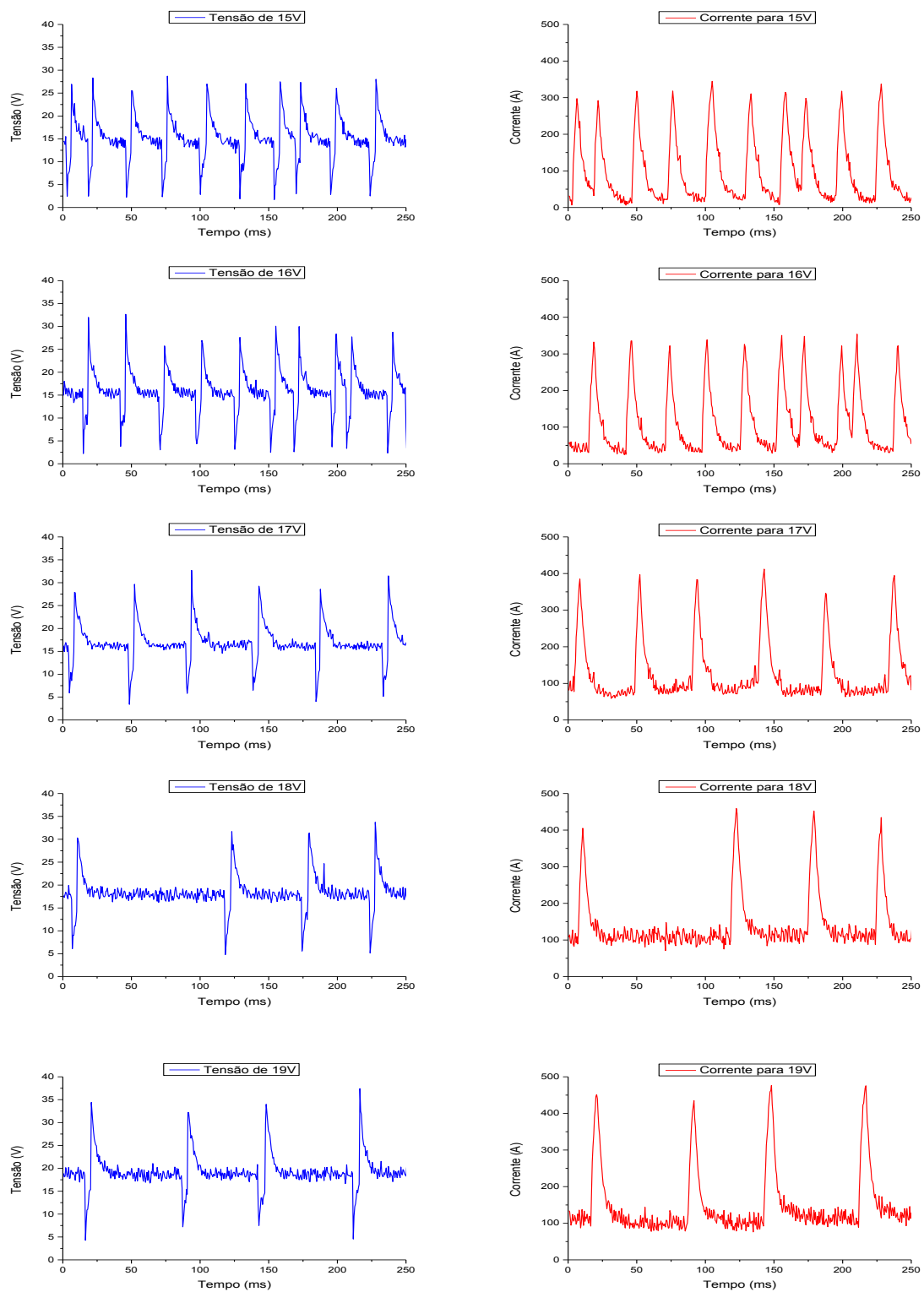


Figura 4.2 - Oscilogramas de tensão e corrente de soldagem para os valores de tensão impostos na fonte.

A Fig. 4.3 ilustra a seção transversal dos corpos de prova para cada condição de soldagem da Tab. 4.1. Visualmente, é possível observar que o aumento na energia de soldagem resulta em um aumento da penetração dos metais de solda com relação à junta. A extensão da ZTA é pequena, evidenciando o efeito da menor condutividade térmica do aço inoxidável duplex na extração de calor, o que possibilita uma ZTA menor se comparado com aços ao carbono em geral. As maiores áreas da ZTA foram associadas à maior energia de soldagem, já observado no trabalho Vasconcellos (2010).

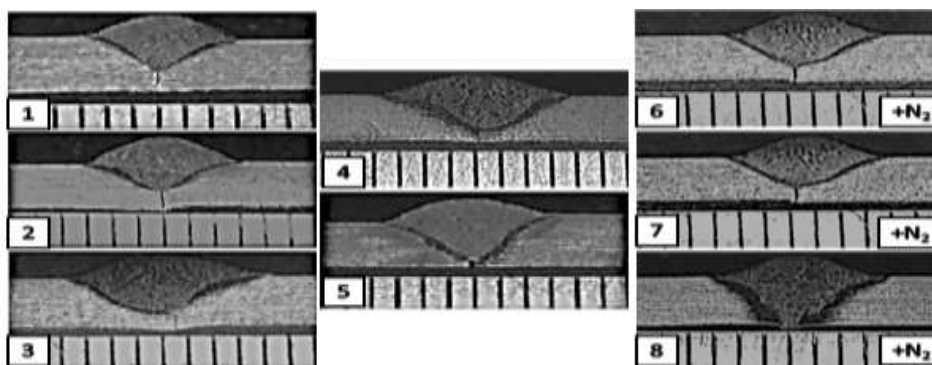


Figura 4.3 - Seção transversal dos corpos de prova.

4.2. Aquisição de Ciclos Térmicos

Na Fig. 4.4 podemos observar as curvas de ciclo térmico para as condições de soldagem utilizadas neste trabalho, na região da ZTA, adquiridas através de filmagem termográfica.

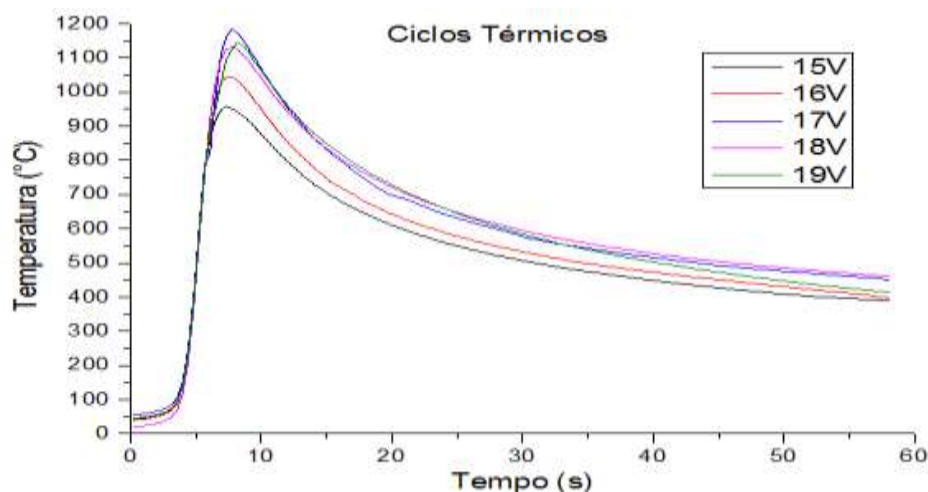


Figura 4.4 - Ciclos térmicos obtidos por meio de câmera térmica.

Em paralelo foi feito, conforme a Fig. 4.5, a simulação computacional da quantidade de fases possíveis nesse material variando com a temperatura, na região da ZTA, utilizando-se o software ThermoCalc cedido pelo laboratório LPTS da Universidade Federal do Ceará.

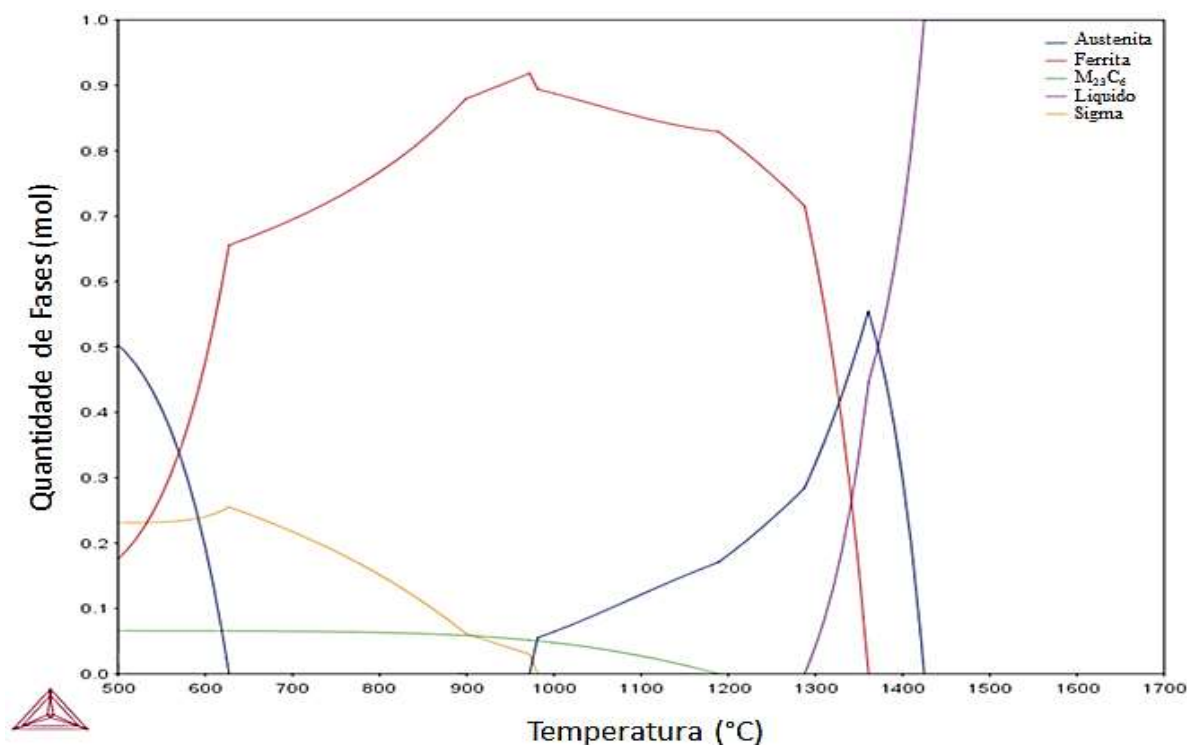


Figura 4.5 – Simulação computacional da quantidade de fases em função da temperatura.

Esse resultado teve como objetivo tentar prever as fases presentes, mostrado na Tab. 4.2, correlacionando com as curvas de resfriamento, e posteriormente, com o percentual de fases após a soldagem e caracterização microestrutural.

Tabela 4.2 – Quantificação simulada de fases, em função da temperatura na ZTA.

Condição	Temperatura de Pico (°C)	Austenita (%)	Ferrita (%)
Amostra 01	950	12,5	87,5
Amostra 02	1050	13,0	87,0
Amostra 03	1120	14,0	86,0
Amostra 04	1150	16,0	84,0
Amostra 05	1200	17,5	82,5

4.3. Caracterização Microestrutural

4.3.1. Microscopia Ótica

A micrografia apresentada na Fig. 4.6 mostra o material de base como foi recebido, consistindo em grãos lamelares de ferrita (fase mais escura) e austenita (fase mais clara).

Nas Fig. 4.7 a 4.14 pode-se observar a microestrutura do metal de base, zona termicamente afetada e do metal de solda do aço UNS S31803 soldado com as condições de soldagem apresentadas na Tab. 4.1.

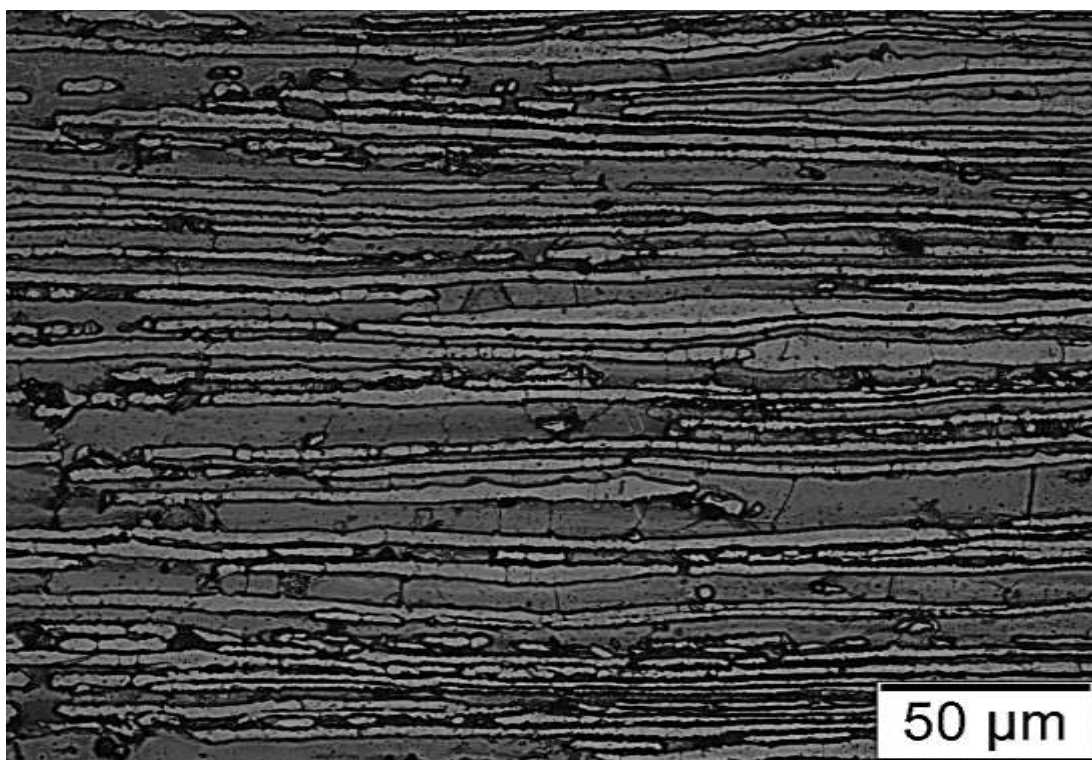


Figura 4.6 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 no estado como-recebido.

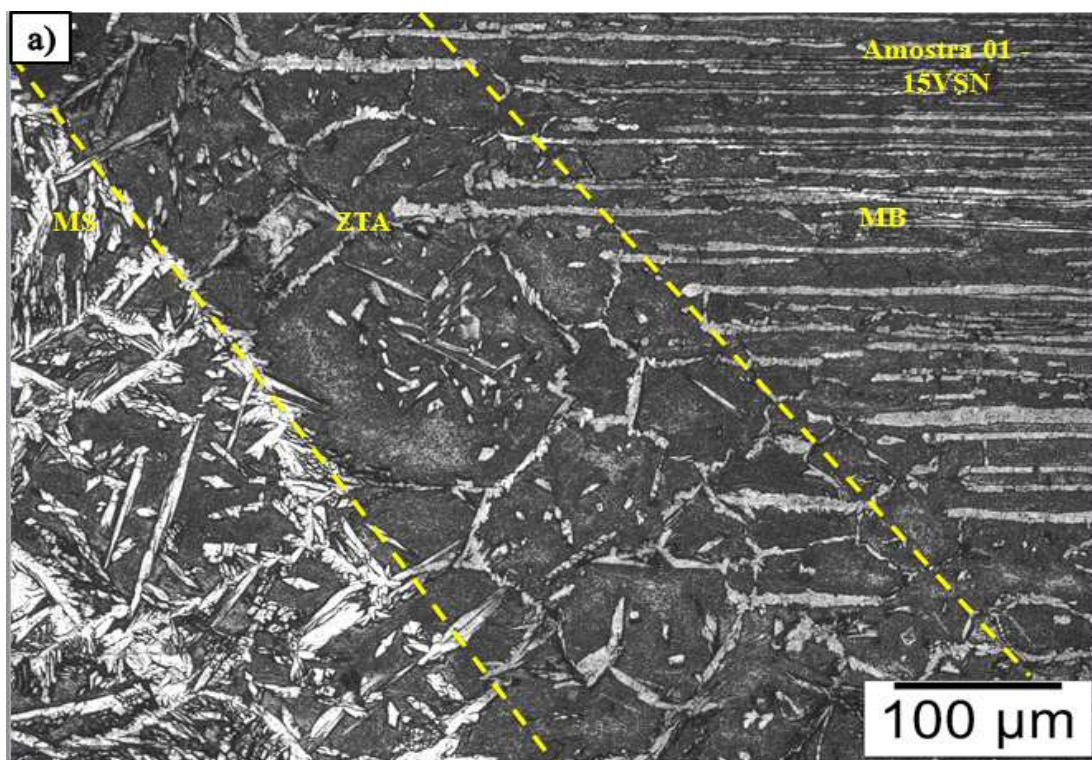


Figura 4.7 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 15V sem nitrogênio.

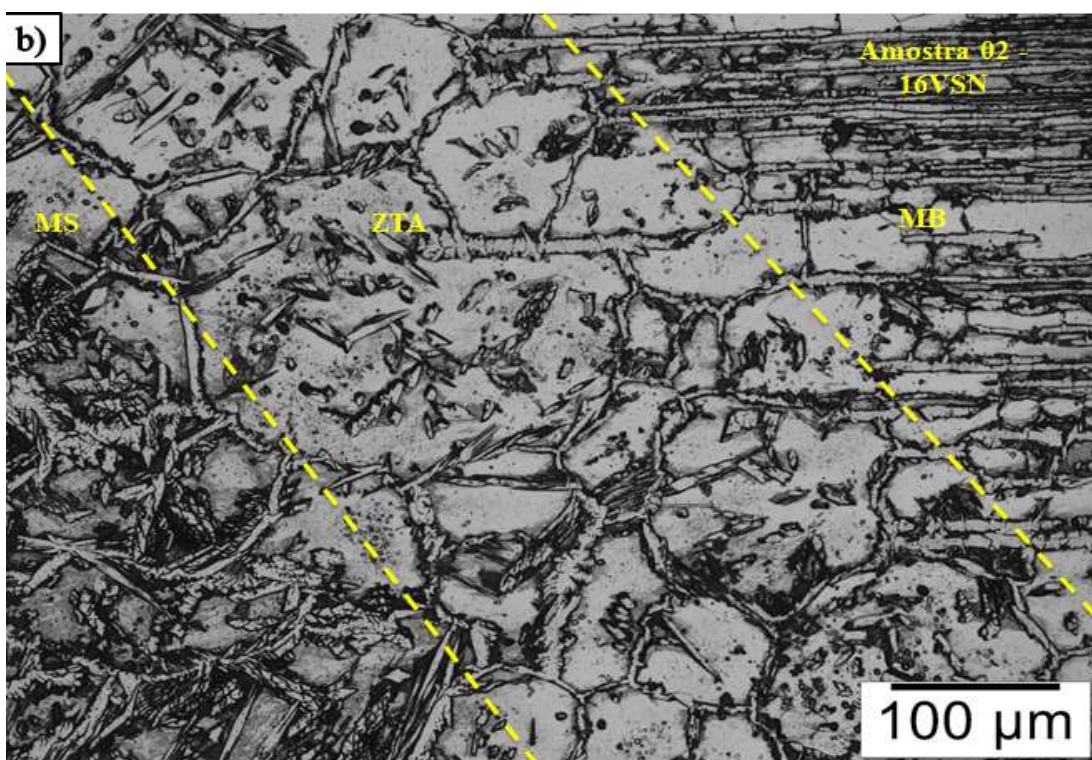


Figura 4.8 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 16V sem nitrogênio.

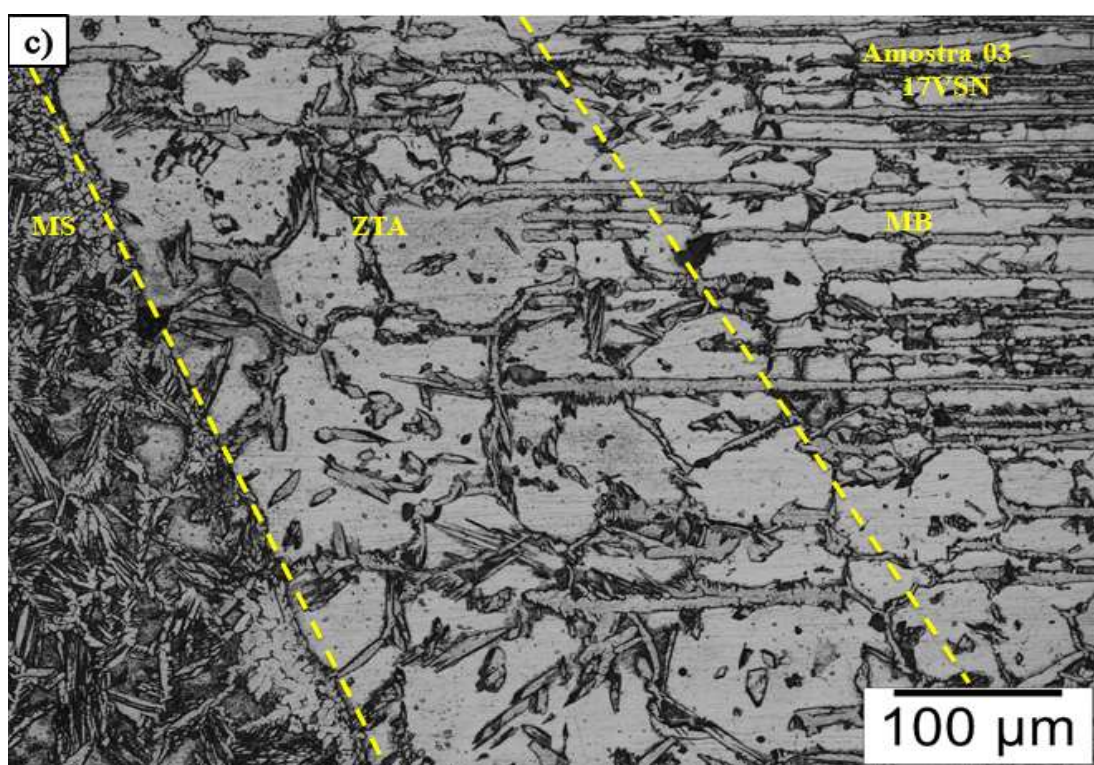


Figura 4.9 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 17V sem nitrogênio.

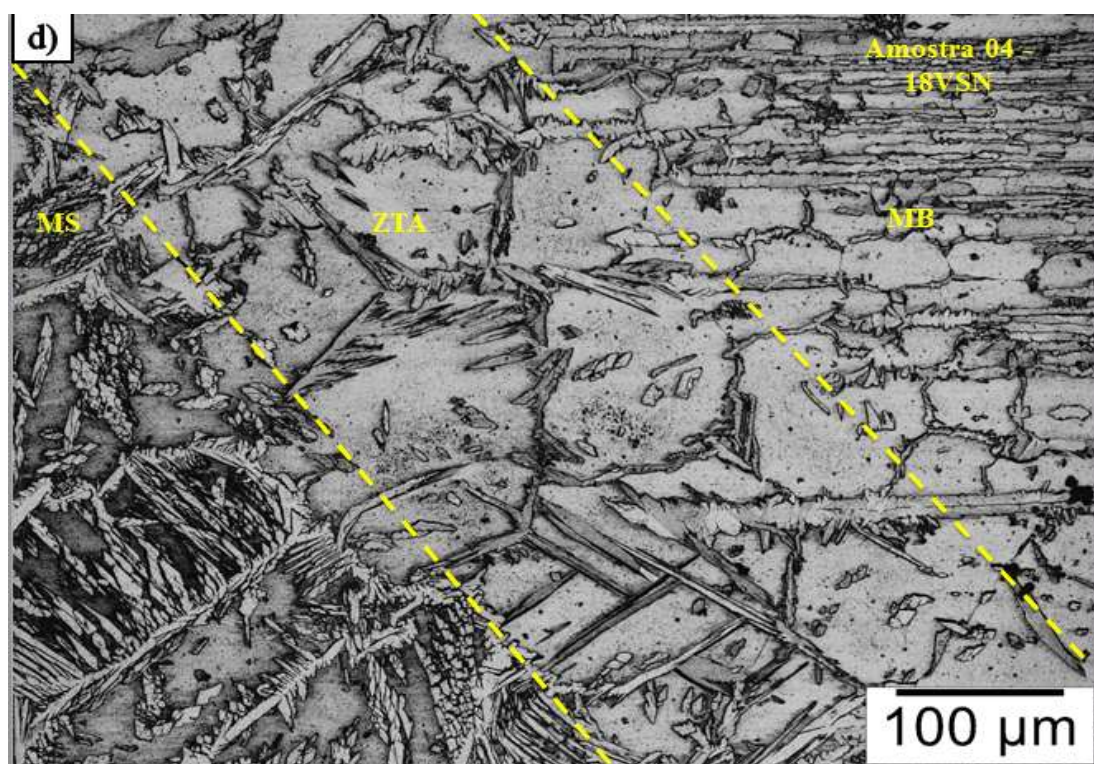


Figura 4.10 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 18V sem nitrogênio.

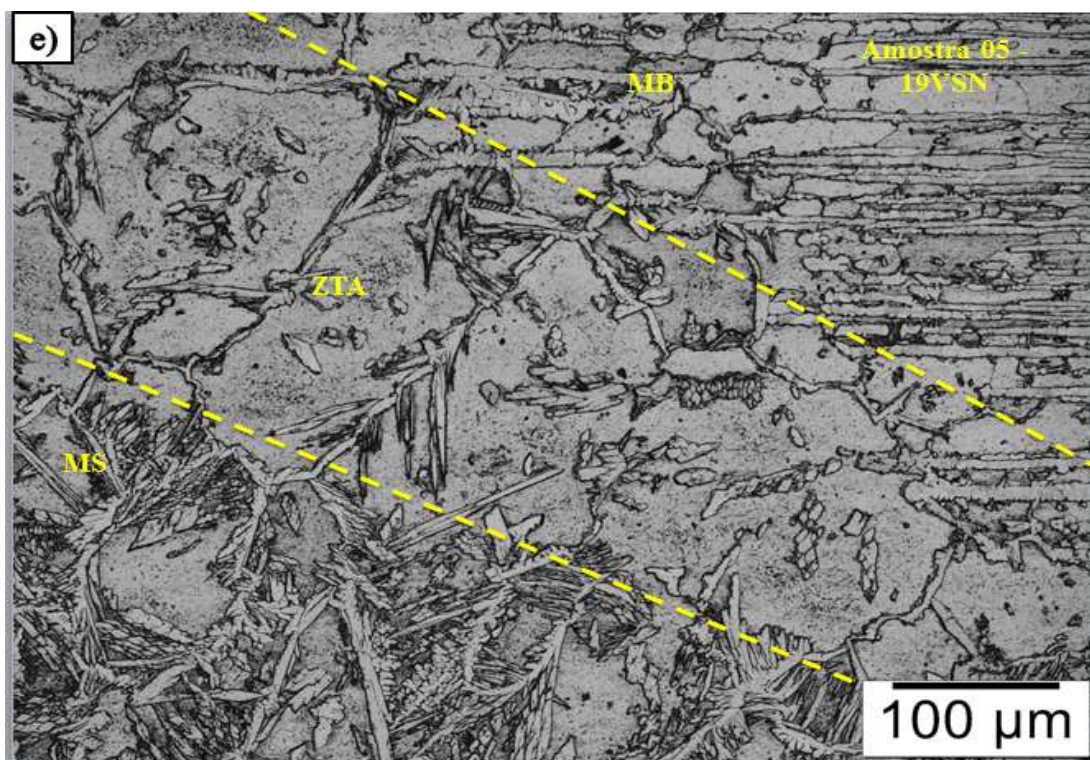


Figura 4.11 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 19V sem nitrogênio.

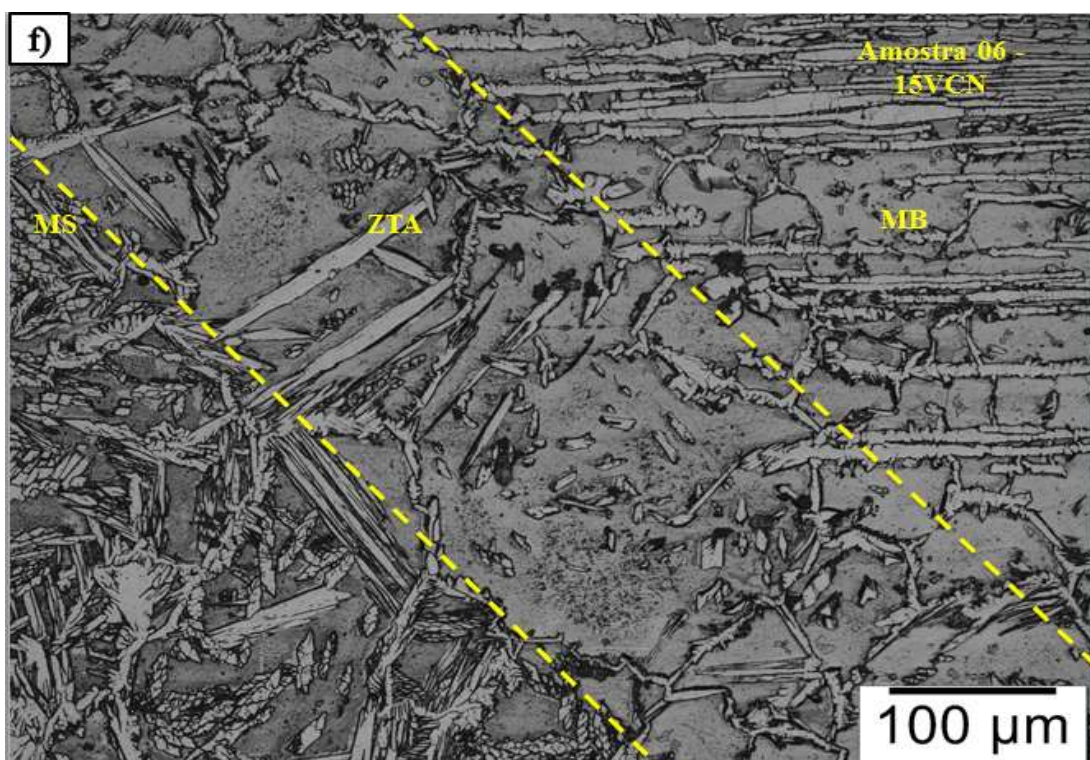


Figura 4.12 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 15V com nitrogênio.

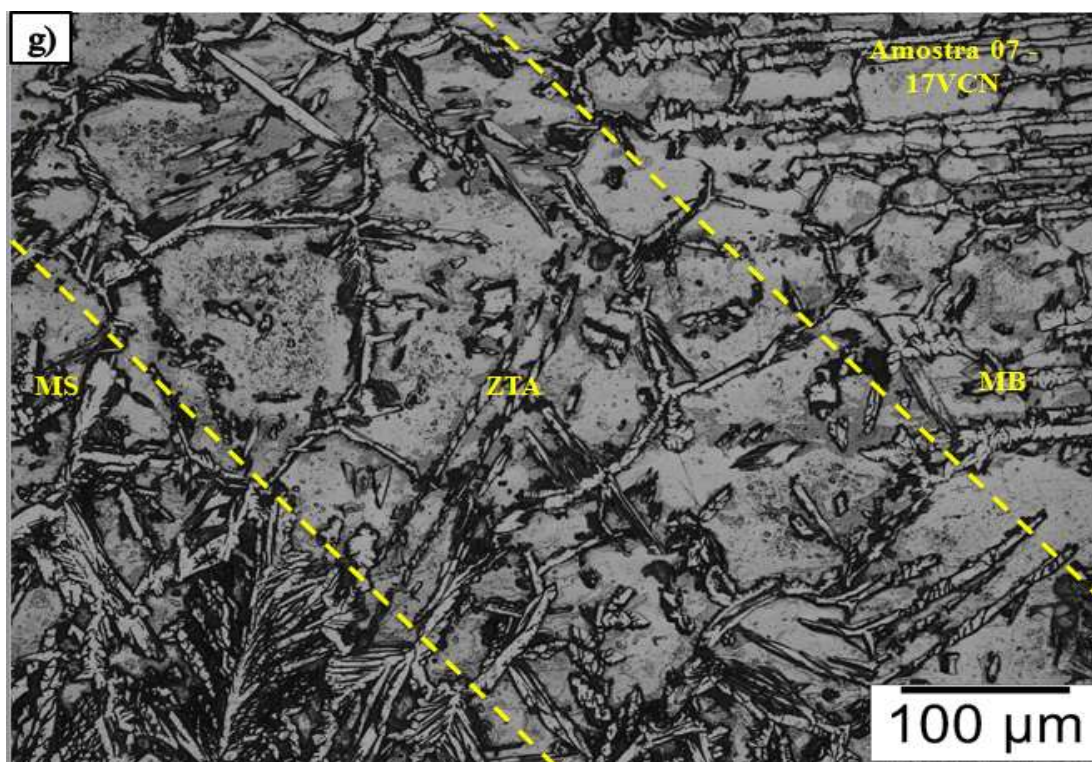


Figura 4.13 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 17V com nitrogênio.

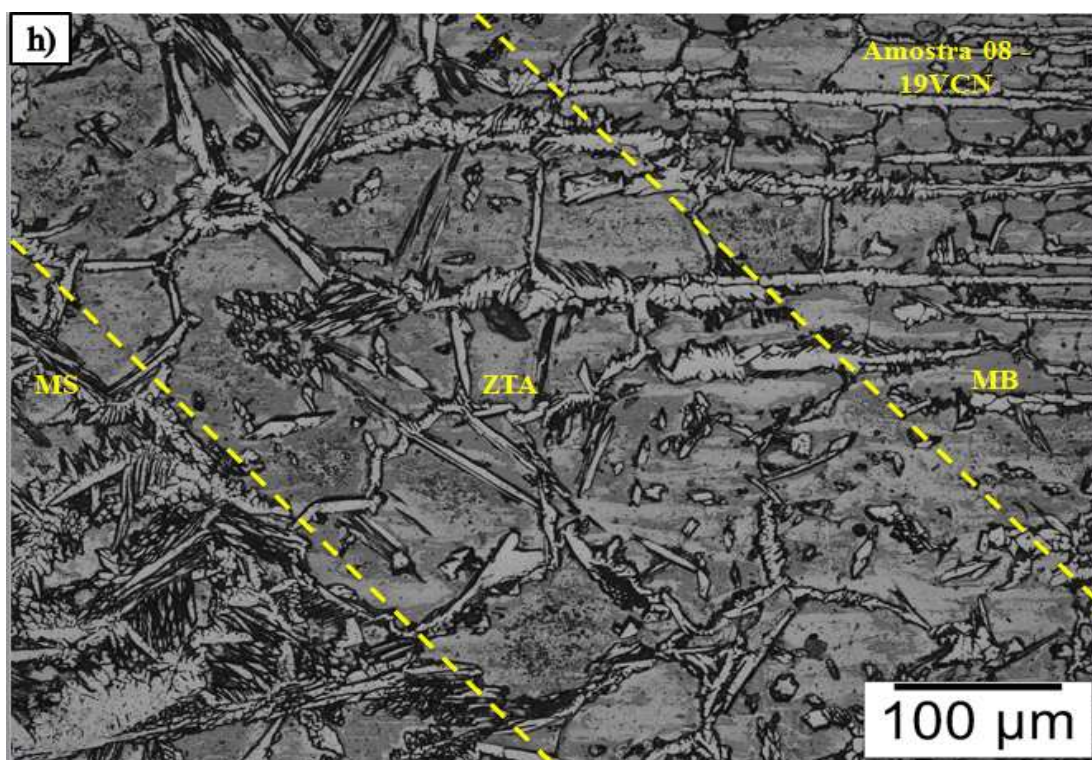


Figura 4.14 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 soldado com 19V com nitrogênio.

Pode-se constatar que a formação de intermetálicos como a fase sigma e nitretos não foi facilmente evidenciada por esse ataque químico, porém diferentes morfologias pontuais como já apresentadas no trabalho de Pardal (2011). As energias de soldagem e taxas de resfriamento utilizadas podem ter evitado a precipitação generalizada de intermetálicos, como já observado por Sieurin e Sandström (2006) e Nunes (2012).

As microestruturas observadas no metal de solda das oito condições de soldagem apresentam quatro morfologias da fase austenita, como mostrado na Fig. 4.15. A austenita de contorno de grão ou “grain boundary austenite” (GBA), austenita de Widmanstätten ou “Widmanstätten-type austenite” (WA), austenita intragranular ou “intragranular austenite” (IGA) e austenita secundária (γ_2), que pode ser intragranular ou intergranular, com crescimento a partir da austenita primária. A mesma formação dos quatro tipos de austenita já foi relatada por Geng (2015).

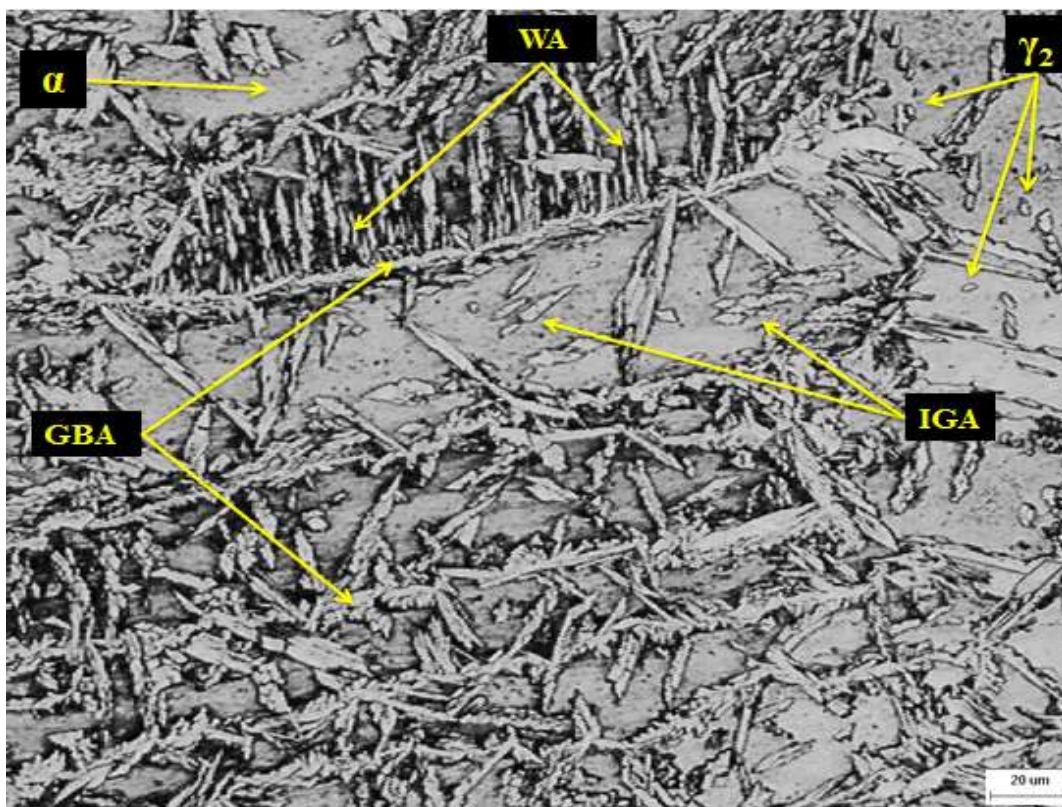


Figura 4.15 - Micrografia em microscópio óptico mostrando as morfologias da austenita no MS. Austenita de contorno de grão (GBA), austenita de Widmanstätten (WA), austenita intragranular (IGA) e austenita secundária (γ_2). 500x.

Após a formação da austenita de contorno de grão (GBA), a morfologia de Widmanstätten (WA) nucleia a partir de contornos de grão da ferrita ou austenita, e cresce ao longo de planos no formato de placas paralelas, também evidenciado por Nunes (2012).

Na região da ZTA, para as condições de soldagem deste trabalho, o uso das energias mais altas provocou maior formação da austenita intragranular. A austenita dissolvida na região da ZTA, durante o ciclo térmico provocado pelo processo de soldagem, permite sua reprecipitação, que inicia primeiramente nos contornos de grão ferrita/ferrita, mostrado por Vasconcellos (2010).

A Fig. 4.16 apresenta a micrografia de entrada na escala cinza e a figura gerada pelo software para quantificação de fases. Na micrografia vista na figura, a fase escura corresponde a austenita, e a clara corresponde a ferrita. Nota-se que a qualidade da imagem de entrada (contraste entre as fases) proporcionou ao software gerar uma ótima imagem de reprodução a ser usada no cálculo das áreas.



Figura 4.16 - Imagens exemplificando o processo de quantificação por análise de imagens.

As proporções em área de ferrita e austenita do metal de base, do metal de solda e da zona termicamente afetada (ZTA) obtidas com o software ImageJ são apresentadas nas Tab. 4.3, Tab. 4.4 e Tab. 4.5, respectivamente.

Tabela 4.3 - Proporção em área de ferrita e austenita no metal de base do aço UNS S31803.

	Austenita (%)	Ferrita (%)
Metal de base	46,6	53,4

Tabela 4.4 - Proporção em área de ferrita e austenita no metal de solda do aço UNS S31803.

MS	Austenita (%)	Ferrita (%)	Desvio Padrão
Amostra 01	38,8	61,2	2,3
Amostra 02	39,9	60,1	1,2
Amostra 03	40,6	59,4	2,3
Amostra 04	42,9	57,1	3,2
Amostra 05	43,9	56,1	2,2
Amostra 06	41,8	58,2	1,8
Amostra 07	43,1	56,9	1,7
Amostra 08	44,3	55,7	2,2

Tabela 4.5 - Proporção em área de ferrita e austenita na ZTA do aço UNS S31803.

ZTA	Austenita (%)	Ferrita (%)	Desvio Padrão
Amostra 01	17,7	82,3	2,1
Amostra 02	20,2	79,8	4,5
Amostra 03	22,8	77,2	1,1
Amostra 04	25,6	74,4	1,9
Amostra 05	26,9	73,1	2,1
Amostra 06	27,1	72,9	1,9
Amostra 07	29,8	70,2	2,3
Amostra 08	31,1	68,9	3,6

Com o aumento da energia de soldagem a quantidade de austenita no metal de solda teve um acréscimo considerável, apresentado na Fig. 4.17. Conforme Nunes (2012), as melhores combinações de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão para o aço UNS S31803 são garantidas quando o metal de solda apresenta teores de ferrita na faixa de 35-65%. Lessa et al. (2016) apresenta uma quantidade satisfatória de ferrita na faixa de 55-68%, na região do MS. Lembrando que o valor da concentração de ferrita no MB é de 53,4%.

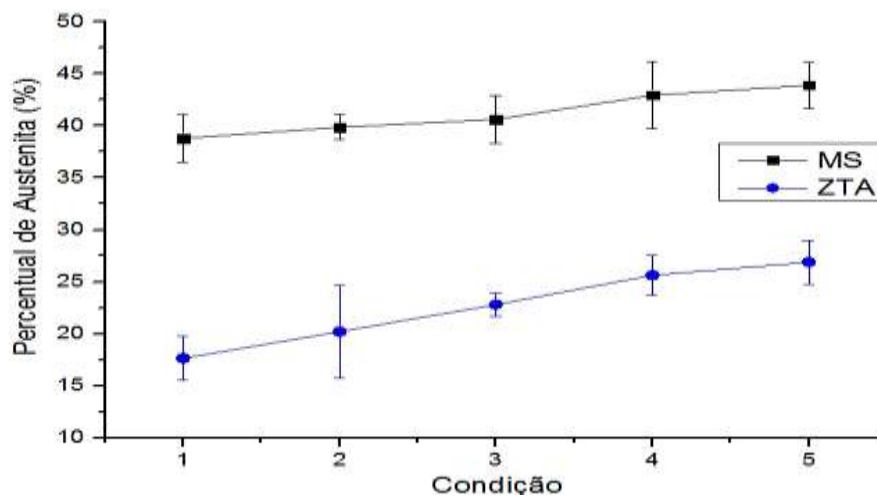


Figura 4.17 - Quantidade de austenita no metal de solda (MS) e na zona termicamente afetada (ZTA) em função das condições de soldagem.

Em relação à ZTA, houve um aumento da quantidade de austenita com o aumento da energia de soldagem. Pode-se explicar esse fenômeno pelo fato da área de exposição ao campo ferrítico para as amostras ter sido maior. Uma queda da fração volumétrica da ferrita se explica, pois à medida que se aumenta a energia de soldagem, diminui-se a velocidade de resfriamento de forma que haja mais tempo para que a transformação ferrita/austenita se proceda. O mesmo é mostrado nos trabalhos de Menezes (2005), Fonseca, Pinheiro e Silva (2016) e SHI et al. (2018).

Foi possível observar também um aumento do teor de austenita com a adição de 3% de nitrogênio no gás de proteção para as condições 06, 07 e 08, no metal de solda e na zona termicamente afetada, comparando com as condições de mesma energia sem essa adição, mostrado na Fig. 4.18. Estudos anteriores mostram que a disponibilidade e difusão de nitrogênio são cruciais para a formação e crescimento de austenita. Ao comparar as condições, pode-se mostrar que a adição de nitrogênio promove um aumento significativo na quantidade de austenita primária, tanto no MS quanto na ZTA. Westin et al. (2010) relataram que o nitrogênio pode aumentar a temperatura de transformação da ferrita para austenita e, assim, retardar a ferritização e o crescimento da ferrita. Isso ocorre porque algumas fases residuais de austenita são retidas em alta temperatura e impedem o crescimento de grãos por meio da fixação de bordas de grão. Assim, um maior teor de nitrogênio resulta em uma formação mais eficiente de austenita e torna a liga menos sensível a taxas de resfriamento mais rápidas. Os resultados deste trabalho concordam com o que foi encontrado por Zhang (2017).

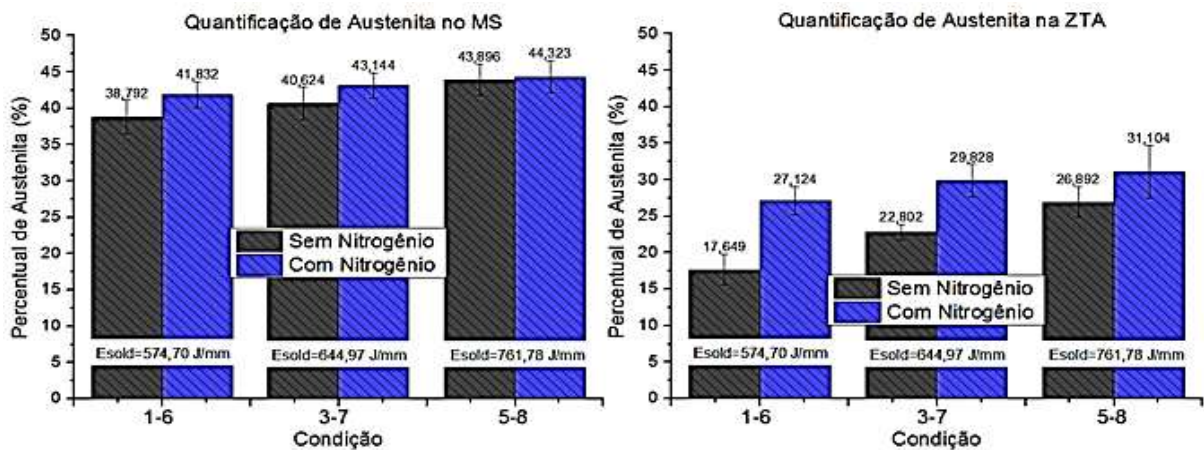


Figura 4.18 - Quantidade de austenita no metal de solda (MS) e na zona termicamente afetada (ZTA), com e sem adição de nitrogênio no gás de proteção.

4.3.2. Difração de Raios X

Na Fig. 4.19 é apresentado o difratograma de raios X do material de base como recebido. Já nas Fig. 4.20 a 4.27 são apresentados os difratogramas das amostras soldadas, onde se nota apenas a presença de ferrita (α) e austenita (γ), sem registro de fases intermetálicas, nitretos ou carbonetos formados nestas amostras.

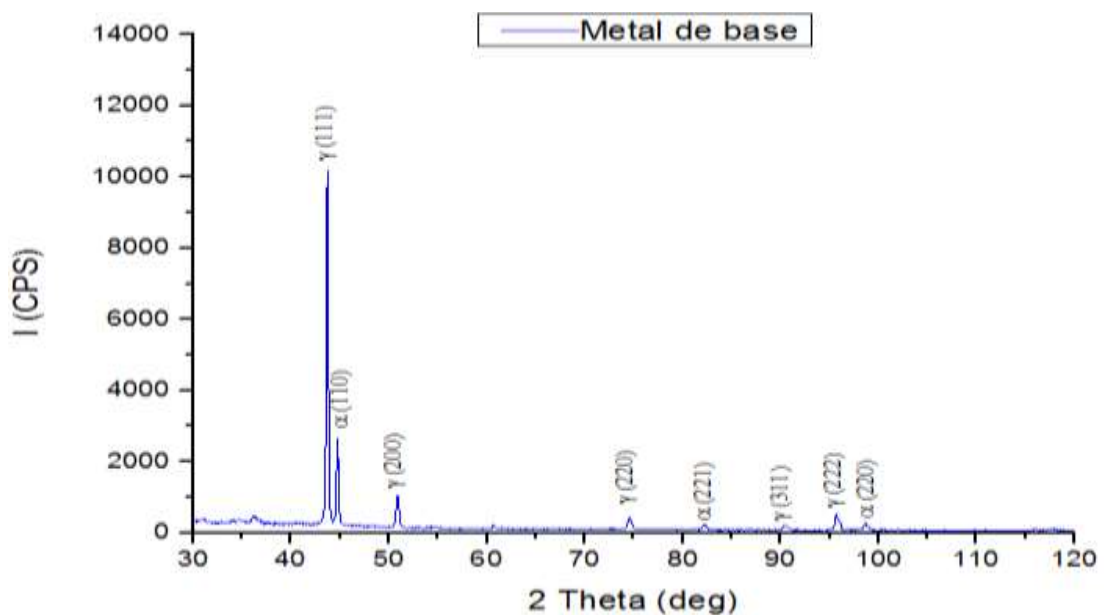


Figura 4.19 - Difratograma de raios X do metal de base como recebido.

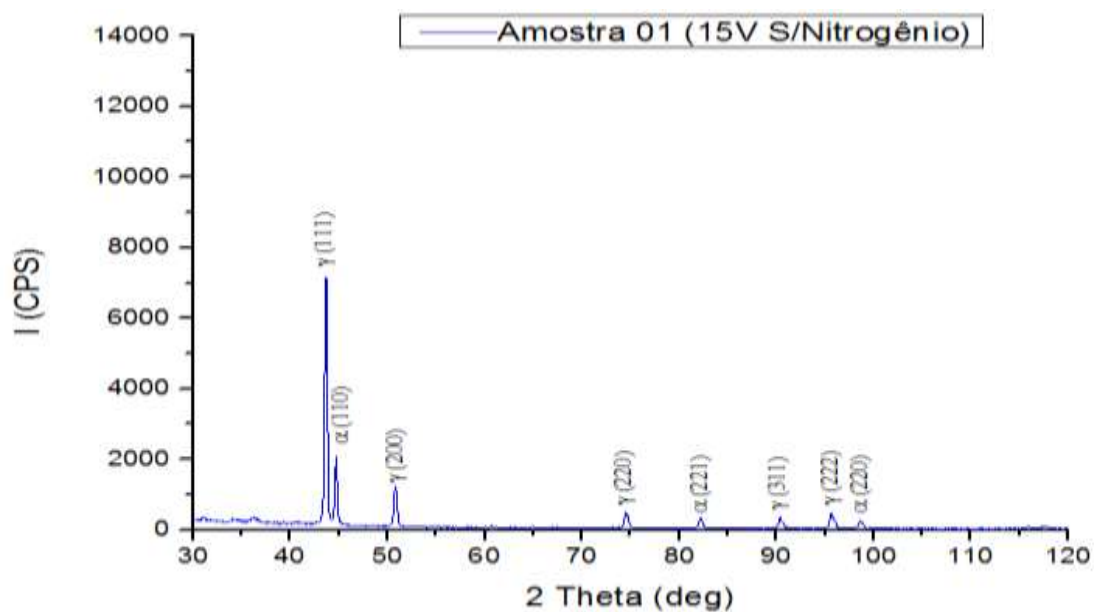


Figura 4.20 - Difratoograma de raios X da amostra 01, soldada com 15 V sem nitrogênio.

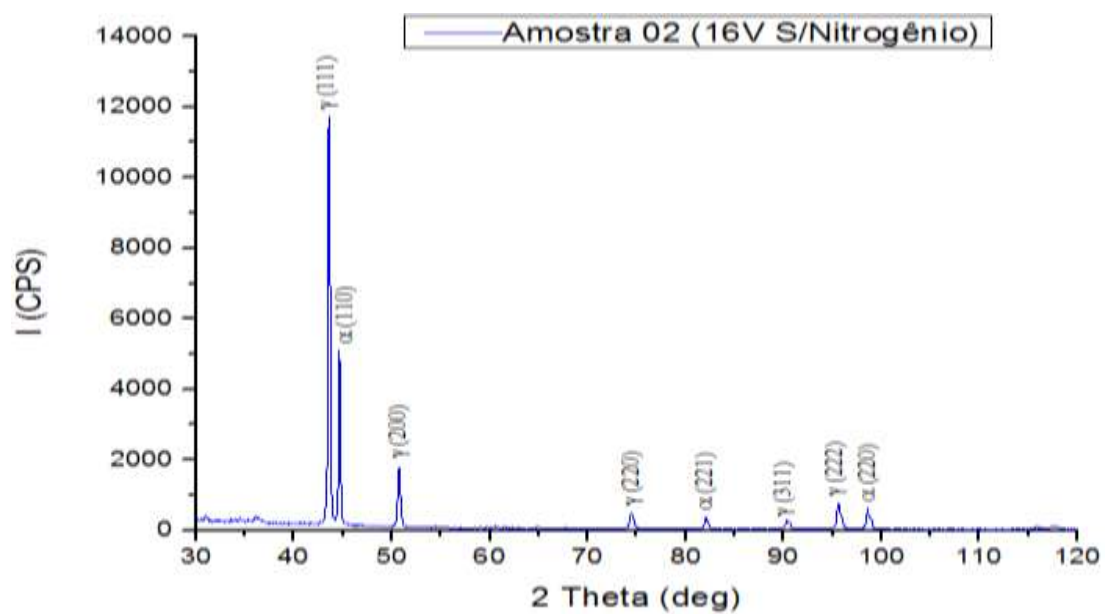


Figura 4.21 - Difratoograma de raios X da amostra 02, soldada com 16 V sem nitrogênio.

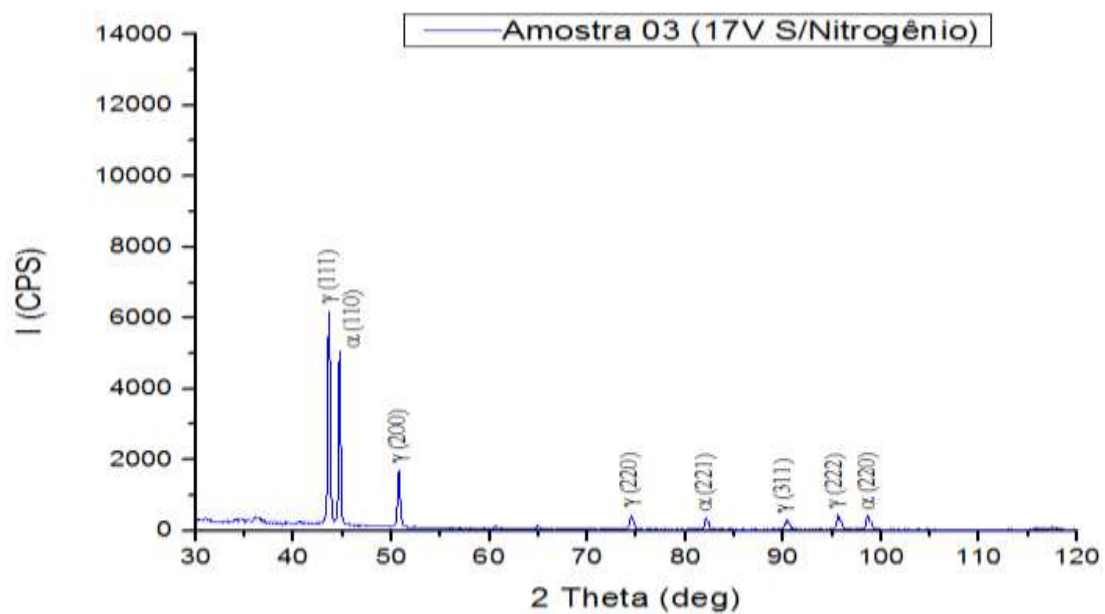


Figura 4.22 - Difratoograma de raios X da amostra 03, soldada com 17 V sem nitrogênio.

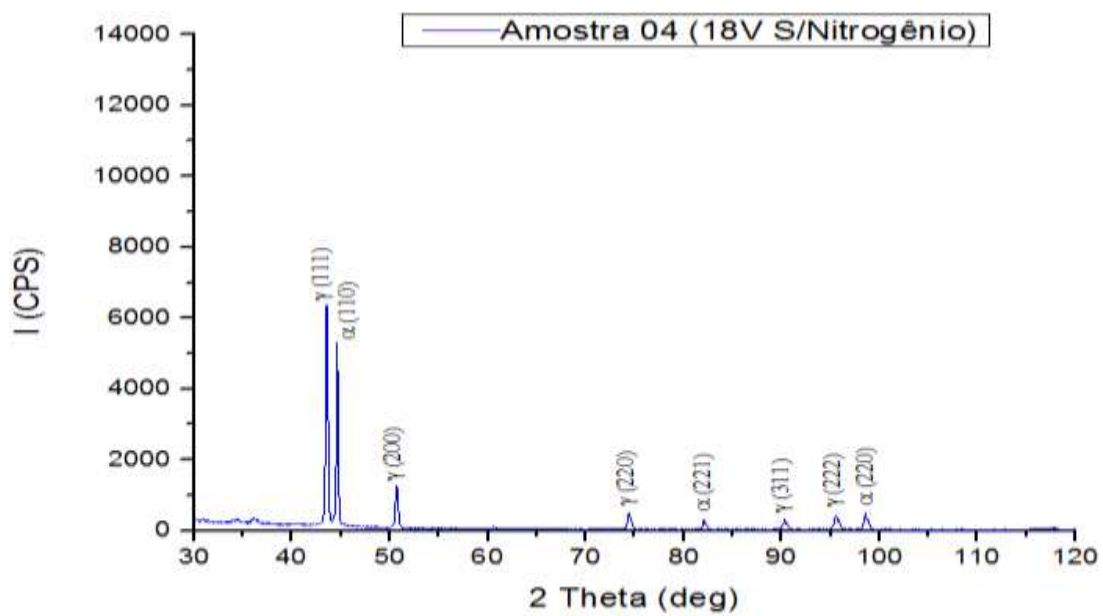


Figura 4.23 - Difratoograma de raios X da amostra 04, soldada com 18 V sem nitrogênio.

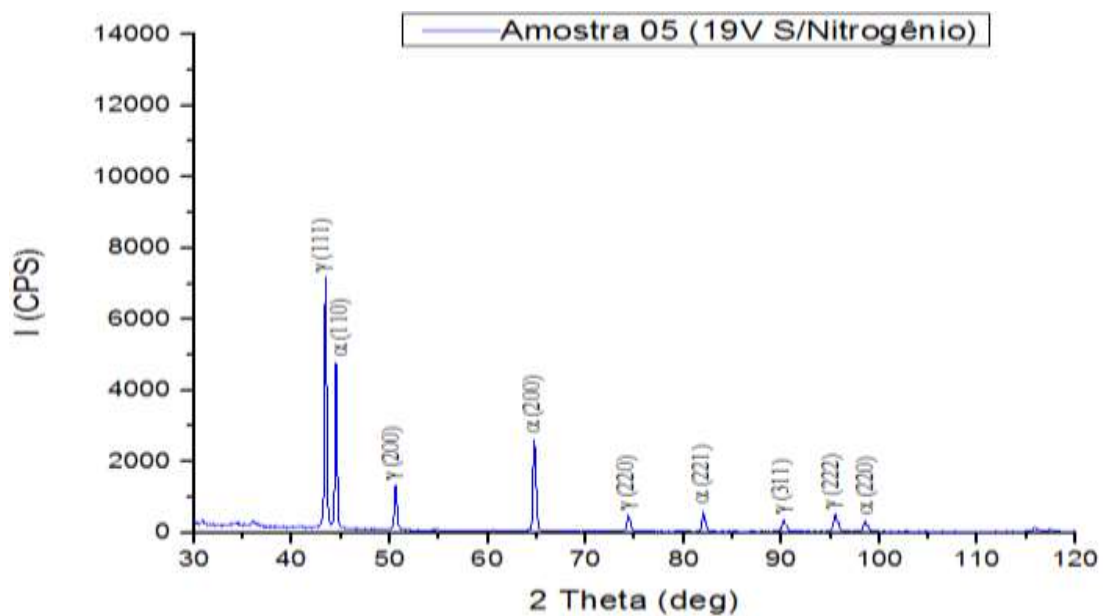


Figura 4.24 - Difratoograma de raios X da amostra 05, soldada com 19 V sem nitrogênio.

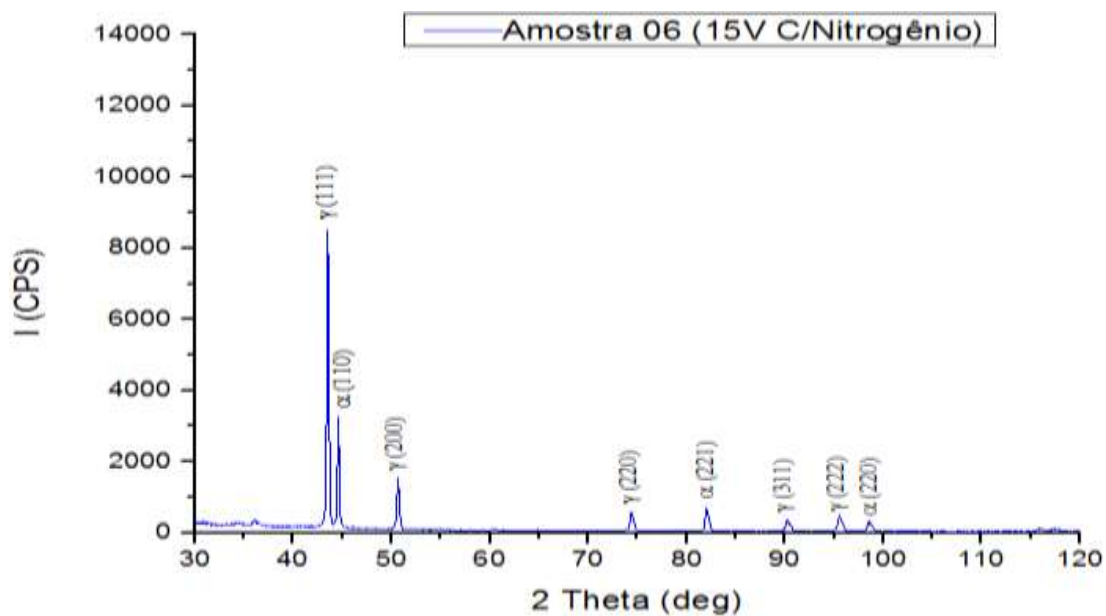


Figura 4.25 - Difratoograma de raios X da amostra 06, soldada com 15 V com nitrogênio.

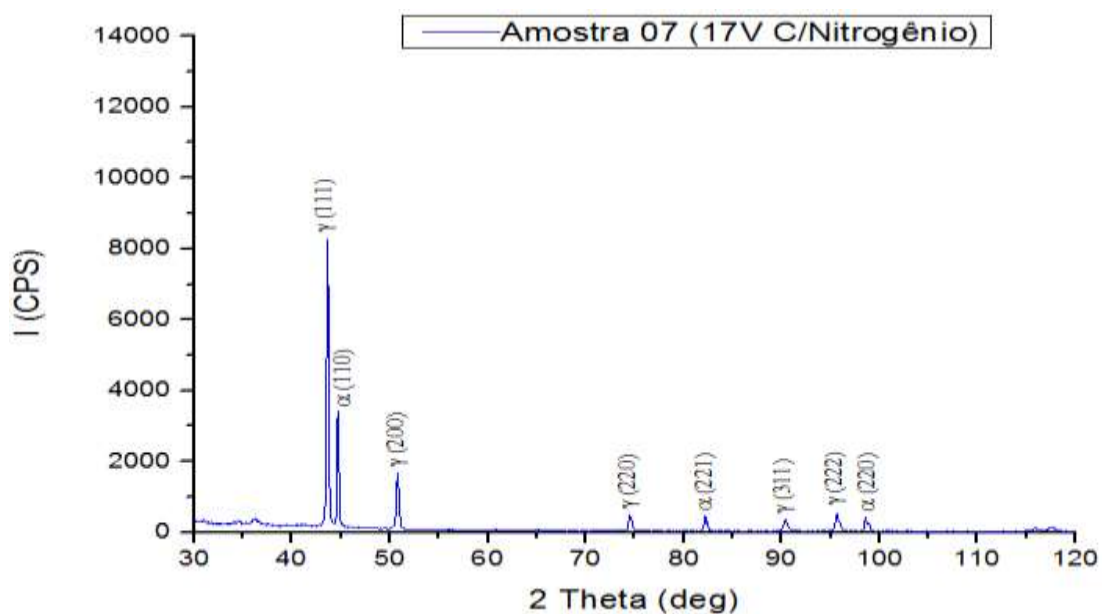


Figura 4.26 - Difratoograma de raios X da amostra 07, soldada com 17 V com nitrogênio.

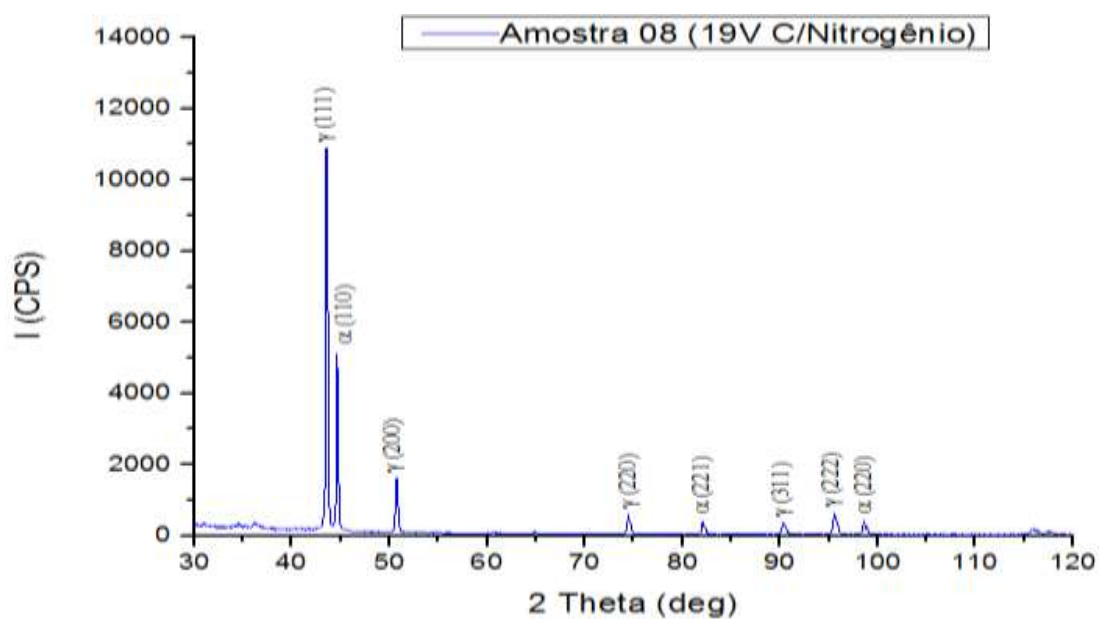


Figura 4.27 - Difratoograma de raios X da amostra 08, soldada com 19 V com nitrogênio.

Os espectros de difração mostram picos característicos das fases ferrita e austenita, onde a família de planos da ferrita são $\{110\}$, $\{221\}$ e $\{220\}$ com estrutura CCC e a fase austenita são $\{111\}$, $\{200\}$, $\{220\}$, $\{311\}$ e $\{222\}$ com estrutura CFC. Os resultados estão de acordo com o que foi encontrado por Menezes (2005) e Zhang (2017).

4.3.3. Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Nas Fig. 4.28 a 4.36 são apresentadas as micrografias das amostras atacadas com reagente eletrolítico de ácido oxálico 10% a 5V por 15 s, do metal de base como recebido e das juntas soldas neste trabalho, a fim de revelar os contornos de grão, as fases ferrita (mais escura) e austenita (mais clara), a interface entre elas, além de possíveis fases intermetálicas.

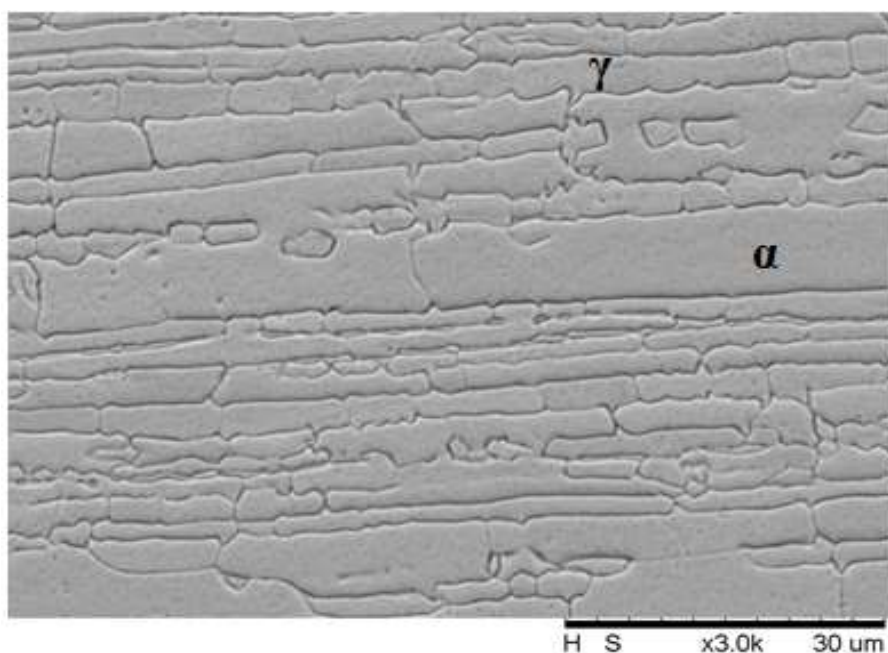


Figura 4.28 - Micrografia do aço inoxidável duplex UNS S 31803 no estado como-recebido.

Pôde-se perceber na Fig. 4.28 uma estrutura de grãos alongados, típica daquela produzida por processo de laminação a quente do aço. A austenita aparece como ilhas e a ferrita é a matriz que envolve a fase austenítica, concordando com o que foi encontrado por Zhang et al. (2017) e Shi et al. (2018).

Para as demais condições, o alongamento dos grãos é substituído por uma estrutura diferente, com tamanho de grão maior para a ferrita e tendência para uma morfologia de austenita na forma acicular e austenita de Widmanstätten na ZTA, e quatro morfologias da fase austenita (austenita de contorno de grão, austenita de Widmanstätten, austenita intragranular e austenita secundária) no metal de solda, localizadas nos contornos de grãos da ferrita. De acordo com Tavares et al. (2005), o crescimento do grão da ferrita foi favorecido pela diminuição da fração da austenita, concordando com Paulraj e Garg (2016), Zhang et al. (2017) e Shi et al. (2018).

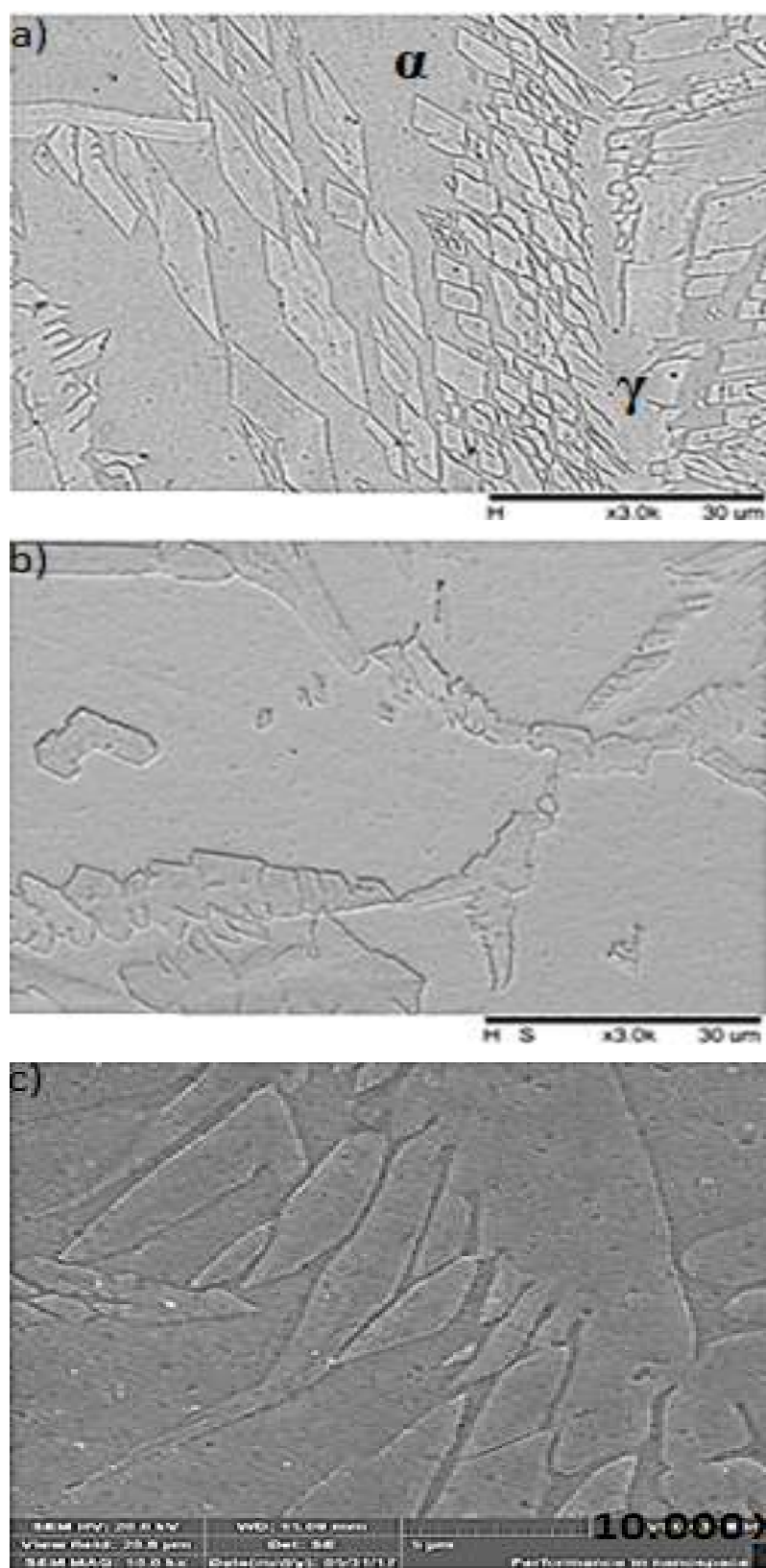


Figura 4.29 - Micrografia da amostra 01 soldada com 15V sem nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.

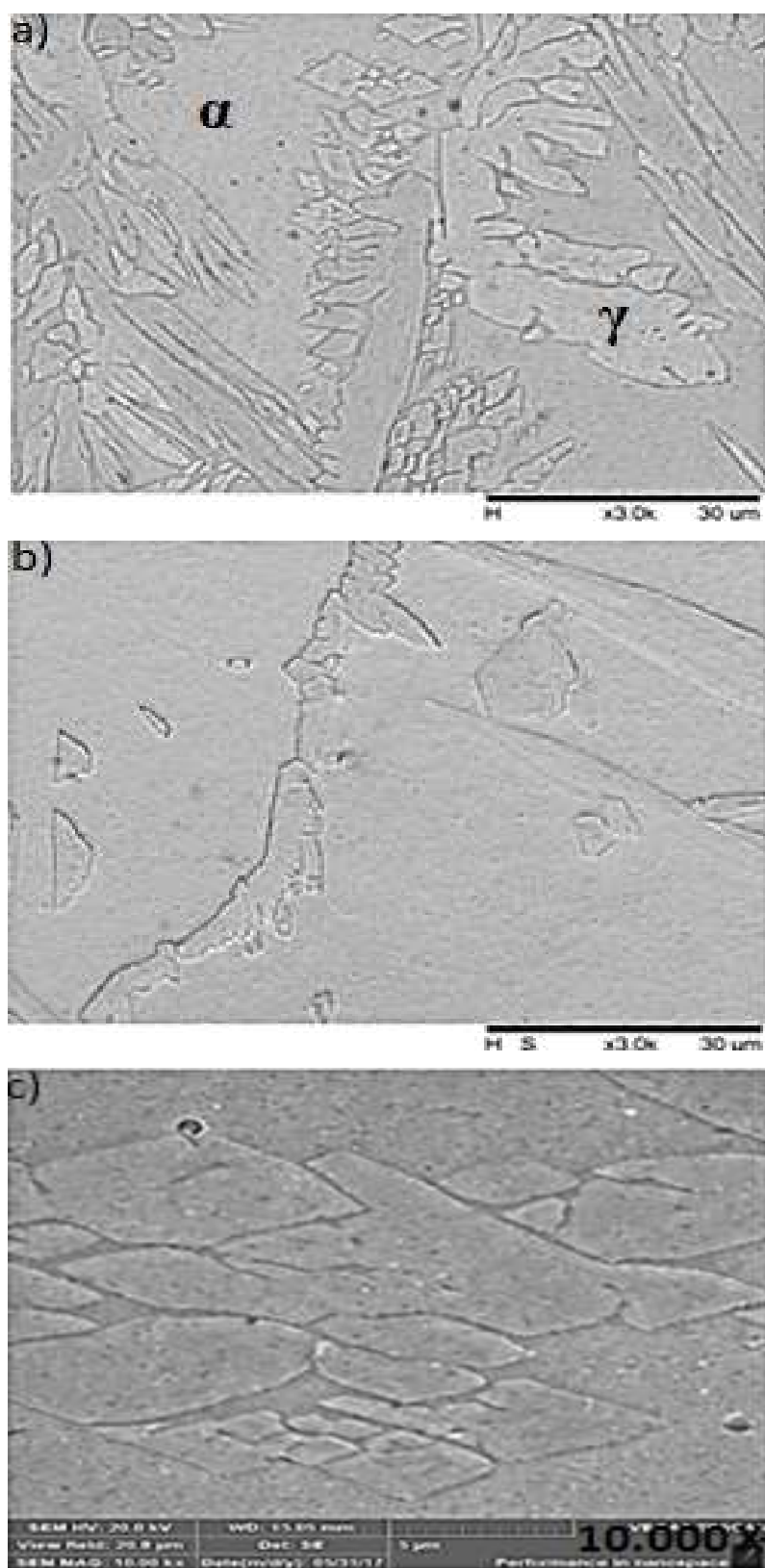


Figura 4.30 - Micrografia da amostra 02 soldada com 16V sem nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.

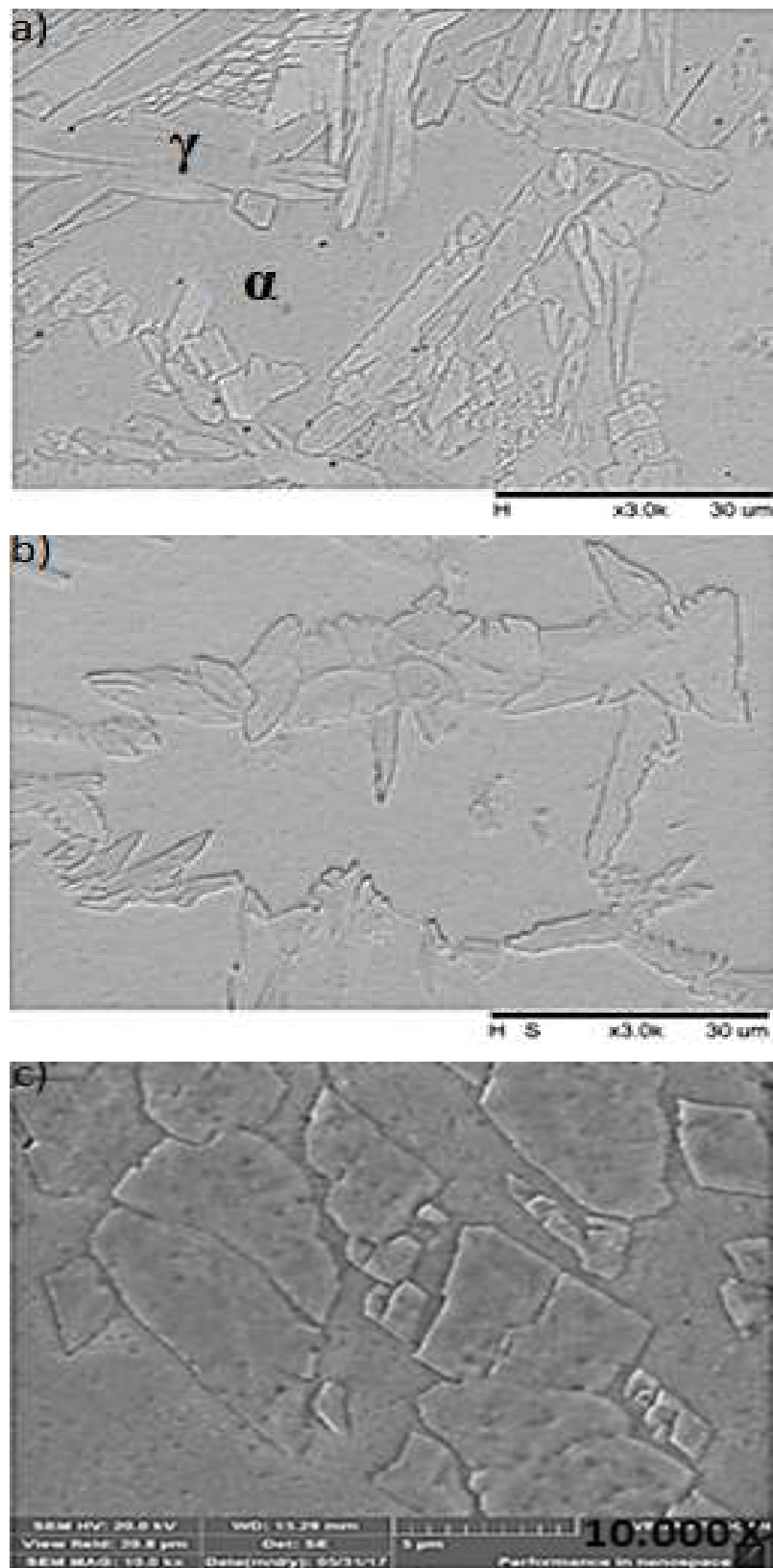


Figura 4.31 - Micrografia da amostra 03 soldada com 17V sem nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.

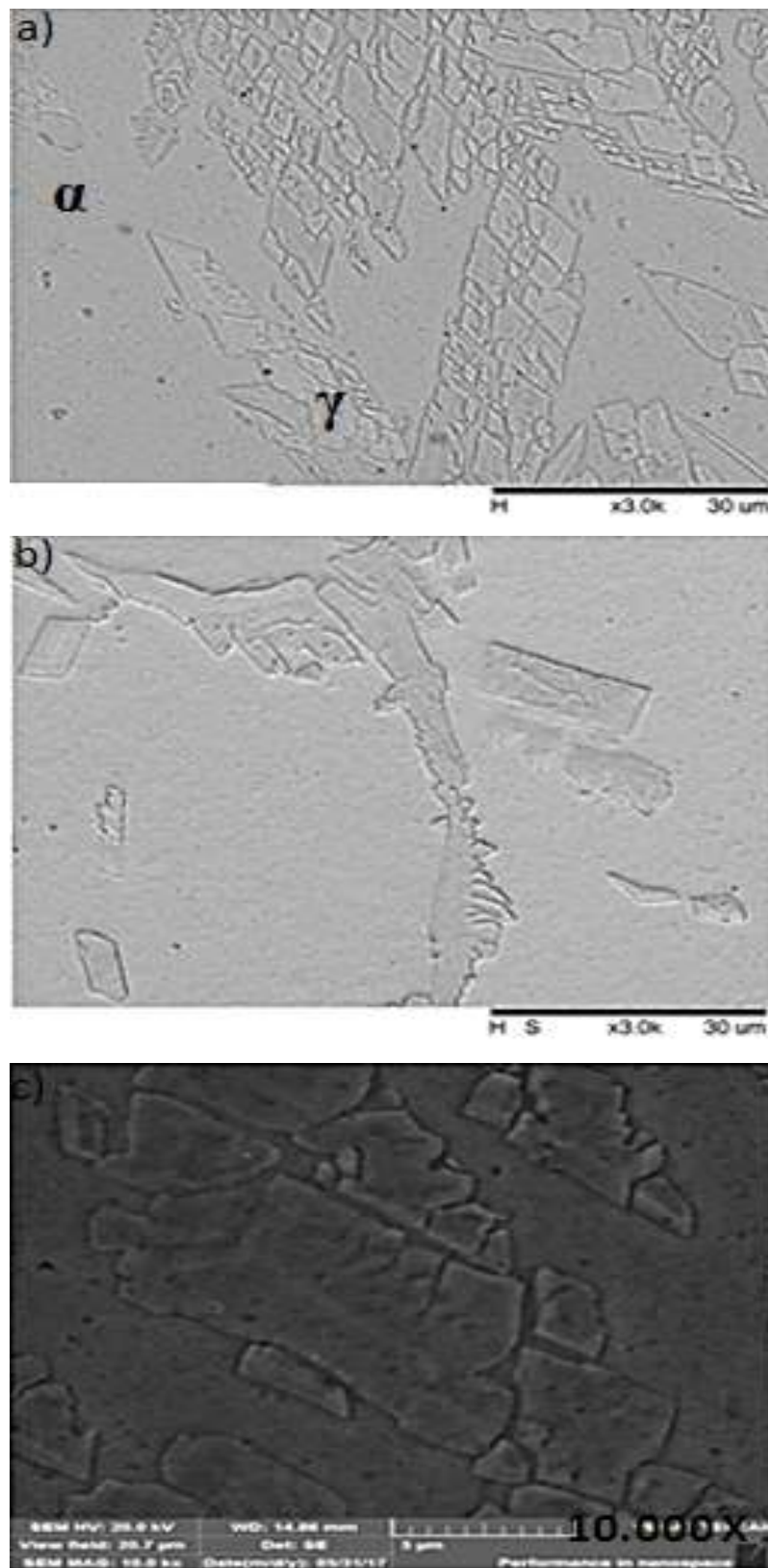


Figura 4.32 - Micrografia da amostra 04 soldada com 18V sem nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.

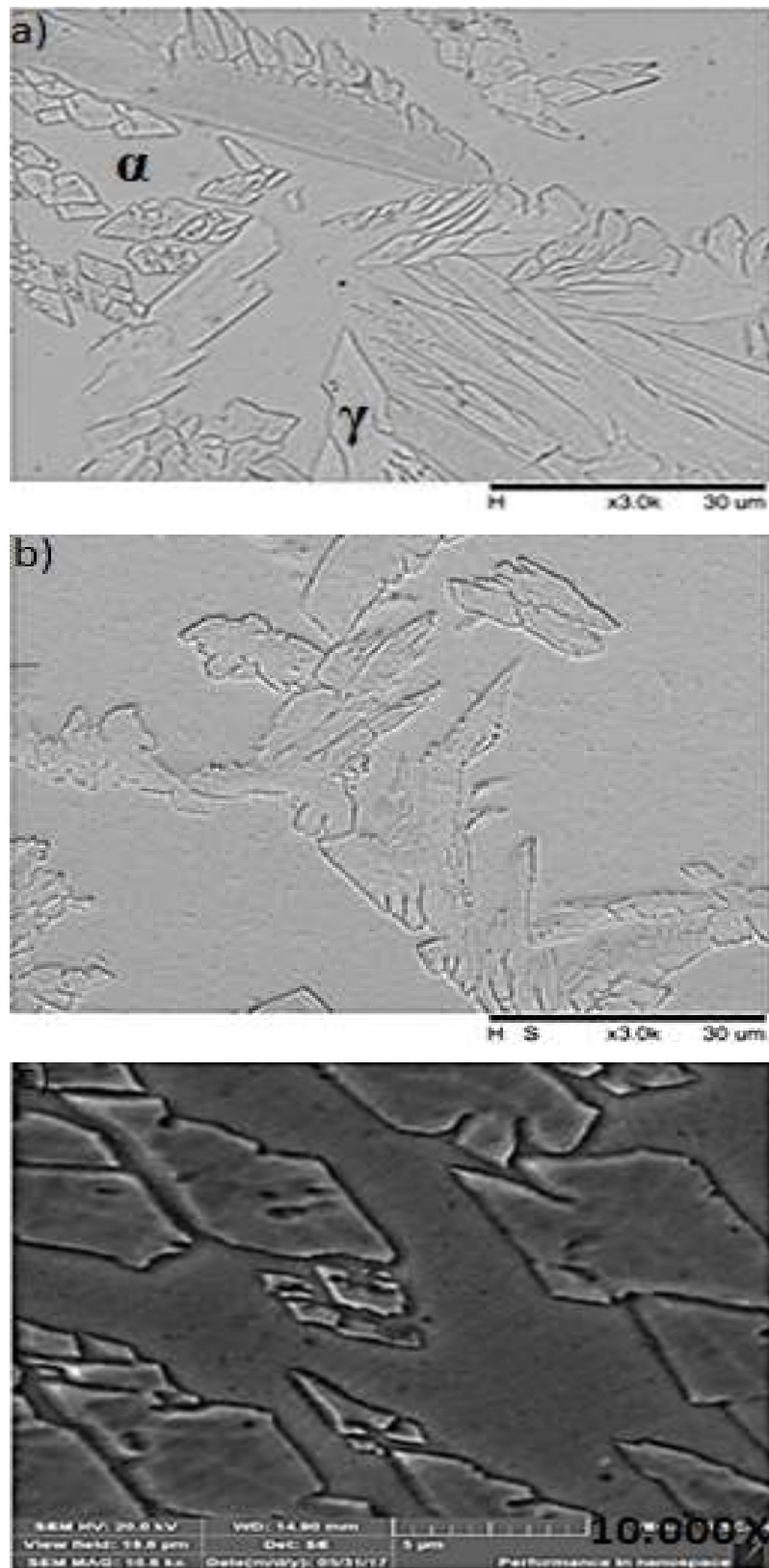


Figura 4.33 - Micrografia da amostra 05 soldada com 19V sem nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.

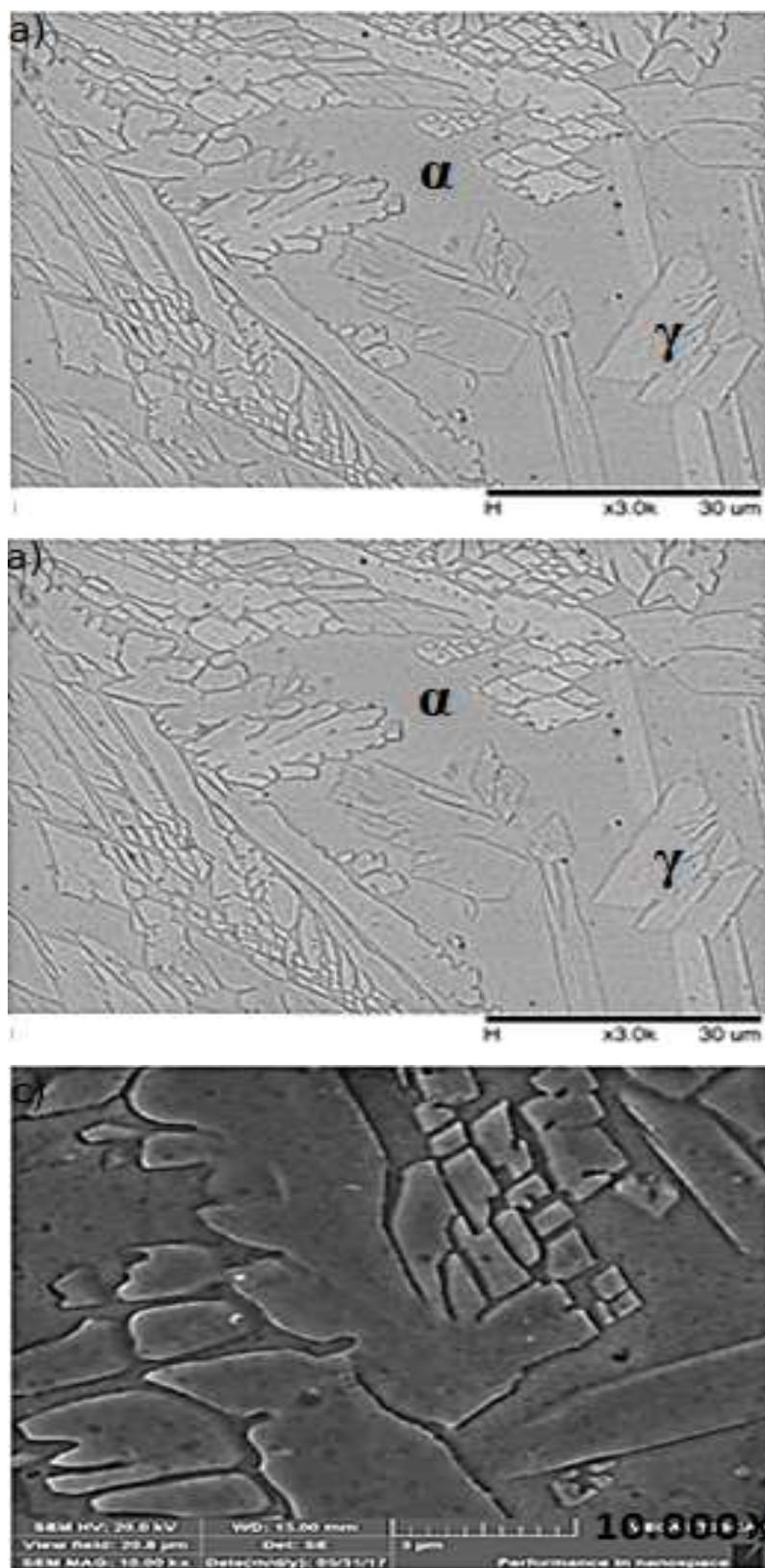


Figura 4.34 - Micrografia da amostra 06 soldada com 15V com nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.

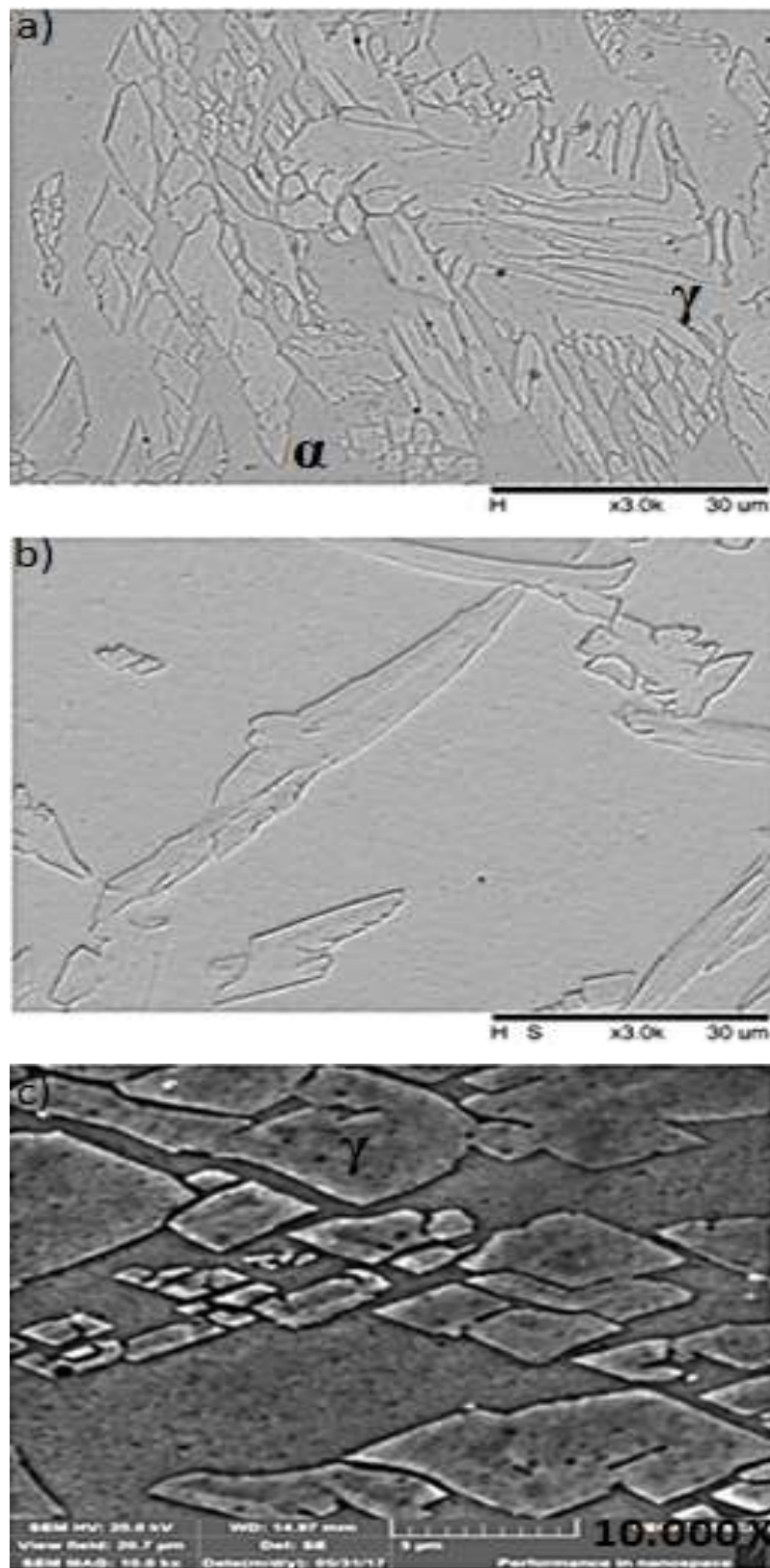


Figura 4.35 - Micrografia da amostra 07 soldada com 17V com nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.

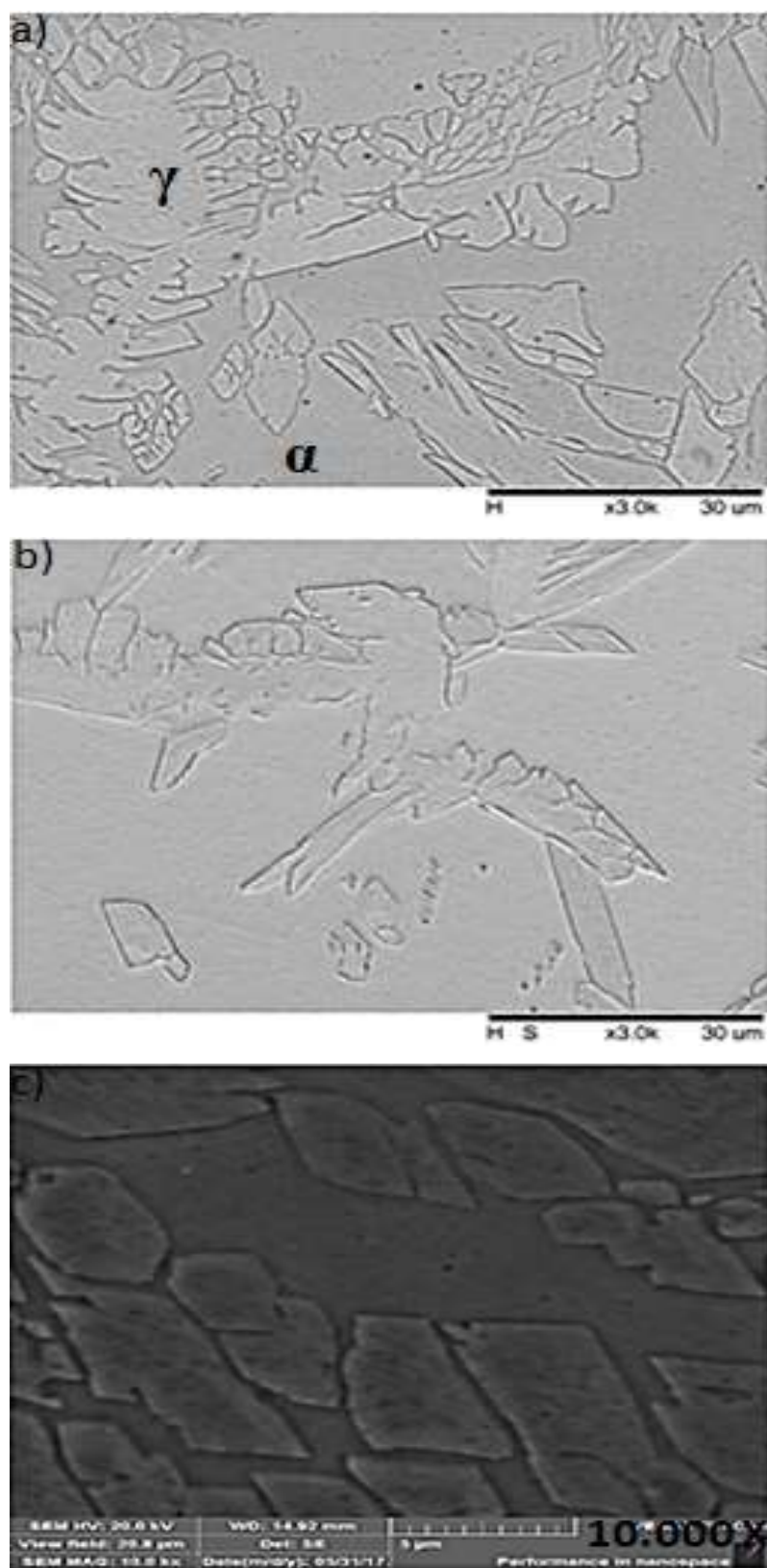


Figura 4.36 - Micrografia da amostra 08 soldada com 19V com nitrogênio, onde: a) Metal de solda, b) ZTA com aumento de 3000x e c) ZTA com aumento de 10000x.

Foram realizadas também análises por EDS nas amostras vistas no microscópio eletrônico de varredura, conforme exemplifica a Fig. 4.37, com o objetivo de identificar a composição das mesmas e posteriores caracterizações do material. A Tab. 4.6 mostra o percentual destes elementos.

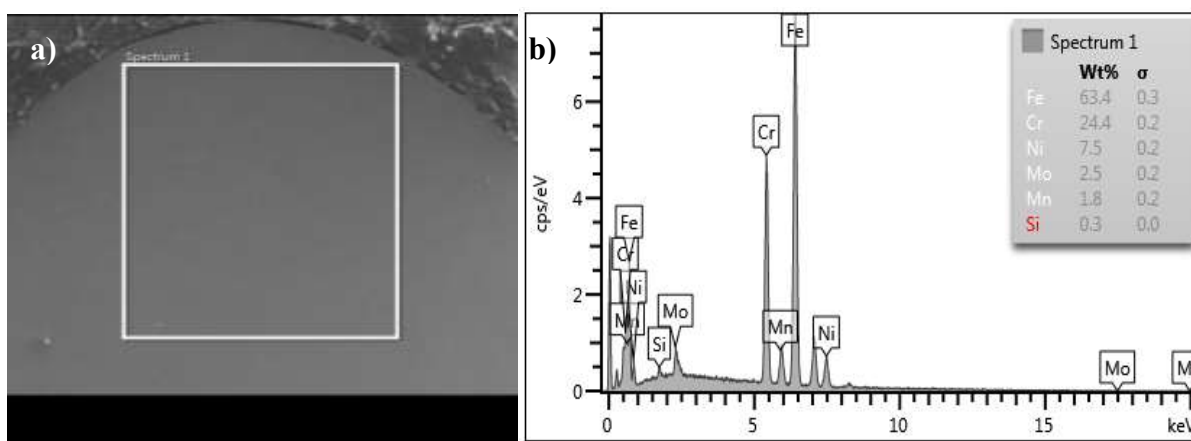


Figura 4.37 - Em (a) micrografia obtida via MEV por elétrons secundários, (b) EDS mostrando o espectro da região selecionada dentro do metal de solda.

Tabela 4.6 – Composição química das fases presentes obtida por EDS.

Elementos	Espectro 1 (%)
Si	0.32
Cr	24.44
Mn	1.84
Fe	63.38
Ni	7.48
Mo	2.54
Total	100

4.3.4. Técnica EBSD (difração de elétrons retroespalhados)

Nas Fig. 4.38 a 4.43 são apresentadas as imagens das amostras do metal de solda e ZTA obtidas através da técnica EBSD para as condições 01, 03, 05, 06, 07 e 08, a fim de destacar os contornos de grão, as fases presentes, a interface entre elas, além de possíveis fases intermetálicas.

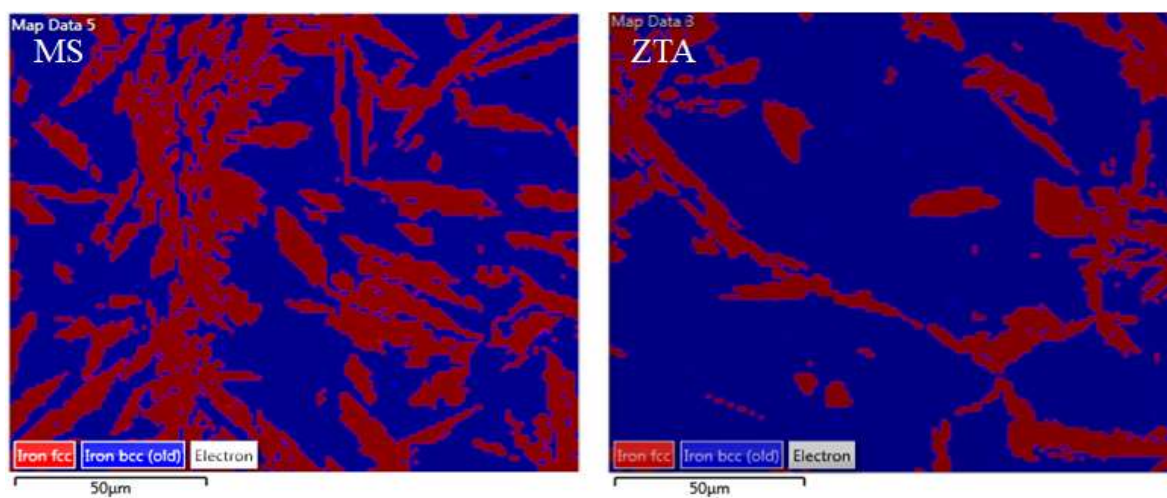


Figura 4.38 – Imagens da amostra 01 obtidas através da técnica EBSD.

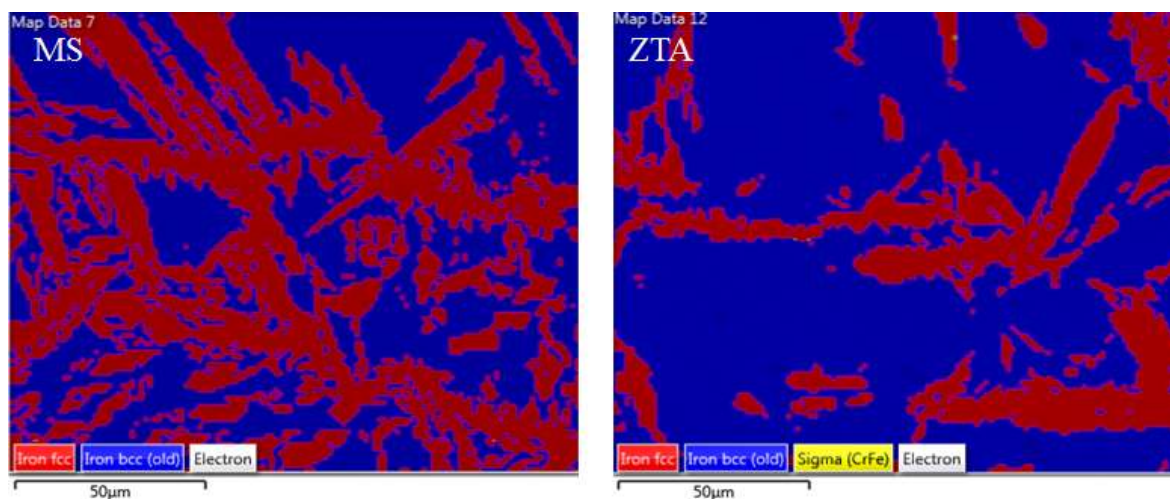


Figura 4.39 – Imagens da amostra 03 obtidas através da técnica EBSD.

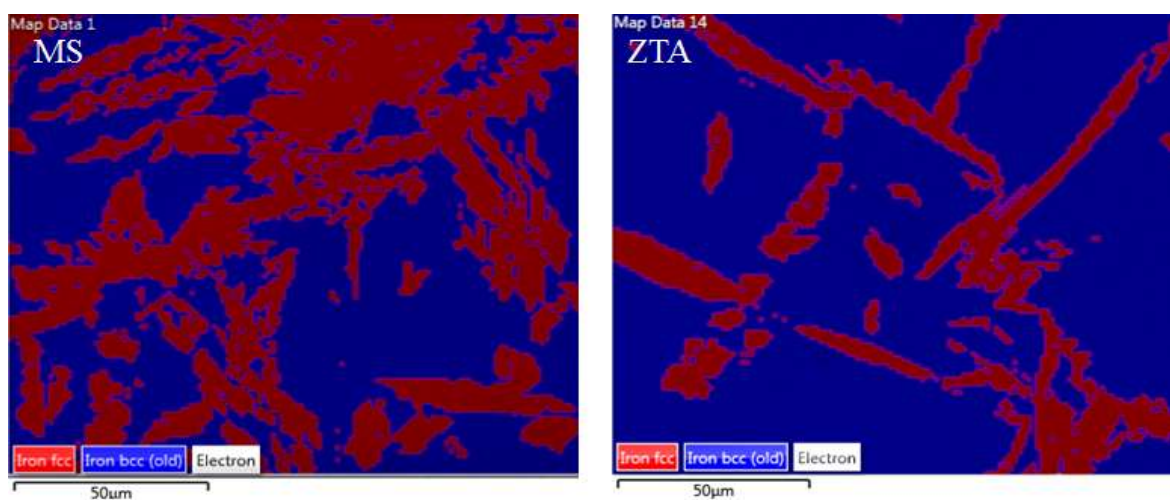


Figura 4.40 – Imagens da amostra 05 obtidas através da técnica EBSD.

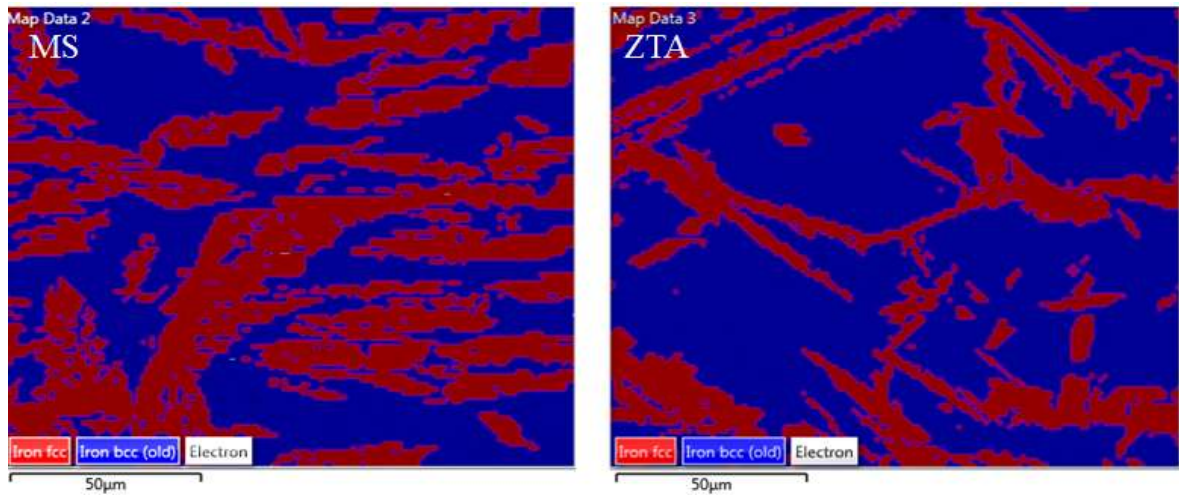


Figura 4.41 – Imagens da amostra 06 obtidas através da técnica EBSD.

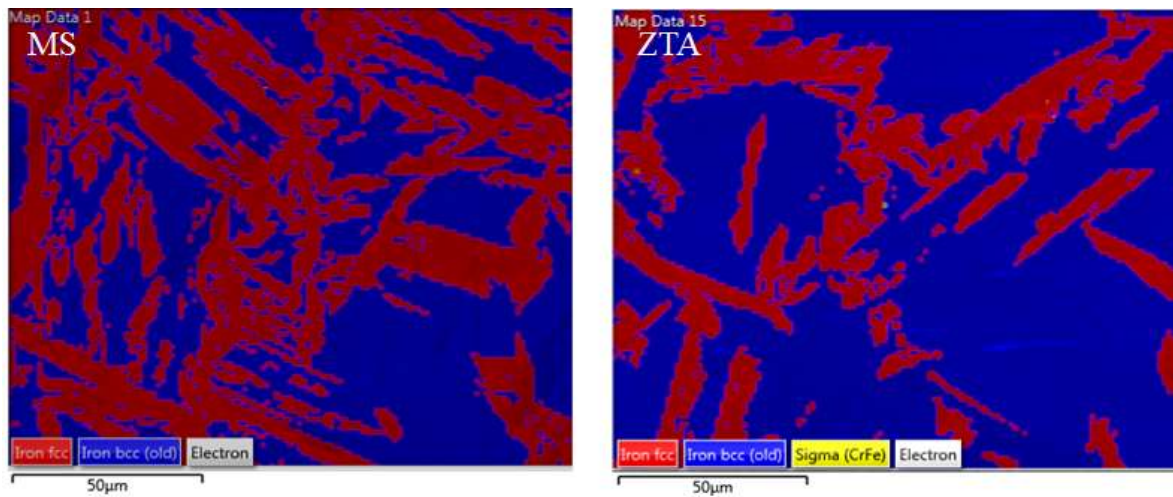


Figura 4.42 – Imagens da amostra 07 obtidas através da técnica EBSD.

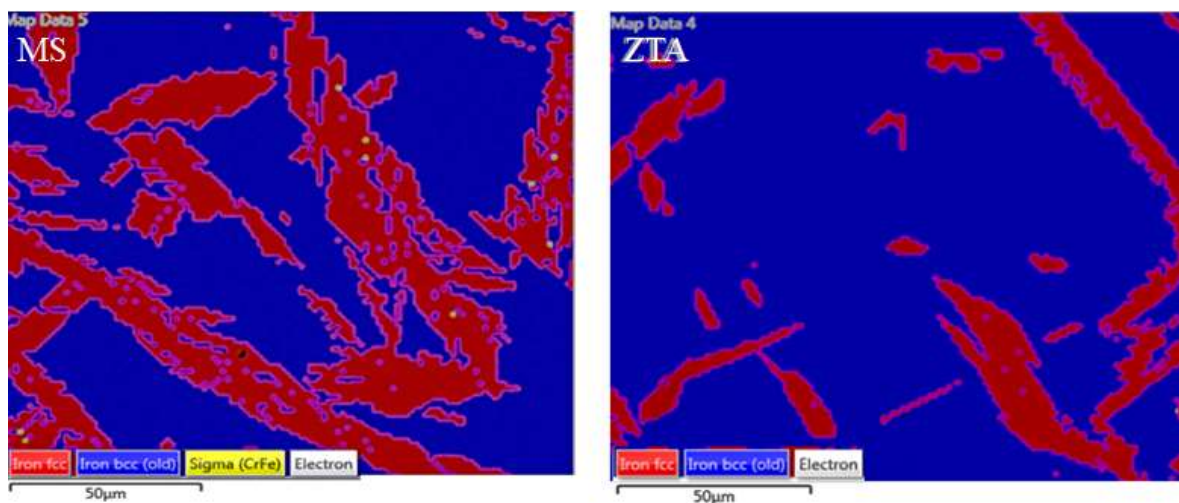


Figura 4.43 – Imagens da amostra 08 obtidas através da técnica EBSD.

As proporções em área de ferrita, austenita e outras fases do metal de solda e da zona termicamente afetada (ZTA) obtidas através da técnica EBSD são apresentadas na Tab. 4.7.

Tabela 4.7 – Fração de fases obtidas através da técnica EBSD.

Fração de fases (EBSD)					
Região	Amostra	Austenita (%)	Ferrita (%)	Sigma (%)	Outros (%)
MS	01	39,66	58,85	0,0	1,49
	03	41,18	55,83	0,0	2,99
	05	43,34	54,18	0,0	2,48
	06	40,80	57,05	0,0	2,15
	07	44,80	52,79	0,0	2,41
	08	47,77	50,88	0,07	1,28
ZTA	01	20,66	77,74	0,0	1,6
	03	23,44	75,16	0,01	1,39
	05	26,90	72,51	0,0	0,59
	06	28,63	69,92	0,0	1,45
	07	31,33	67,07	0,01	1,59
	08	33,15	66,39	0,0	0,46

Mais uma vez pode-se observar que com o aumento da energia de soldagem, a quantidade de austenita no metal de solda e na ZTA teve um aumento, tanto para as amostras sem nitrogênio quanto para as amostras com nitrogênio no gás de proteção, concordando com a quantificação de fases por análise de imagem do item 4.3.1. Nas condições 08 do MS e 03 e 07 da ZTA foram encontrados pequenos percentuais de fase sigma, mas em valores que podem ser desconsiderados. Os outros valores percentuais encontrados são referentes aos pontos onde não foi possível estabelecer um padrão de linhas de Kikuchi, considerados pontos pretos, que também não são relevantes devido aos pequenos valores.

Segundo Eghlimi et al. (2015), a austenita começa a nuclear e crescer nos contornos de ferrita, denominada austenita de contorno de grão. Quando o resfriamento continua e a quantidade de austenita de contorno de grão aumenta, os locais de nucleação disponíveis nos limites de ferrita diminuem e, se o tempo permitir, novos núcleos começam a partir da austenita de contorno de grão e crescem em direção a ferrita na forma de placa laterais, conhecidas como austenita de Widmanstätten. Com tempo suficiente após o reaquecimento, a

austenita intragranular forma-se nas regiões ricas em Ni e N no grão de ferrita. A formação de austenita intragranular precisa de mais resfriamento como força motriz, comparada à austenita de contorno de grão e à austenita de Widmanstätten, devido à sua maior energia de ativação.

Nas Fig. 4.44 a 4.49 são apresentados os mapas de orientação cristalográfica das amostras do metal de solda e ZTA obtidas através da técnica EBSD para as condições 01, 03, 05, 06, 07 e 08, a fim de correlacionar as mesmas com as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material.

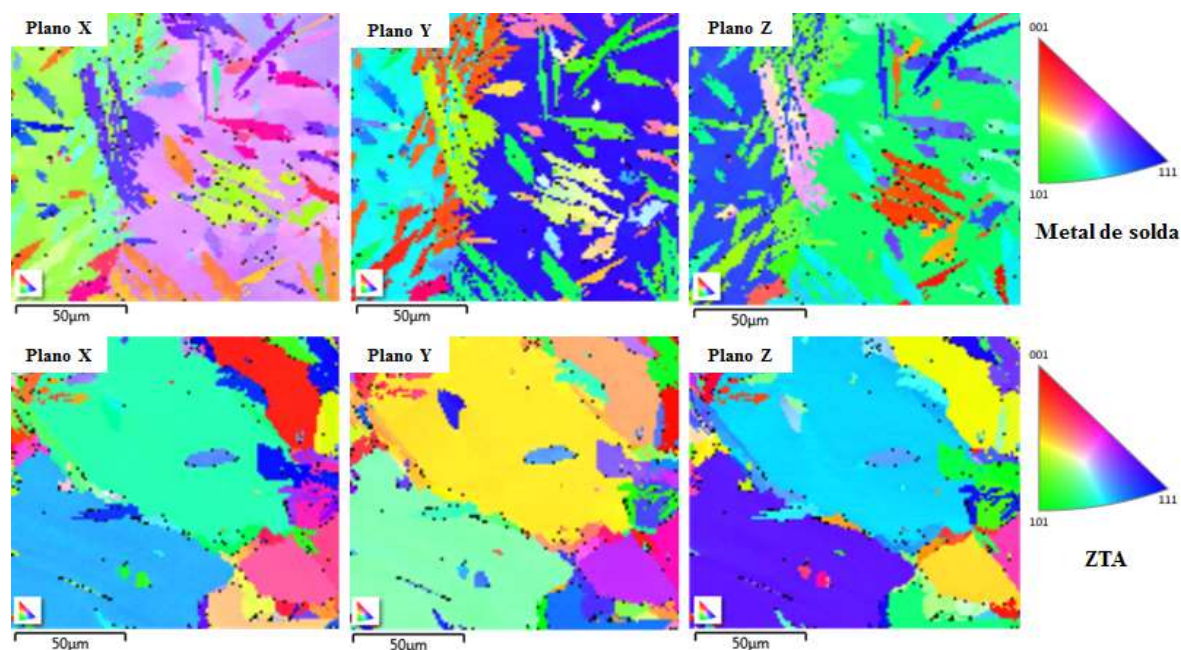


Figura 4.44 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 01 obtidas através da técnica EBSD.

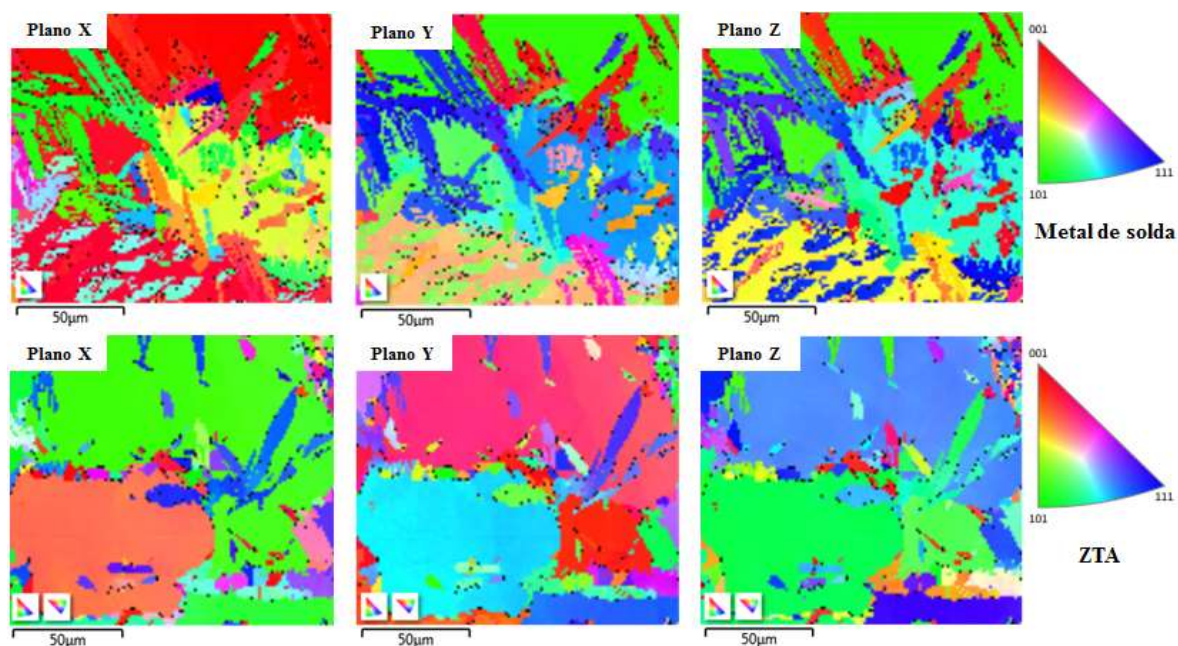


Figura 4.45 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 03 obtidas através da técnica EBSD.

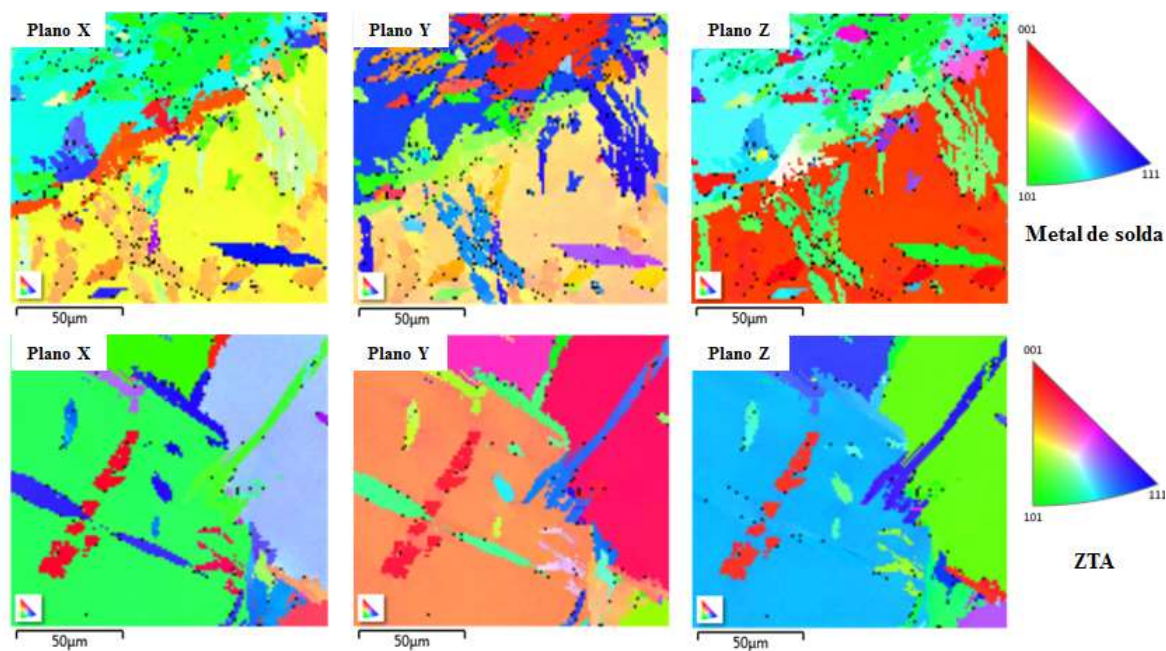


Figura 4.46 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 05 obtidas através da técnica EBSD.

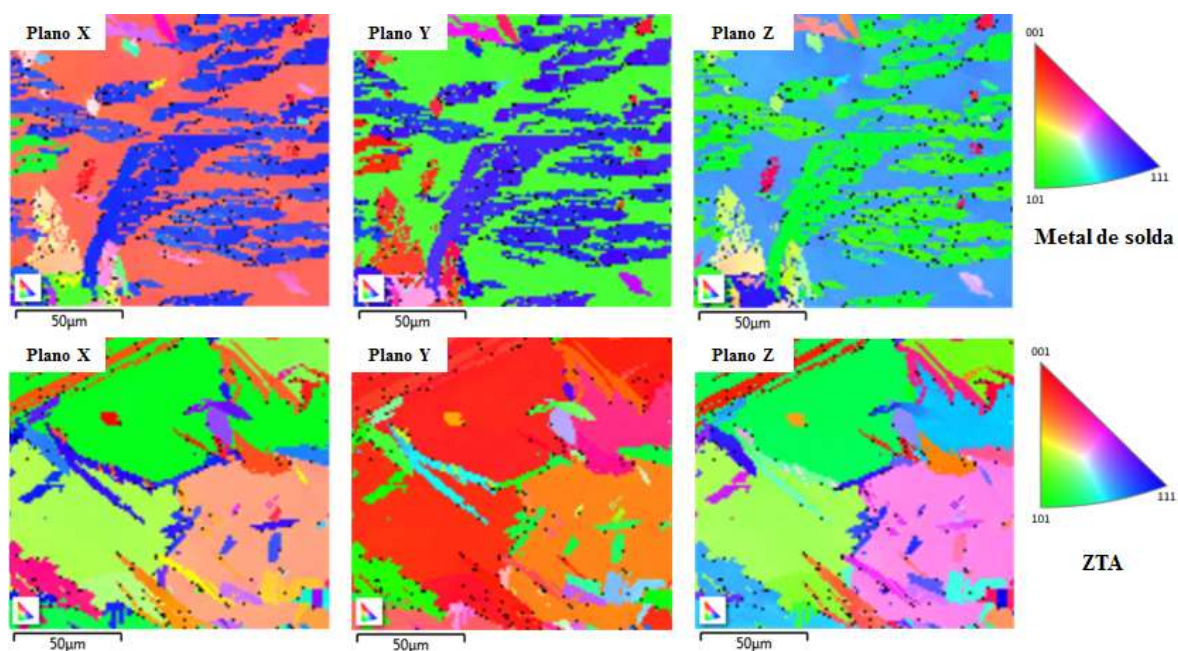


Figura 4.47 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 06 obtidas através da técnica EBSD.

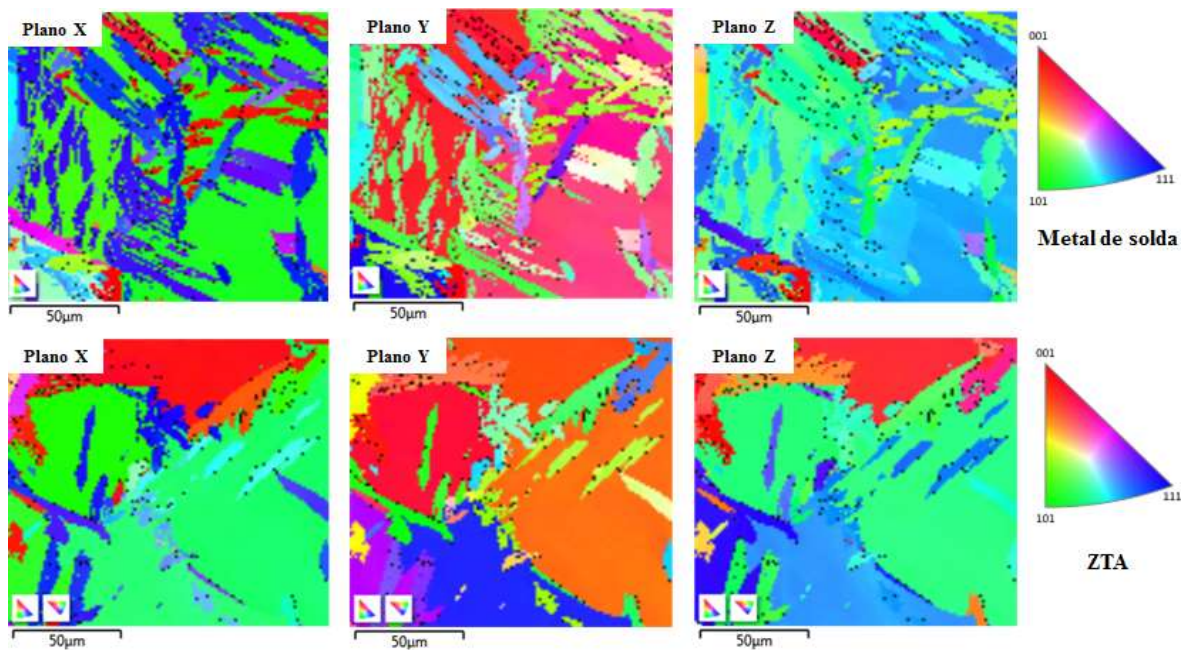


Figura 4.48 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 07 obtidas através da técnica EBSD.

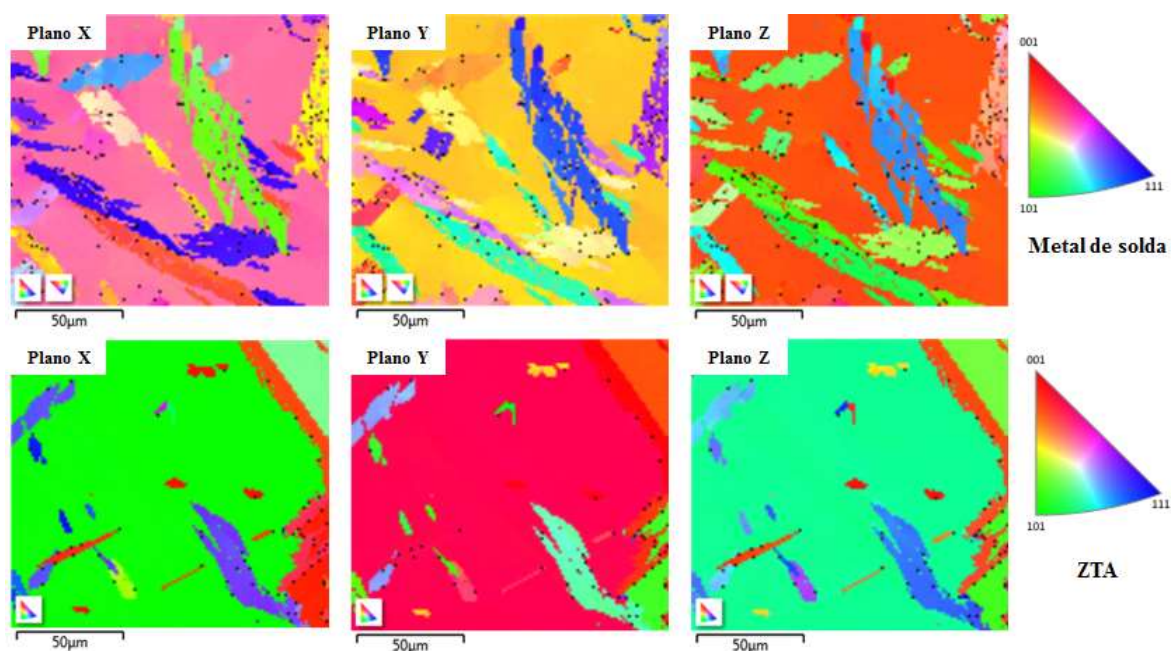


Figura 4.49 – Mapas de orientação cristalográfica da amostra 08 obtidas através da técnica EBSD.

Os mapas de Euler revelaram que as fases ferrita e austenita apresentam vários grãos diferentes com diferentes orientações, tanto para as condições sem e com nitrogênio no gás de proteção. Os grãos de austenita são fragmentados, indicando um processo de recristalização parcial ou completo após o processo de soldagem. A figura do pólo inverso (IPF) nas três direções mostrou que a maioria dos grãos de ferrita apresentou um componente de textura $\{001\}$ e $\{101\}$, enquanto os grãos de austenita apresentaram orientação aleatória, semelhante ao relatado por Badji et al. (2011).

No MS, a ferrita tem uma orientação única ao longo de um grão, enquanto várias famílias de austenita apareceram. As austenitas, principalmente a de contorno de grão, tiveram uma orientação aleatória com relação aos grãos de ferrita adjacentes. Na ZTA, a austenita alotriomórfica e austenita intragranular precipitaram ao longo do contorno da ferrita e dentro do grão de ferrita, respectivamente, tendo orientação aleatória. O mesmo é mostrado por Karlsson e Börjesson (2014).

Segundo Badji et al. (2011), a textura cristalográfica predominante para o metal de base do aço UNS S31803 na fase de austenita é do Latão (B: $\{011\} \langle 112 \rangle$), embora também exista uma quantidade significativa de Cobre (Cu: $\{112\} \langle 111 \rangle$) e, em menor intensidade, o componente Goss (G: $\{110\} \langle 001 \rangle$) na mesma região do Latão. Por outro lado, a textura da ferrita revela uma forte presença da fibra α ($\langle 110 \rangle$) e a presença da fibra γ ($\{111\} \langle 011 \rangle$ e

{111} <112>). A textura no MS e na ZTA revela que o componente predominante na fase da austenita é semelhante ao latão, mas deslocado em direção ao componente Goss. O componente cobre ainda está presente, mas em menor intensidade. A textura da ferrita sofre alteração da mudança da fibra α para um componente Goss, também em menor intensidade.

De acordo com Shahryari, Szpunar e Omanovic (2009) a alta densidade de empacotamento dos planos e orientações cristalinhas oferece uma melhor resistência ao ataque químico e passivação, e melhores características de repassivação, por sua menor eficiência em transmitir energia. As orientações <111> e <100> possuem uma maior resistência ao pite e espera-se que orientações com menor densidade atômica possuam uma menor resistência ao pite.

4.4. Ensaios

4.4.1. Ensaio de corrosão

A Fig. 4.50 mostra as curvas obtidas no ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica para o material de base como recebido.

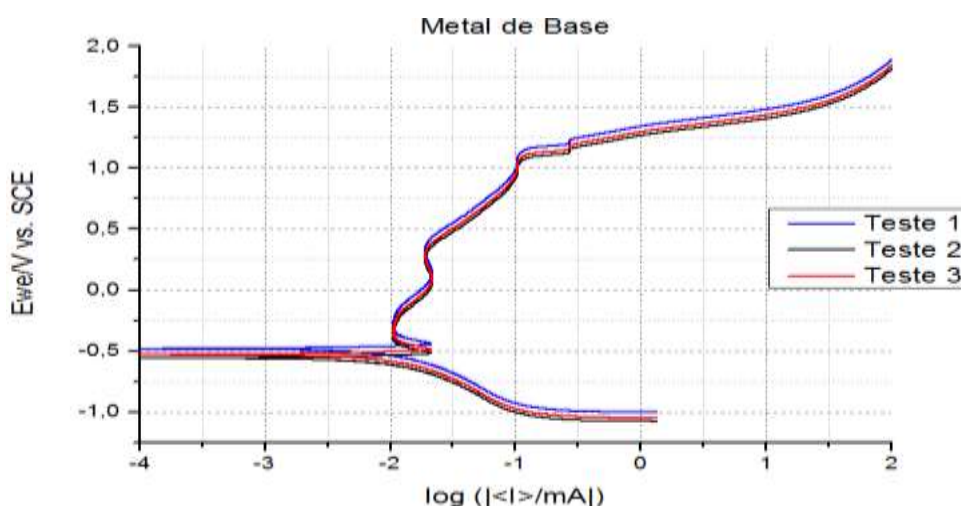


Figura 4.50 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas do metal de base como recebido.

As Fig. 4.51 a 4.58 apresentam as curvas obtidas no ensaio eletroquímico de polarização potenciodinâmica nas amostras soldadas com as condições de soldagem apresentadas na Tab. 4.1.

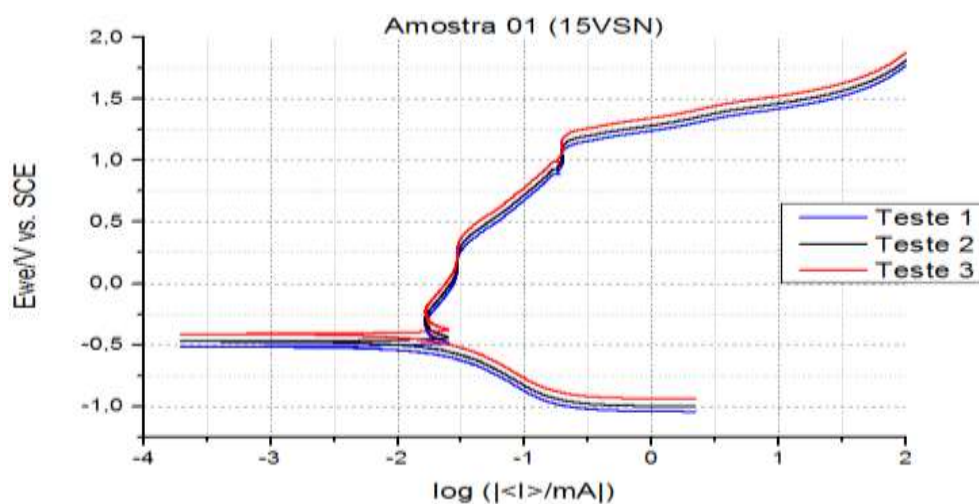


Figura 4.51 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 01, soldada com 15 V sem nitrogênio.

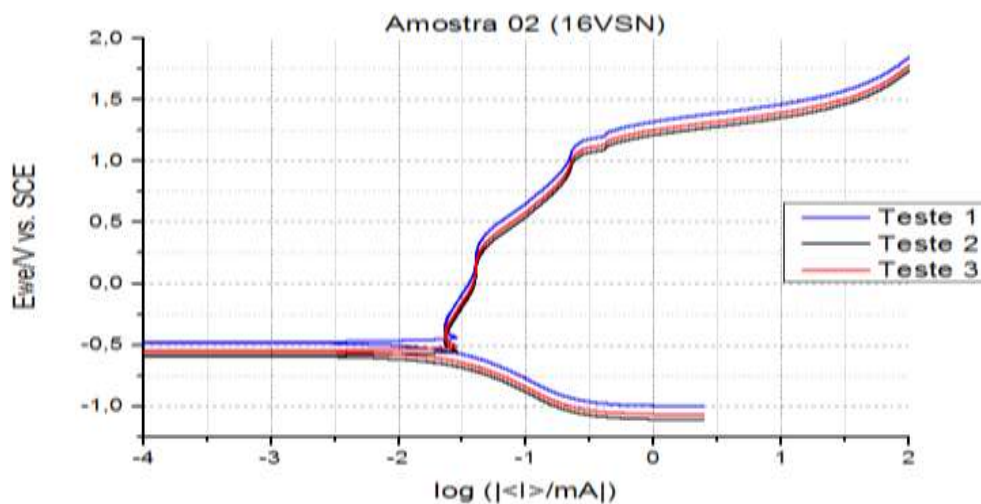


Figura 4.52 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 02, soldada com 16 V sem nitrogênio.

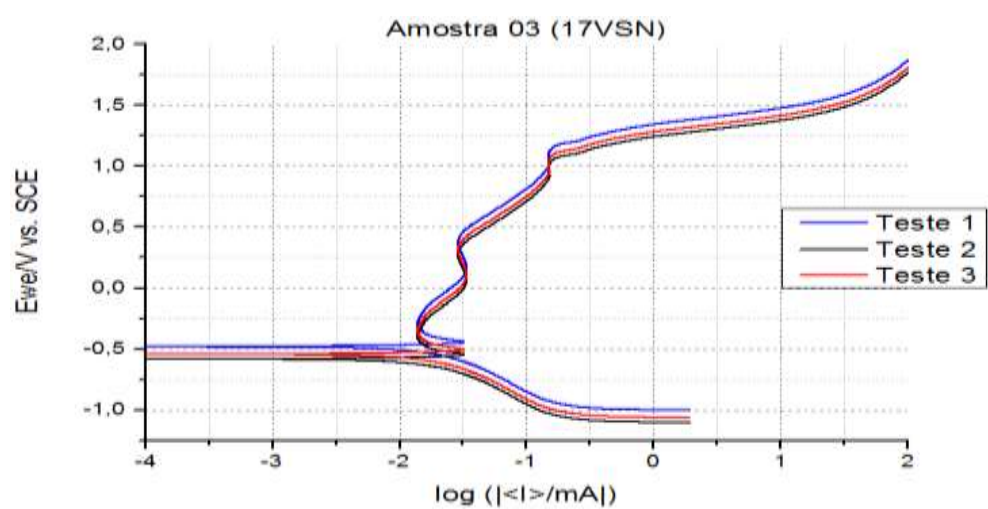


Figura 4.53 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 03, soldada com 17 V sem nitrogênio.

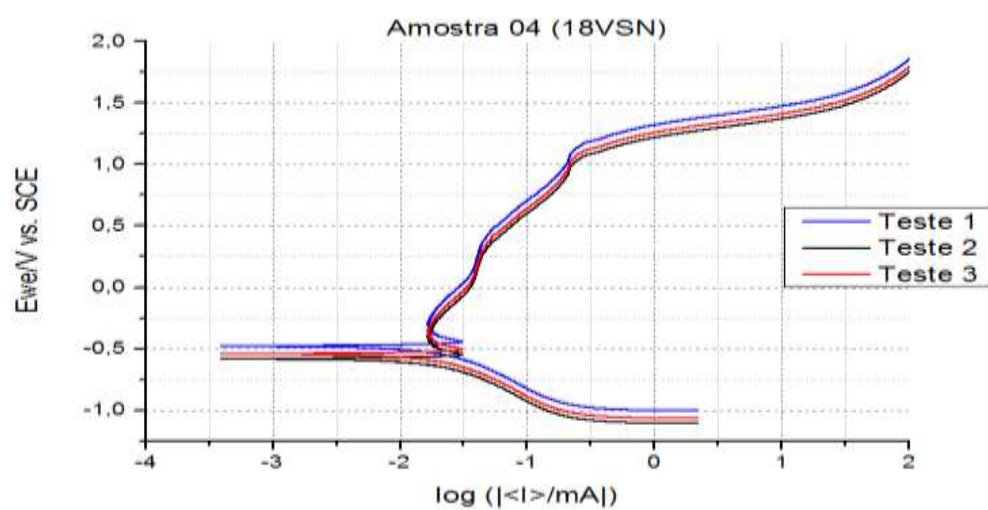


Figura 4.54 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 04, soldada com 18 V sem nitrogênio.

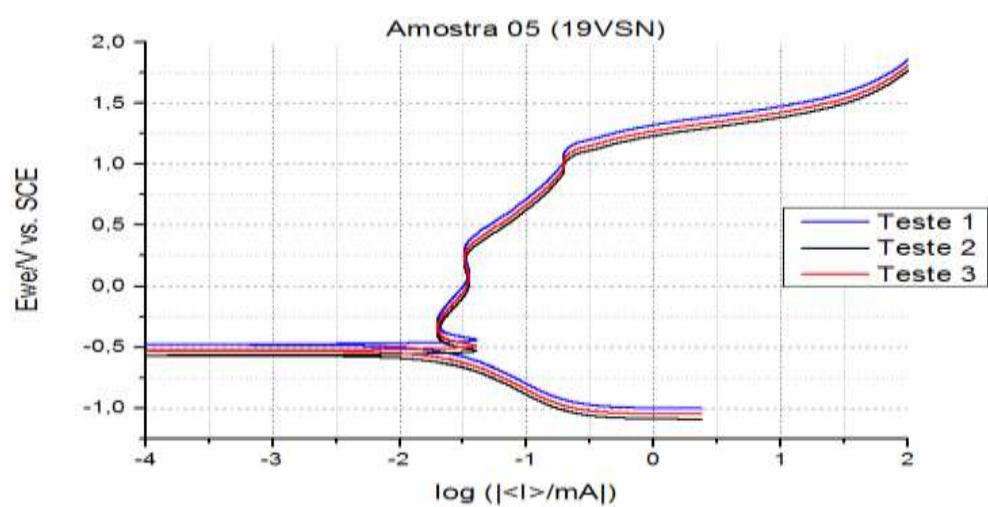


Figura 4.55 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 05, soldada com 19 V sem nitrogênio.

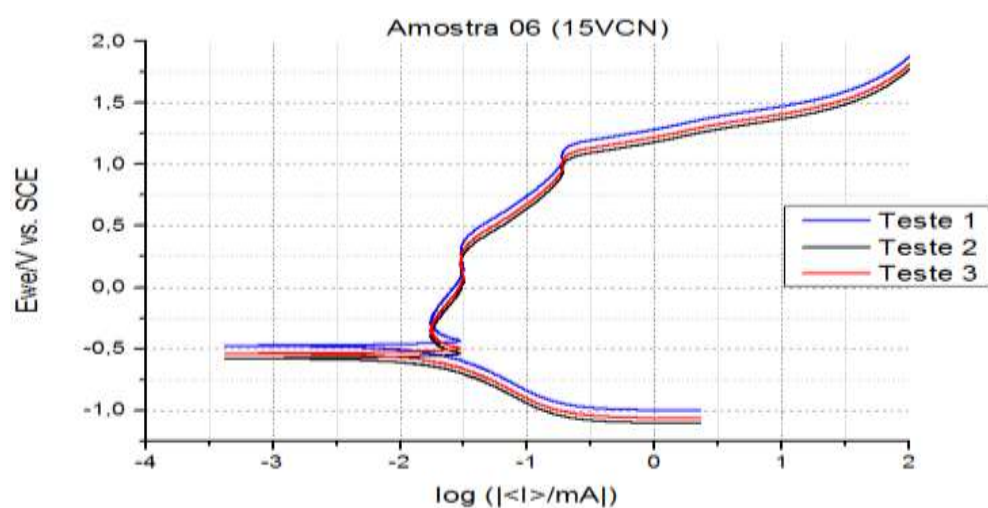


Figura 4.56 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 06, soldada com 15 V com nitrogênio.

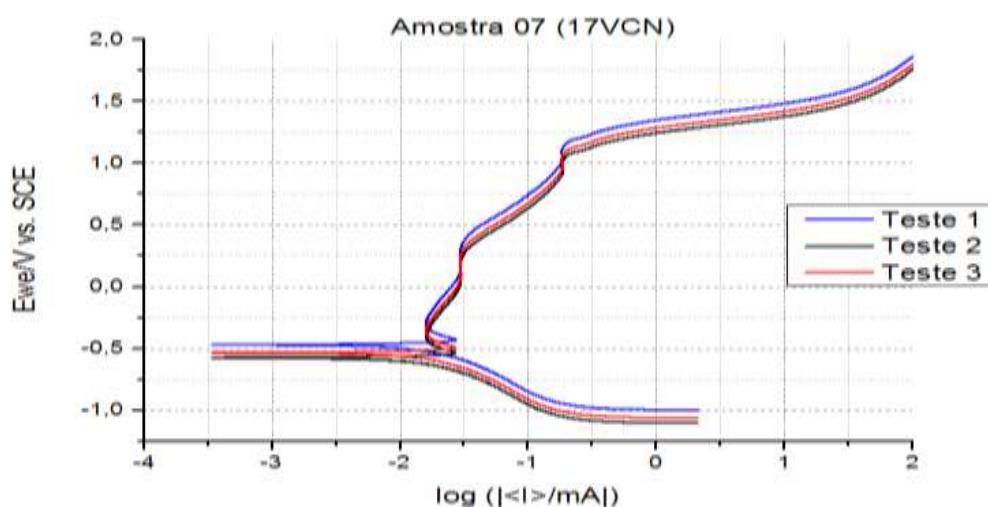


Figura 4.57 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 07, soldada com 17 V com nitrogênio.

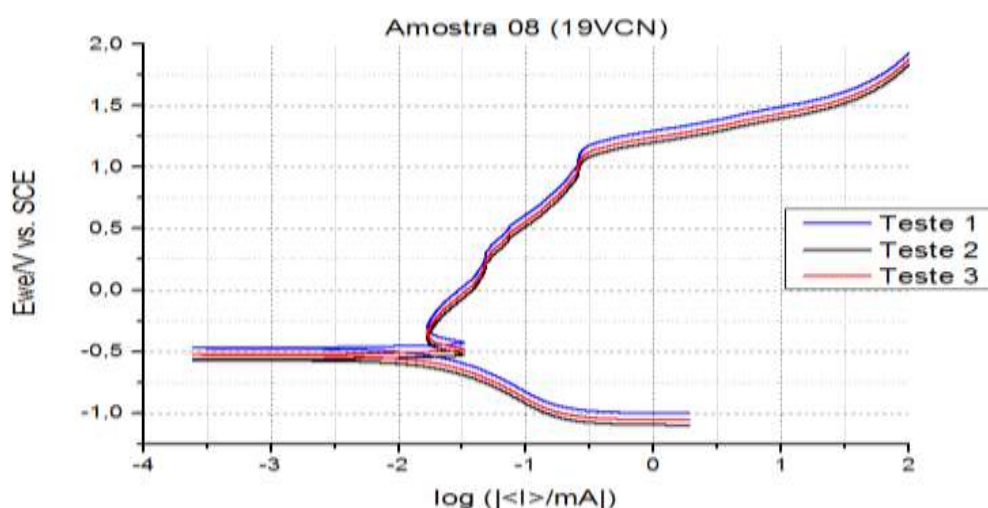


Figura 4.58 – Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas da amostra 08, soldada com 19 V com nitrogênio.

As curvas obtidas para as condições de soldagem são muito parecidas com a curva obtida para o metal de base, sendo importante destacar que mesmo ocorrendo uma mudança na microestrutura da área exposta para o ensaio, a mesma demonstra não ter relação direta com o comportamento das curvas de polarização potenciodinâmica.

Os parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização são mostrados na Tab. 4.8 e foram determinados através da média dos valores das repetições de cada condição, com a extrapolação das retas e análise das curvas.

Tabela 4.8 - Parâmetros eletroquímicos obtidos a partir das curvas de polarização.

	$E_{CORR}(V)$	DP	$E_{PIT}(V)$	DP	$\Delta E_{PASS}(V)$	DP
MB	0,516	0,020	1,116	0,021	0,600	0,008
Amostra 01	0,525	0,032	1,106	0,042	0,581	0,012
Amostra 02	0,514	0,021	1,093	0,050	0,579	0,030
Amostra 03	0,530	0,015	1,097	0,032	0,567	0,042
Amostra 04	0,528	0,019	1,089	0,047	0,561	0,017
Amostra 05	0,518	0,027	1,091	0,014	0,573	0,024
Amostra 06	0,521	0,022	1,101	0,075	0,578	0,035
Amostra 07	0,533	0,036	1,095	0,016	0,562	0,026
Amostra 08	0,519	0,009	1,099	0,034	0,580	0,014

O menor valor de potencial E_{CORR} , e maior valor de E_{PIT} , indica uma melhor resistência, enquanto que o maior valor de ΔE_{PASS} indica uma maior zona de passivação no meio corrosivo. Segundo Arturo et al. (2015), quanto maior o potencial de corrosão por pites (E_{PIT}), maior a resistência do material a esse mecanismo de corrosão localizada.

A amostra do MB, mesmo com valores próximos, apresentou um maior valor de E_{PIT} e de ΔE_{PASS} quando comparado às energias de soldagem deste trabalho, sendo possível demonstrar que houve uma diferença na resistência à corrosão do material devido ao processo de soldagem quando comparado ao desempenho do metal de base, mas que a diferença não foi significativa.

A comprovação da existência de pites no material após o ensaio pode ser constatada nas imagens apresentadas nas Fig. 4.59 a 4.67.

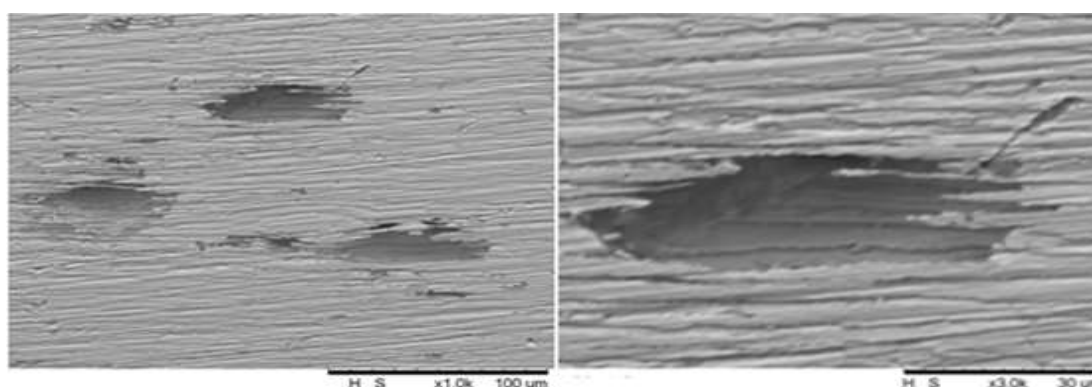


Figura 4.59 – Presença de Pites de corrosão ocorridos no aço UNS S31803, em ensaio de polarização potenciodinâmica.

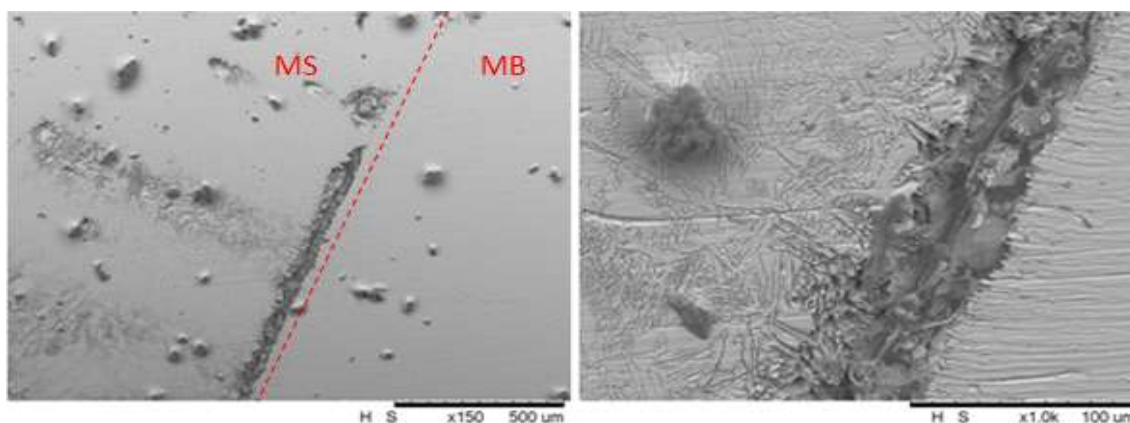


Figura 4.60 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 01 (15VSN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.

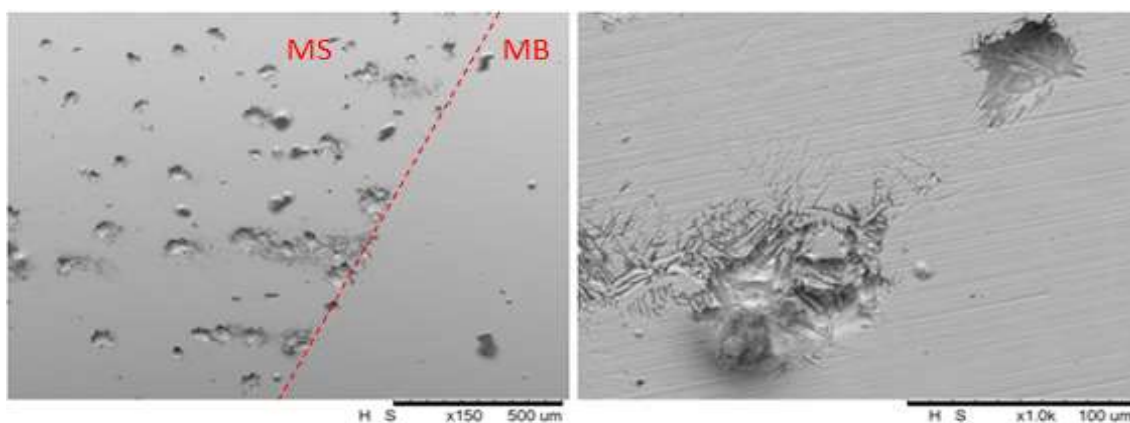


Figura 4.61 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 02 (16VSN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.

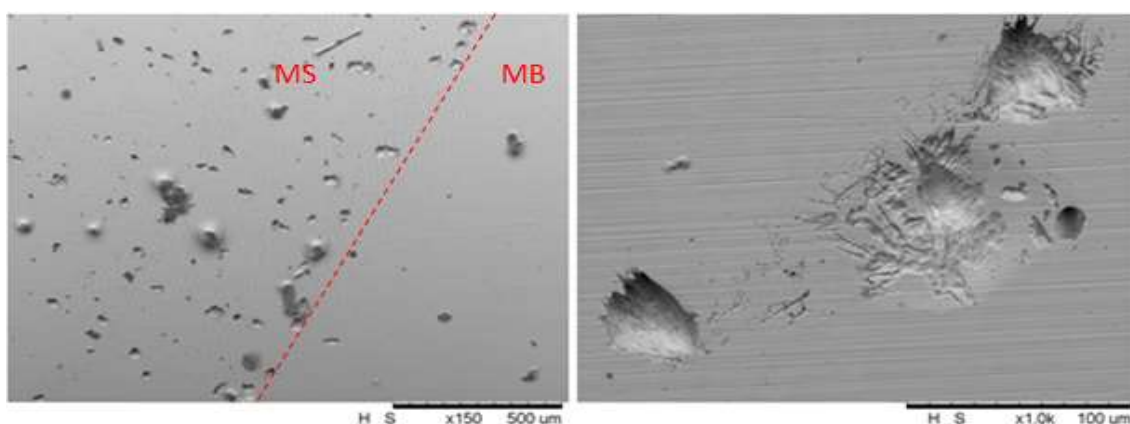


Figura 4.62 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 03 (17VSN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.

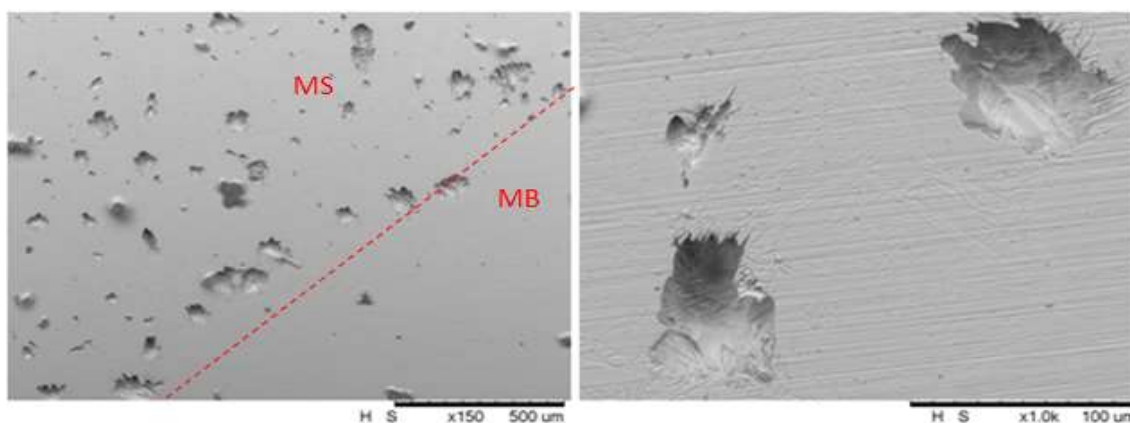


Figura 4.63 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 04 (18VSN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.

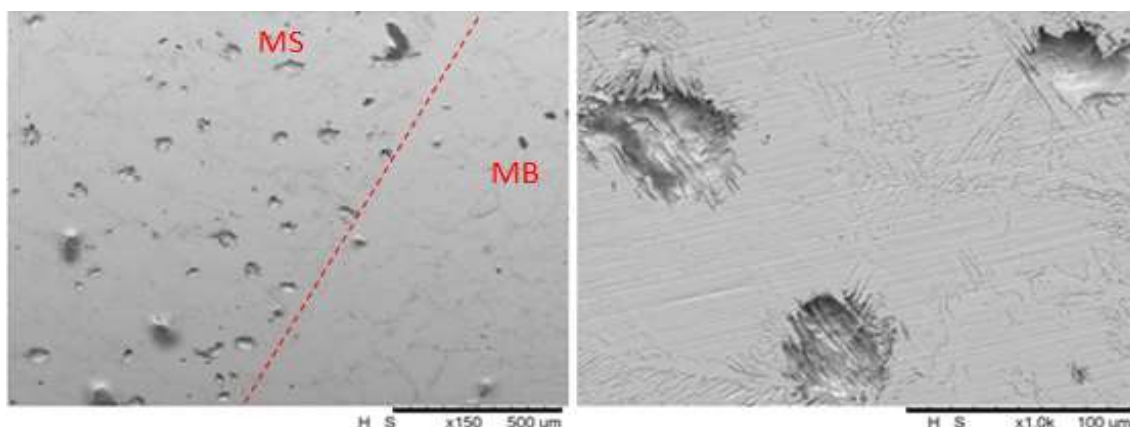


Figura 4.64 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 05 (19VSN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.

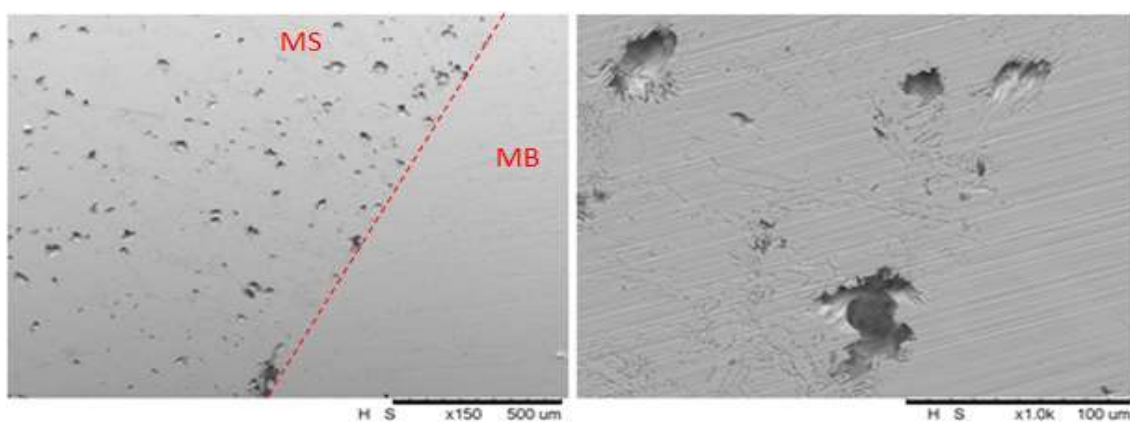


Figura 4.65 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 06 (15VCN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.

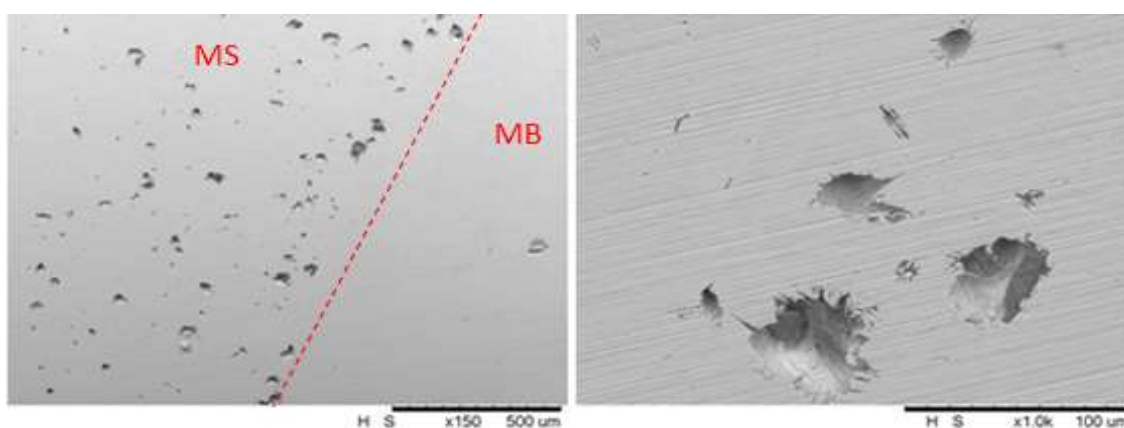


Figura 4.66 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 07 (17VCN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.

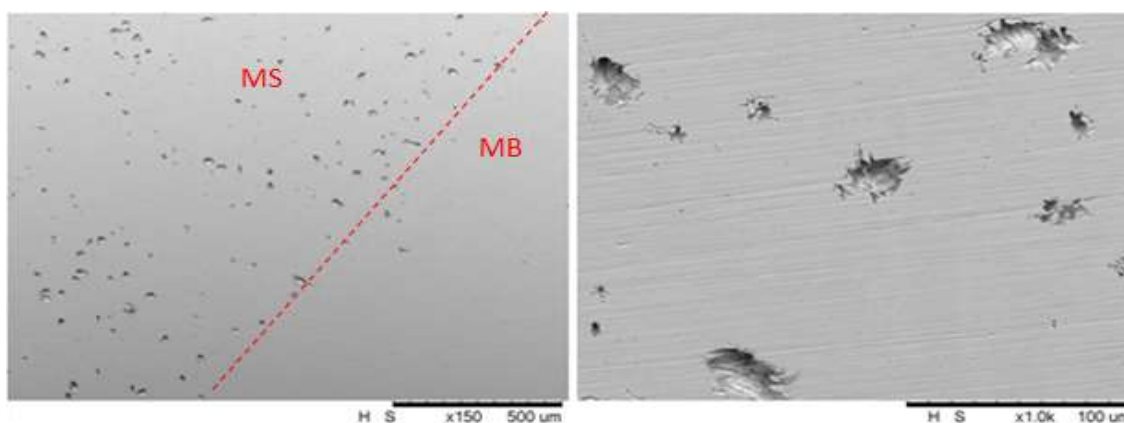


Figura 4.67 – Presença de Pites de corrosão ocorridos na amostra 08 (19VCN), em ensaio de polarização potenciodinâmica.

A observação da área exposta após os ensaio de polarização mostrou um processo de corrosão predominante no metal de solda, mas foram observados pites em todas as áreas em contato com a solução de cloreto. Uma possível explicação para esse fenômeno é o menor percentual de molibdênio no MS em comparação com o MB, principal responsável pela resistência à corrosão por pites em AID's.

4.4.2. Ensaio de Microdureza

Na Tab. 4.9 apresentam-se os resultados de medições de microdureza realizadas no conjunto de amostras deste trabalho.

Tabela 4.9 - Medições de microdureza das juntas soldadas do aço UNS S31803.

Região	P	Microdureza (HV)															
		15V	DP	15V N ₂	DP	16V	DP	17V	DP	17V N ₂	DP	18V	DP	19V	DP	19V N ₂	DP
MS	01	261,3	5,1	254,3	5,7	253,5	2,3	253,2	4,6	248,5	5,6	257,3	9,0	245,8	3,3	243,5	2,2
	02	262,7	1,0	250,5	3,8	252,2	4,3	251,9	5,4	248,4	2,4	251,9	6,1	244,5	3,7	242,5	3,0
	03	262,1	4,8	251,2	5,6	252,9	4,1	251,8	2,1	252,9	2,8	250,6	5,8	243,2	3,0	237,8	1,7
	04	261,3	2,2	253,2	1,6	252,9	3,4	252,8	2,8	246,4	1,6	250,2	6,2	239,5	6,2	238,4	4,0
	05	265,3	3,4	256,3	3,0	258,7	8,4	252,3	7,0	249,5	5,0	244,5	5,0	246,1	2,4	239,6	1,5
ZTA	06	279,5	2,4	258,5	4,8	260,2	2,1	258,8	2,4	250,1	3,9	253,5	2,3	252,2	2,5	248,1	1,1
	07	277,5	1,3	257,7	3,3	269,3	8,9	256,2	8,9	245,4	1,1	252,9	4,2	247,8	4,6	243,9	4,6
	08	281,1	3,5	253,0	7,4	265,3	3,2	258,8	4,0	251,0	7,3	249,2	4,2	252,6	6,5	246,6	7,6
	09	297,0	12,5	249,1	2,5	262,0	3,9	252,3	7,4	244,2	4,1	255,1	8,5	243,2	2,4	243,5	3,7
	10	283,7	13,3	255,4	5,7	265,4	4,9	250,8	4,0	253,0	6,8	248,8	2,0	249,8	3,4	241,9	4,5
MB	11	279,9	2,6	254,9	2,8	267,6	5,7	253,7	6,6	245,9	5,2	241,6	2,3	250,8	3,4	251,8	1,4
	12	279,1	1,1	254,2	0,5	269,9	7,2	245,2	5,4	248,9	5,4	246,4	2,9	245,1	1,8	245,2	5,8
	13	269,1	6,1	254,2	3,0	271,7	3,3	238,5	5,5	246,9	5,3	253,5	1,2	242,2	4,3	245,2	3,7
	14	268,3	4,0	252,9	5,4	265,7	4,4	239,4	4,0	250,8	2,7	253,7	7,2	246,4	2,4	242,3	5,3
	15	275,2	2,9	250,9	5,4	264,9	10,1	244,8	2,6	254,9	2,1	245,1	2,2	244,9	4,5	247,1	3,8

Nas Fig. 4.68 a 4.75 são apresentados os gráficos com os resultados do ensaio de microdureza por região da amostra, em forma de perfil.

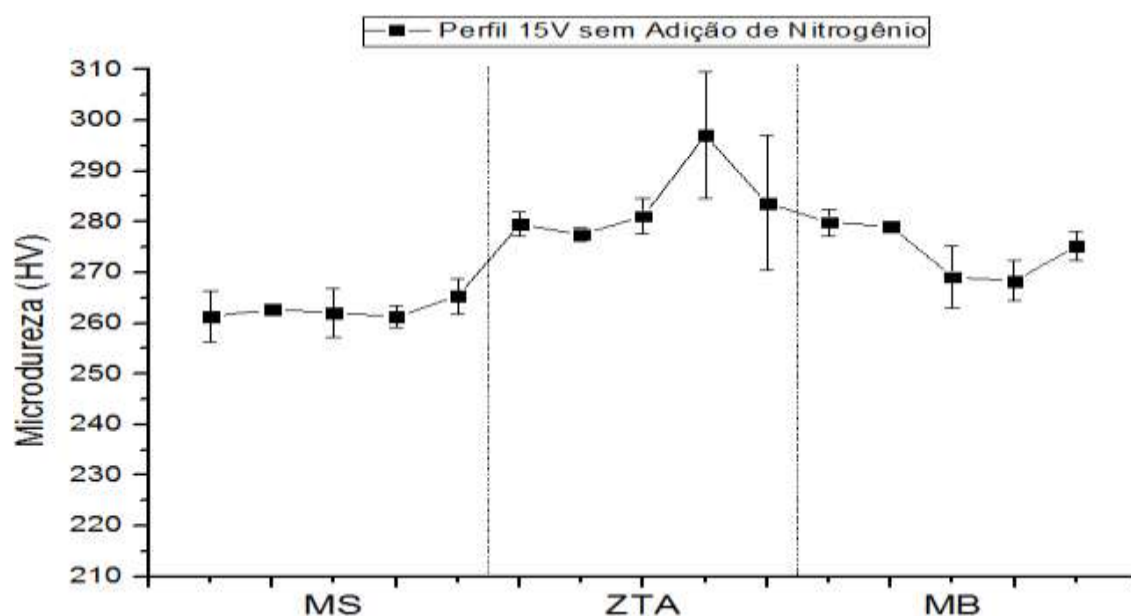


Figura 4.68 – Perfil de microdureza da amostra 01.

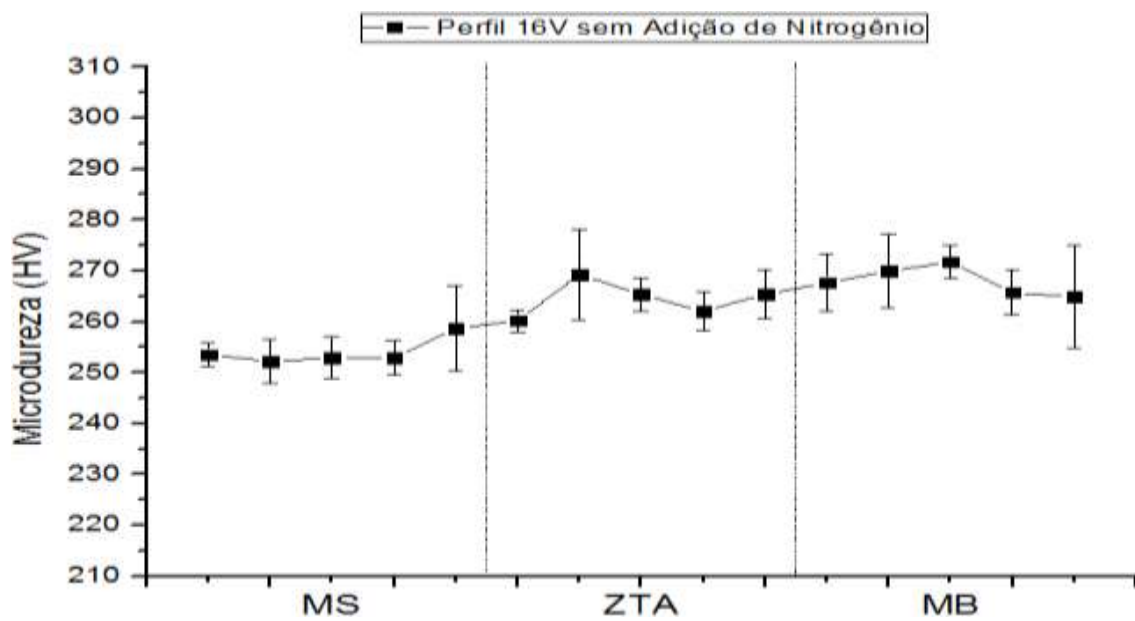


Figura 4.69 – Perfil de microdureza da amostra 02.

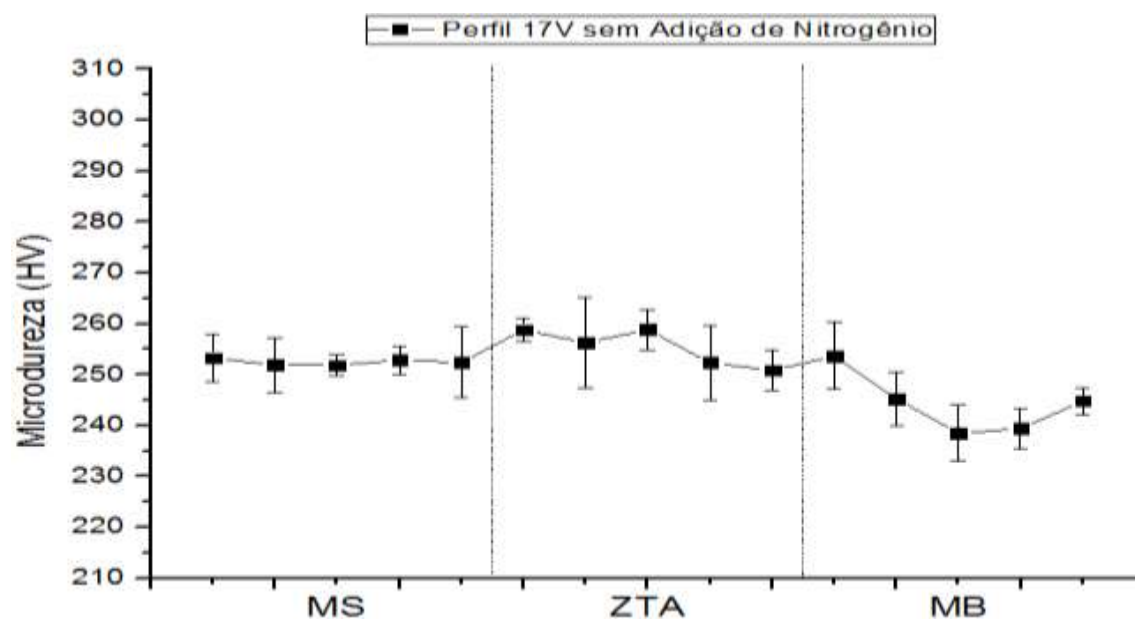


Figura 4.70 – Perfil de microdureza da amostra 03.

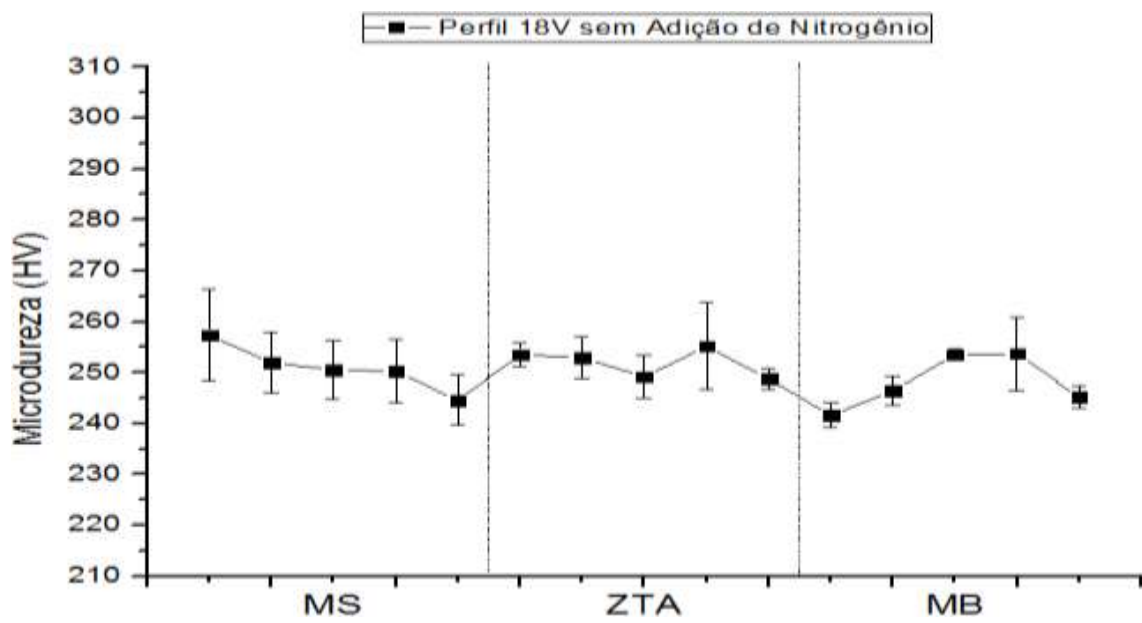


Figura 4.71 – Perfil de microdureza da amostra 04.

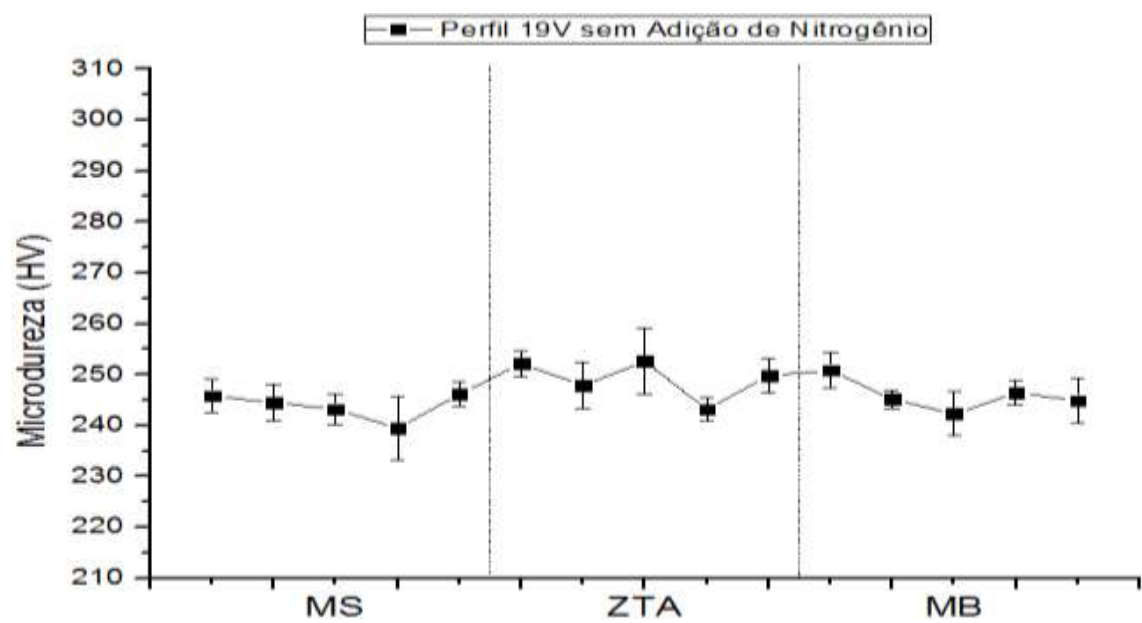


Figura 4.72 – Perfil de microdureza da amostra 05.

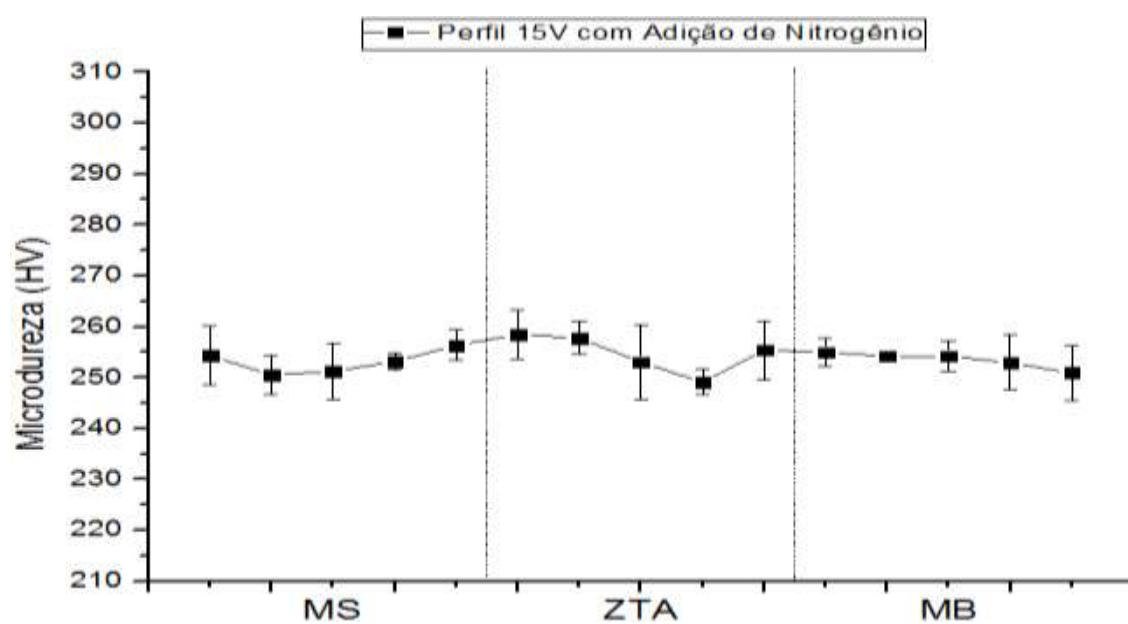


Figura 4.73 – Perfil de microdureza da amostra 06.

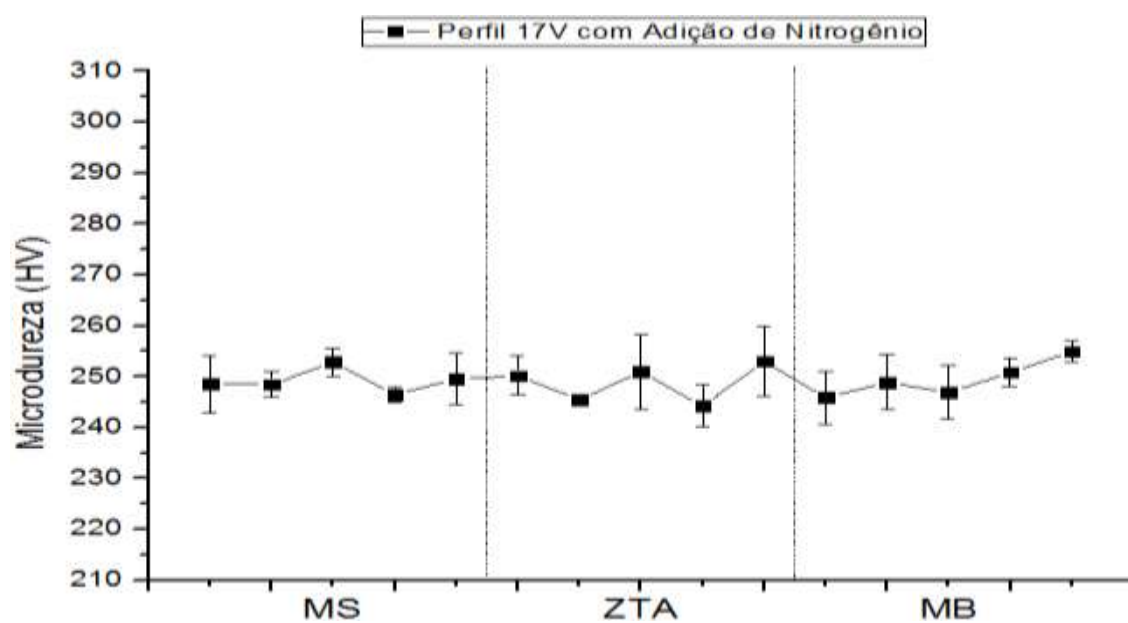


Figura 4.74 – Perfil de microdureza da amostra 07.

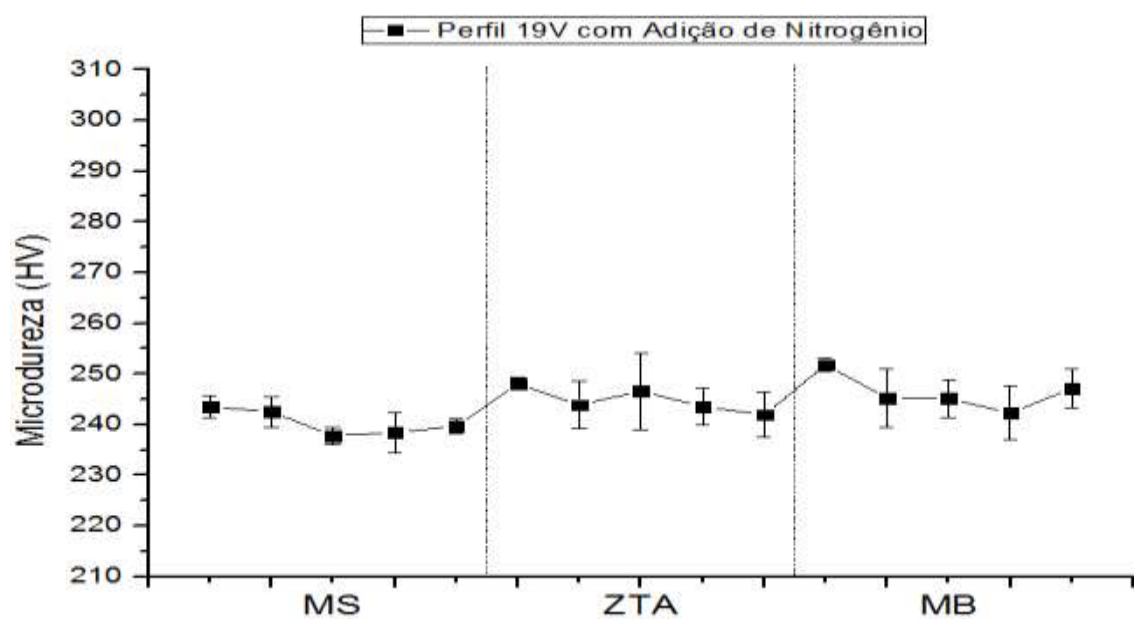


Figura 4.75 – Perfil de microdureza da amostra 08.

Na Fig. 4.76 são apresentados os resultados do ensaio em um só gráfico para comparação dos perfis.

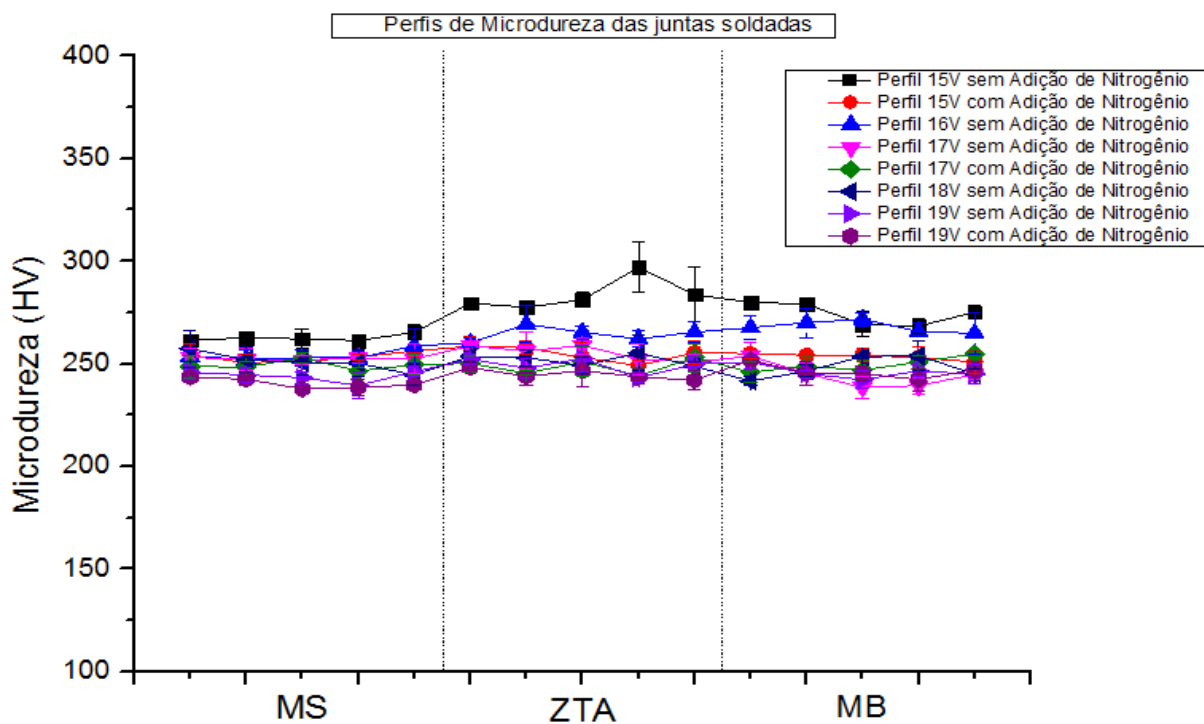


Figura 4.76 – Perfil de microdureza das amostras deste trabalho juntas.

Os valores de microdureza Vickers obtidos no MS, ZTA e MB para as energias de soldagem desta pesquisa estão situados na faixa de 235-295HV e como já estudados por Aguiar et al. (2015), não revelam nenhuma zona com durezas excessivas (> 300 HV). Também não indica a formação de quantidades consideráveis de fases duras (intermetálicos) na região da solda e ZTA.

O aumento da quantidade de ferrita eleva a microdureza dos aços inoxidáveis duplex, afetando a relação α/γ , sendo a ferrita a microestrutura mais dura (NUNES, 2012). Os valores de microdureza na região da ZTA observados são homogêneos e mais elevados quando comparados às outras regiões, isso devido ao maior percentual de ferrita apresentado.

4.4.3. Ensaio CTOD

Foram realizadas simulações físicas por efeito joule em chapas de aço UNS S31803 de diferentes dimensões com o objetivo de encontrar microestruturas na ZTA similares às encontradas nas condições da Tab. 4.1, a partir das curvas de ciclo térmico e cálculo das taxas de resfriamento obtidas, conforme Fig. 4.77.



Figura 4.77 - Amostras simuladas com dimensões diferentes.

Comparando as taxas de resfriamento encontradas na filmagem termográfica e na simulação física, os corpos de prova foram cortados, polidos e analisados em microscópio ótico para comprovar as microestruturas semelhantes às condições 01, 03 e 05 da Tab. 4.1., conforme Fig. 4.78.

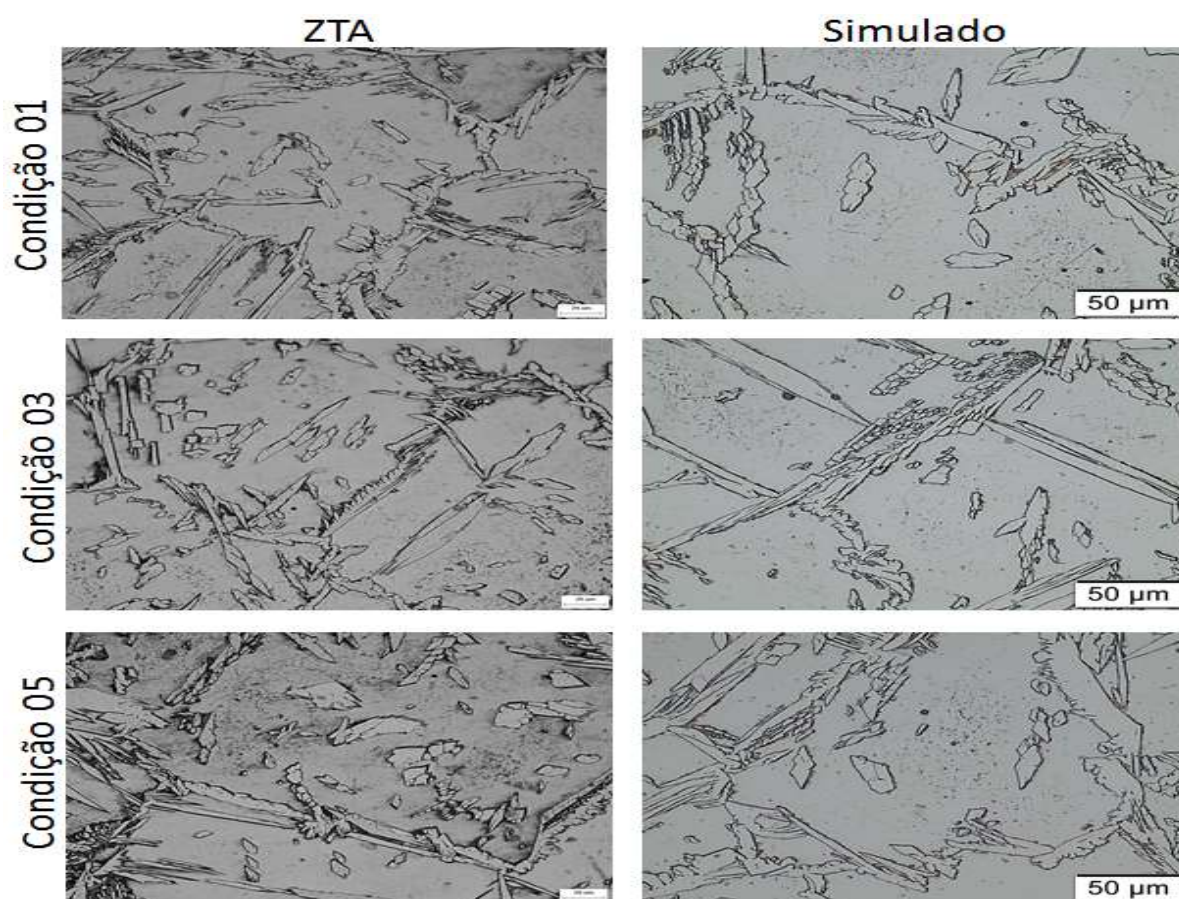


Figura 4.78 - Comparação das microestruturas reais e simuladas da ZTA para as condições 01, 03 e 05.

As proporções em área de ferrita e austenita das zonas termicamente afetadas (ZTA) simuladas são apresentadas na Tab. 4.10.

Tabela 4.10 - Proporção em área de ferrita e austenita nas condições simuladas.

	Austenita (%)	Ferrita (%)	Desvio padrão
Condição 01	19,2	80,8	2,7
Condição 03	24,0	76,0	1,9
Condição 05	27,3	72,7	0,9

Posteriormente, foram confeccionados 12 corpos de prova para ensaio CTOD com as dimensões de 18x90x4 mm, 09 simulados e 03 do metal de base para comparação. As amostras foram submetidas à pré-trinca conforme a norma (Fig. 4.79).

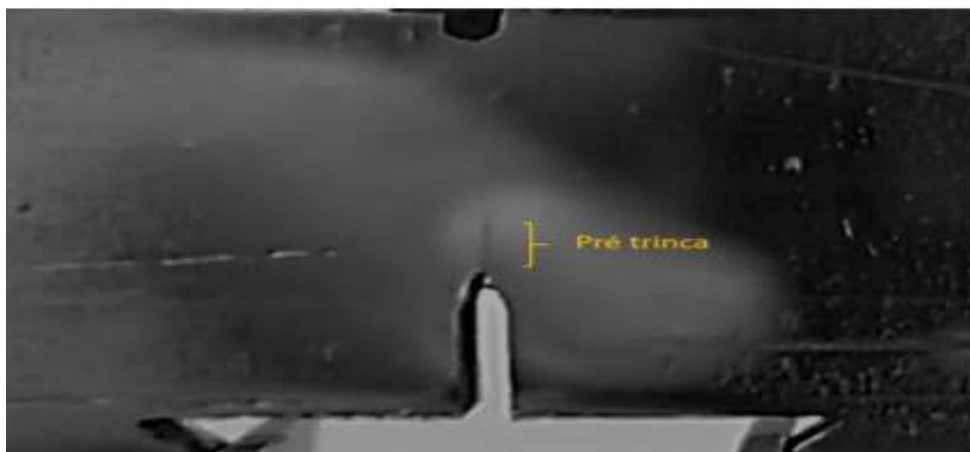


Figura 4.79 – Exemplo mostrando a pré-trinca realizada nos corpos de prova para ensaio CTOD de acordo com a norma.

Nas Fig. 4.80 a 4.83 são apresentados os gráficos de força em função do deslocamento do “clip gage” (mm), resultados do ensaio CTOD para o metal de base e as condições 01, 03 e 05 deste trabalho.

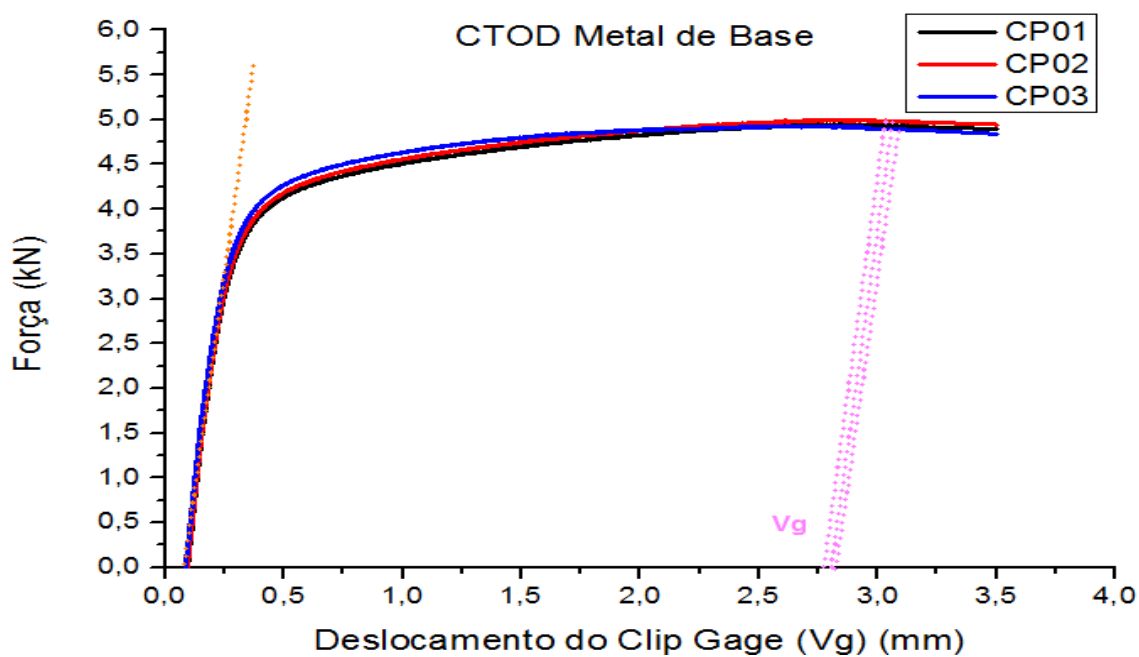


Figura 4.80 - Gráfico da força em função deslocamento do “clip gage” para o metal de base.

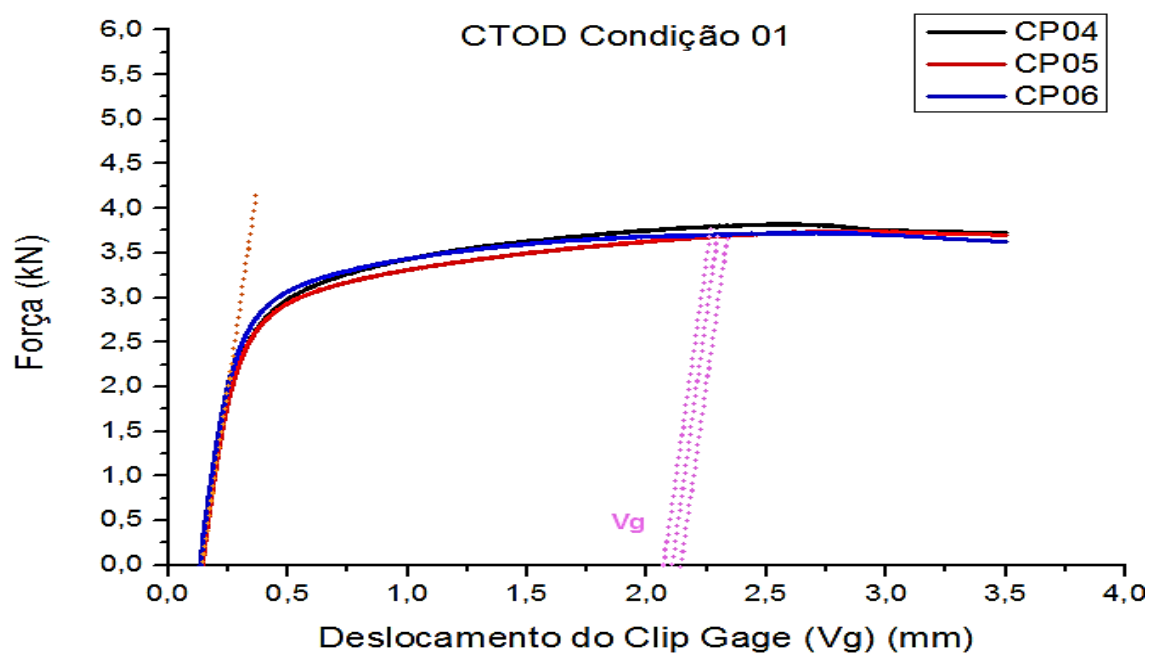


Figura 4.81 - Gráfico da força em função deslocamento do “clip gage” para a condição 01.

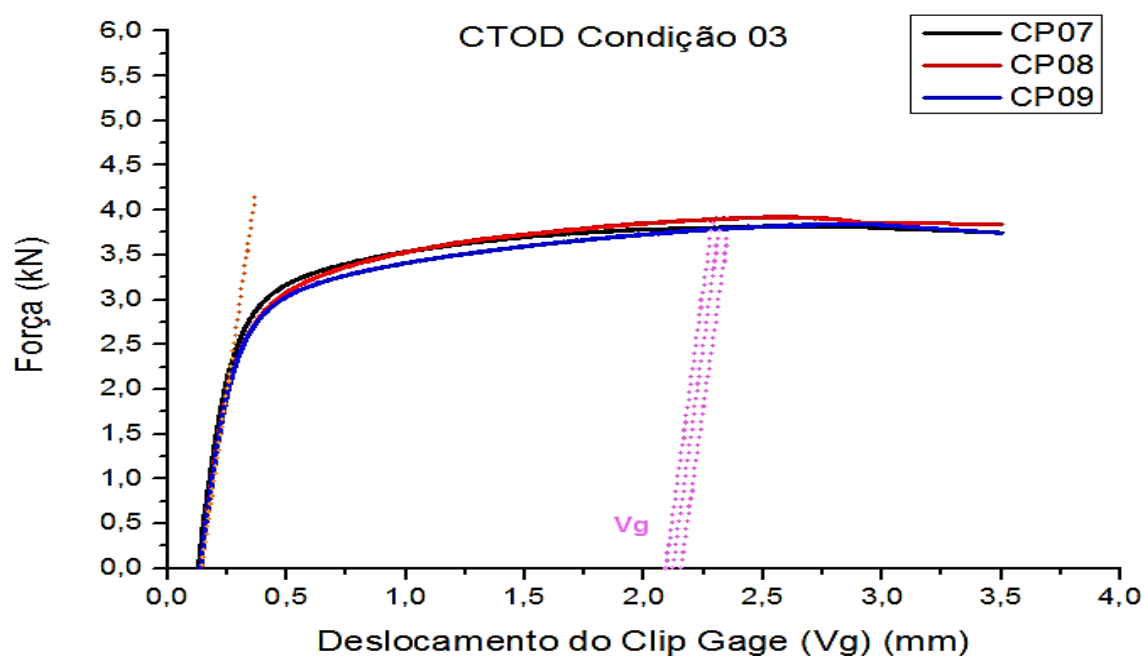


Figura 4.82 - Gráfico da força em função deslocamento do “clip gage” para a condição 03.

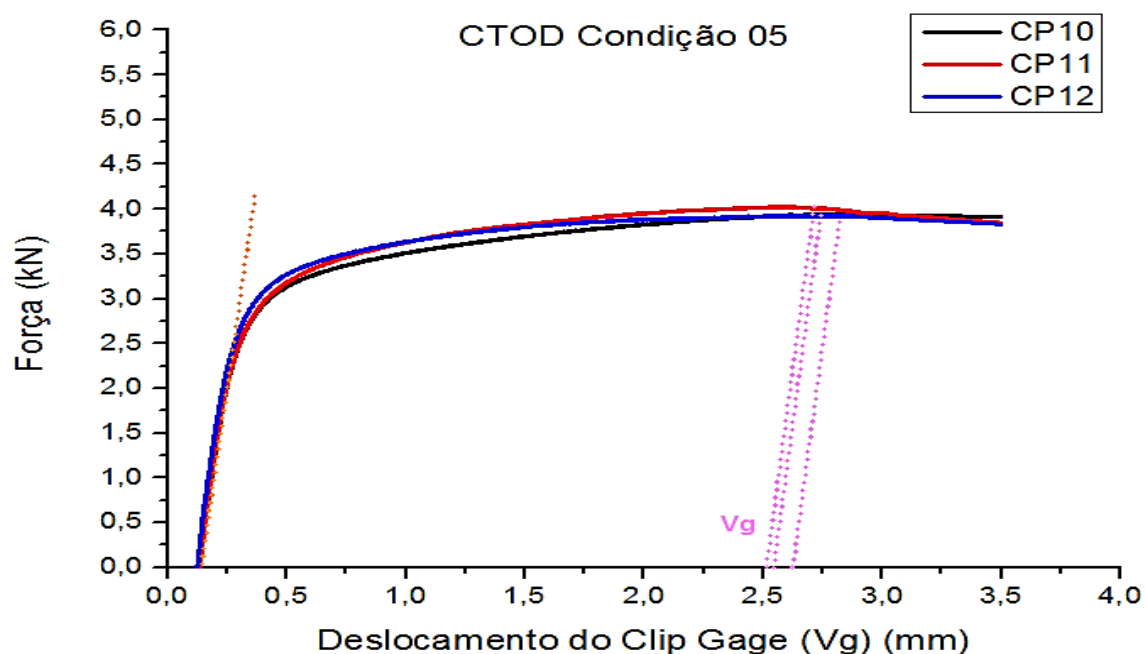


Figura 4.83 - Gráfico da força em função deslocamento do “clip gage” para a condição 05.

O CTOD foi realizado nas amostras obtendo os deslocamentos de V_p e a força máxima através do gráfico. Posteriormente os corpos de prova foram rompidos e medidos os valores do comprimento da pré-trinca a_0 (mm), conforme Fig. 4.84, que são informados na Tab. 4.11 juntamente com o valor calculado de δ (CTOD) em mm.

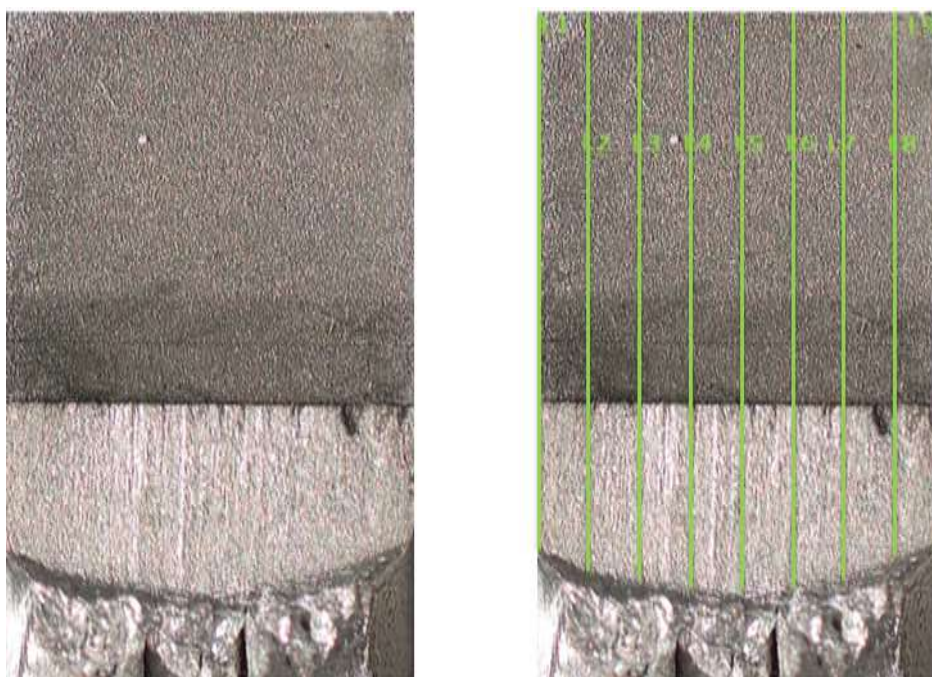


Figura 4.84 – Exemplo do perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD.

Tabela 4.11 - Resultados de CTOD e informações obtidas a partir do gráfico.

Condição	A ₀ (mm)	V _p (mm)	Força (KN)	δ (mm)	Média de δ (mm)	Desvio Padrão
MB	9,14	2,816	4,876	0,807	0,805	0,005
	9,34	2,801	4,970	0,809		
	9,33	2,738	4,976	0,801		
01	9,27	2,078	3,629	0,577	0,577	0,001
	9,05	2,007	3,851	0,579		
	9,24	2,046	4,005	0,576		
03	9,26	2,149	3,825	0,601	0,606	0,006
	9,25	2,205	3,847	0,616		
	9,45	2,228	3,504	0,603		
05	9,18	2,581	3,747	0,722	0,723	0,004
	9,49	2,749	3,825	0,735		
	9,31	2,591	3,729	0,712		

O método CTOD procura caracterizar a capacidade do material de ser deformado plasticamente, antes da fratura, por meio da medida do afastamento das faces de uma trinca pré-existente em um corpo de prova padronizado. Este valor crítico de abertura de trinca pode ser tratado como uma característica da região à frente da trinca para um dado material testado sob um conjunto de condições. Quando para determinado valor do CTOD ocorre a fratura do material com propagação instável, tem-se que o mesmo pode ser considerado um valor de tenacidade à fratura.

Observou-se que com o aumento da energia de soldagem e diminuição percentual de ferrita, tem-se um aumento do valor de tenacidade à fratura na ZTA. Mostrou também que a tenacidade diminui quando comparada ao metal de base. A condição 05 (19V) foi a que mais se aproximou do valor de δ (0,723 mm) da referência que é o MB (0,805 mm). Isso é possível devido a uma morfologia mista deste material, onde a fase austenítica possui características típicas da fratura dúctil e a fase ferrítica tem um comportamento frágil determinado por clivagem ou quase clivagem. O mesmo é mostrado nos trabalhos de Sieurin e Sandström (2006), Pilhagen (2013) e Fonseca, Pinheiro e Silva (2016).

Segundo Tagawa e Kayamori (2008), o fator preponderante na tenacidade medida em amostras de AID, para condições sem a presença de fases intermetálicas, se mostrou como

sendo o arranjo dos “veios” de ferrita e austenita, mais até do que a relação de frações volumétricas entre as duas fases.

Nas Fig. 4.85 a 4.88 são apresentadas imagens obtidas por microscopia eletrônica de varredura das regiões de início da fratura dos corpos de prova de CTOD (regiões imediatamente após as pré-trincas de fadiga) para o metal de base e as condições 01, 03 e 05.

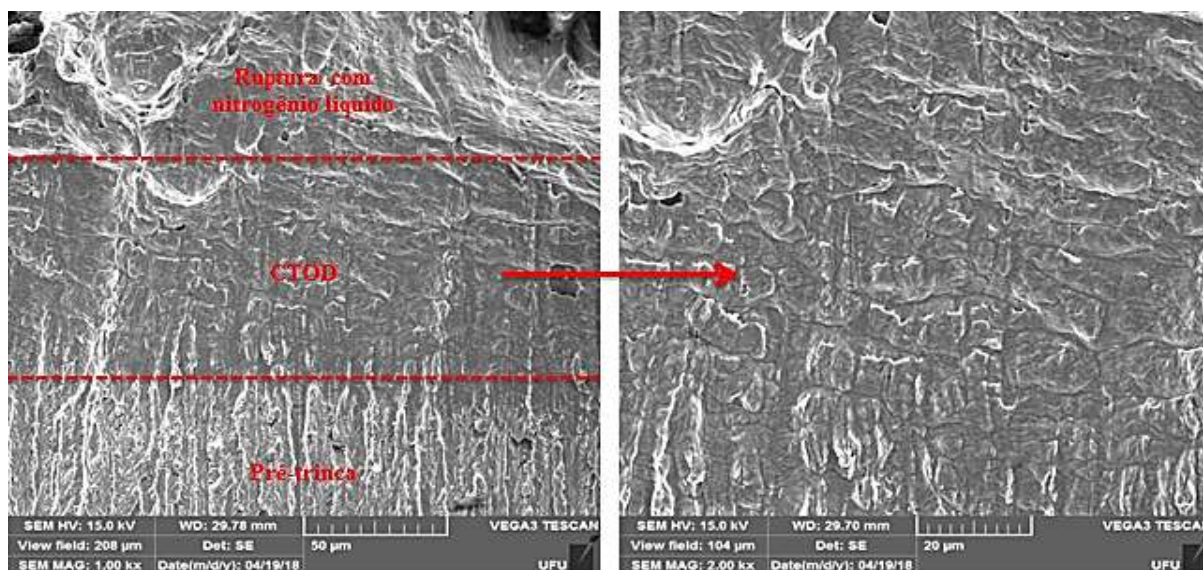


Figura 4.85 - Superfície de fratura do metal de base. Obtida por microscopia eletrônica de varredura.

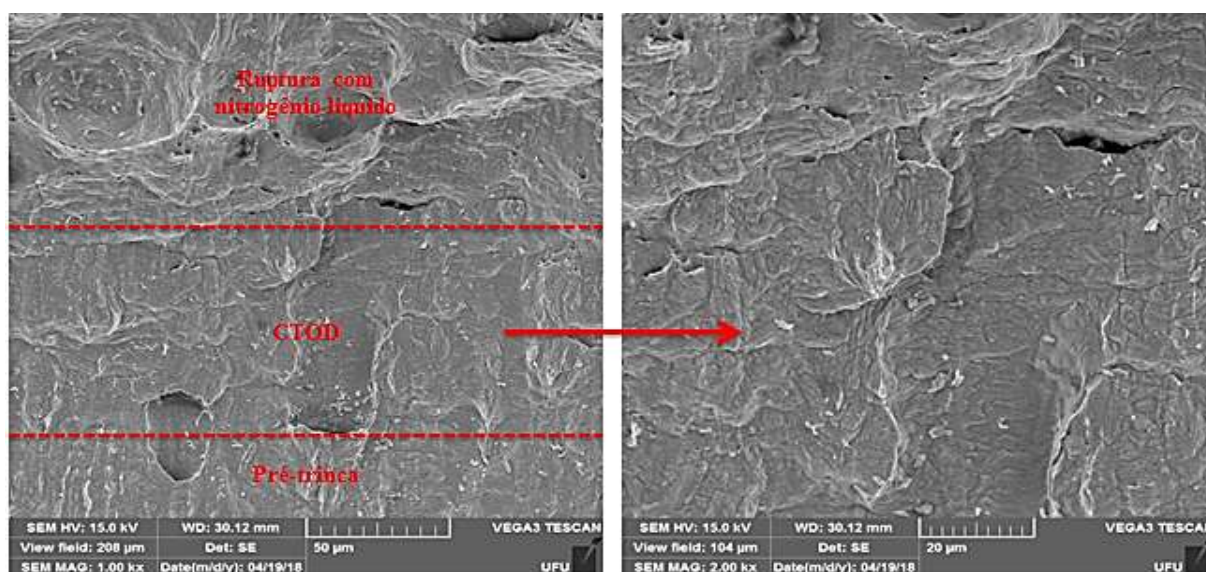


Figura 4.86 – Superfície de fratura do corpo de prova para a condição 01. Obtida por microscopia eletrônica de varredura.

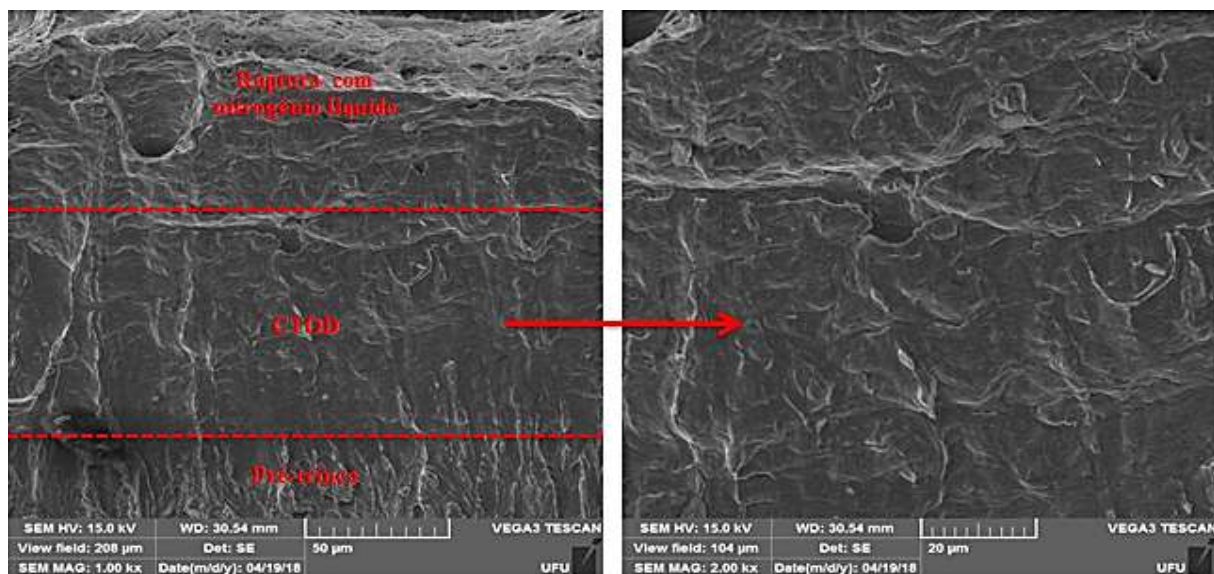


Figura 4.87 – Superfície de fratura do corpo de prova para a condição 03. Obtida por microscopia eletrônica de varredura.

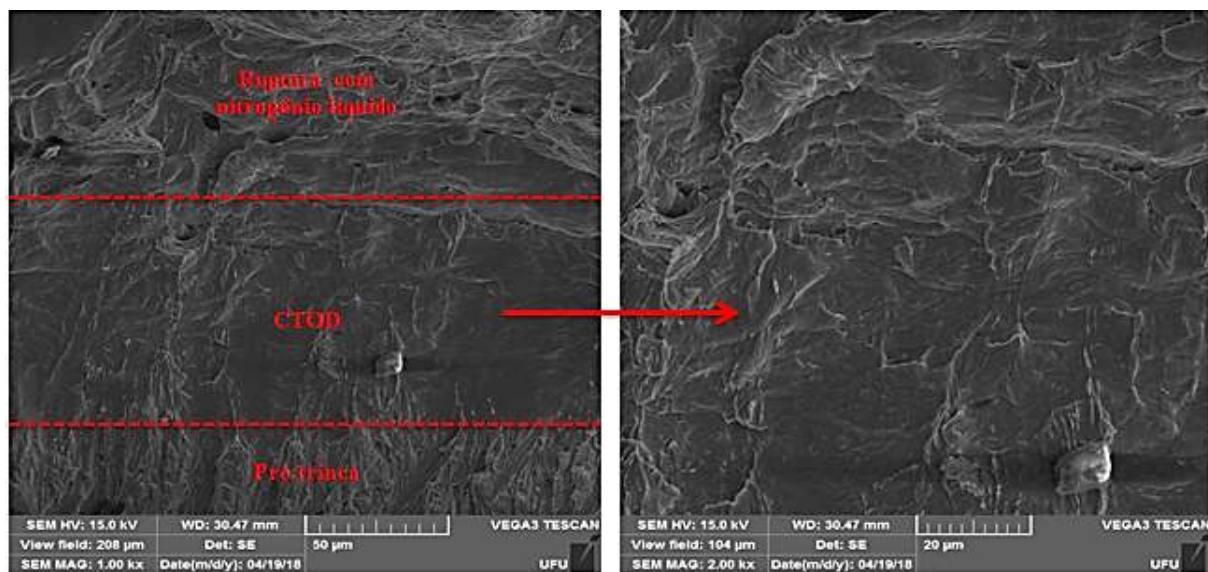


Figura 4.88 – Superfície de fratura do corpo de prova para a condição 05. Obtida por microscopia eletrônica de varredura.

A análise das superfícies de fratura mostrou que os corpos de prova do material como recebido e simulados apresentaram um modo de falha frágil, representado pela predominância de planos de clivagem.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

As análises dos resultados obtidos a partir dos procedimentos experimentais utilizados neste trabalho tornaram possível chegar às seguintes conclusões.

1. Constatou-se que a formação de intermetálicos como a fase sigma, carbonetos e nitretos não foi evidenciada na microscopia ótica, difração de raios X, microscopia eletrônica de varredura e pela técnica EBSD;
2. Foi observada uma estrutura com quatro morfologias de austenita no metal de solda, localizadas nos contornos de grãos da ferrita. Na ZTA, um tamanho maior de grãos de ferrita e tendência para uma morfologia de austenita na forma acicular e austenita de Widmanstätten.
3. A quantificação de fases após a soldagem demonstrou a tendência a uma relação mais homogênea de ferrita/austenita na região do MS, onde a maior diferença foi na condição de menor energia de soldagem. Já para a região da ZTA, a quantidade de ferrita teve um decréscimo sequencial ao aumento da energia de soldagem.
4. Os valores de parâmetros eletroquímicos, como E_{CORR} , E_{PIT} e ΔE_{PASS} foram muito próximos para as regiões analisadas, demonstrando que as alterações após a soldagem não comprometeram de forma significativa a resistência à corrosão das amostras.
5. Pode-se afirmar que o aporte de calor desta faixa de energias não influenciou na resistência à corrosão do material para os ensaios de polarização potenciodinâmica desta pesquisa. Não foi possível fazer afirmações sobre as diferenças na resistência à corrosão entre as regiões da junta soldada, apenas sugere-se uma relação com o percentual de Mo no MS.
6. Não foram percebidas diferenças significativas nos valores de microdureza Vickers. Todas as condições de soldagem utilizadas demonstraram níveis de microdureza satisfatórios de acordo com as referências. O valor médio mais alto de microdureza foi observado para a condição de menor energia de soldagem.

7. Com o aumento da energia de soldagem tem-se um aumento do valor de tenacidade à fratura na ZTA.
8. A tenacidade diminuiu quando comparada ao metal de base e a condição 05 (19V) foi a que mais se aproximou do valor de δ da referência.
9. As mudanças microestruturais nas regiões da solda e nas taxas de α/γ após o processo de soldagem MIG/MAG curto-circuito convencional, seguindo as metodologias apresentadas e energias de soldagem, demonstraram não ter alterado de forma significativa a resistência à corrosão, apenas a resistência mecânica da região soldada para algumas condições.

CAPÍTULO VI

TRABALHOS FUTUROS

1. Avaliar de forma mais criteriosa os sinais de tensão e corrente aquisitados, correlacionando com a energia de soldagem dentro da faixa de parâmetros de referência.
2. Realização do mesmo estudo para soldagens multipasses, avaliando a influência dos ciclos térmicos nos passes subsequentes e a possibilidades de encontrar fases indesejáveis ou não;
3. Investigar o surgimento de diferentes tipos de corrosão, além da corrosão por pites no aço inoxidável duplex UNS S31803;
4. Documentar, através de aplicação de MEV, o surgimento da corrosão por pites ou outros processos de corrosão e a diferenças encontradas para cada região da junta soldada do aço inoxidável duplex UNS S31803;
5. Realizar ensaio de impacto Charpy na ZTA com corpos de prova miniaturizados para adequar ao tamanho da ZTA.

CAPÍTULO VII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGUIAR, I.; PÉREZ ESCOBAR, D.; SANTOS, D.B.; MODENESI, P.J. Microstructure characterization of a duplex stainless steel weld by electron backscattering diffraction and orientation imaging microscopy techniques revista Matéria, v.20, n.1, pp. 212 – 226, 2015. <https://doi.org/10.1590/S1517-707620150001.0022>.

ALVAREZ-ARMAS, I. Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. Recent Patents on Mechanical Engineering (1), 51-57. 2008. <https://doi.org/10.2174/2212797610801010051>

APERAM, 2011. “Certificado de Qualificação”. Timóteo, Minas Gerais.

ARTURO, G. R. M. Electrochemical Characterization of AISI 2205 Duplex Stainless Steel Welded Joints with Electromagnetic Interaction. Procedia Materials Science 8, 950-958. 2015. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.156>

ASM, Internacional Handbook Committee. ASM Handbook: Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection. V. 13A. USA. 2003.

ASTM E1382-97. Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis. 2015.

ASTM E1820 – 11. Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. 2011.

ASTM E1820 - 11: “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness”, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2011.

ASTM E384-11. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. 2011.

ASTM G5-14. Standard Reference Test Method for Making Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements. 2014.

AWS. AMERICAN WELDING SOCIETY, Welding Handbook – Welding Technology. (7. 9th ed. Vol. 1). Miami. 2001.

BADJI, R.; BACROIX, B. e BOUABDALLAH, M. Texture, microstructure and anisotropic properties in annealed 2205 duplex stainless steel welds. Mater. Charact. 62. 2011. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.06.001>

BS 7448 - Part 1: “Standard for Fracture Mechanics Toughness Tests – Method for Determination of KIC, Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials”, British Standards Institution, London, 1991.

CHEN, T. H.; YANG, J. R. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering*. v. A338, p. 166-181, 2002.

[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00065-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00065-5)

CHIN, G. Y. *Electrochemical Methods of Corrosion Testing*. Metals Handbook, v. 13: Corrosion, 9 ed., American Society for Metals, 1985.

CHUN, E. J. BABA, H. NISHIMOTO, K. SAIDA, K. Precipitation of sigma and chi phases in δ -ferrite of Type 316FR weld metals. *Materials Characterization*, v. 86, p. 152–166, 2013.

<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.10.003>

COSTA, T. F. Avaliação de Critérios de Estabilidade do Processo MIG/MAG Curto-circuito na Soldagem de Aços Inoxidáveis Austenítico e Duplex. Tese de doutorado, Universidade Federal de Uberlândia. 2014.

De CASTRO, H. Simulação em Laminador Piloto da Influência da Lubrificação Durante o Processo de Deformação a Quente na Microestrutura e Textura do Aço Inoxidável Ferrítico AISI 430. 114p. Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2008.

DE SOUZA, F. H. L. Avaliação da Tenacidade à Fratura pela Técnica de CTOD para o Tubo de Aço X65Q API 5L Hidrogenado em Ambiente com H₂S. Dissertação de mestrado. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Belo Horizonte - MG 2011.

DIAS, D. F. Caracterização de juntas soldadas por TIG autógeno manual com arco pulsado e arco não pulsado do aço inoxidável HIPERDUPLEX SAF 2707 HD. Centro de Ciência e Tecnologia. Faculdade de Engenharia. Universidade do Estado do Rio de Janeiro -UERJ- Rio de Janeiro, 2012.

EGHLIMI, A.; SHAMANIAN, M.; ESKANDARIAN, M.; ZABOLIAN, A. e SZPUNAR, L. A. Characterization of microstructure and texture across dissimilar superduplex/austenitic stainless steel weldment joint by super duplex filler metal. *Mater. Charact.* 2015.

<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.05.036>

ENGLER, O.; RANDLE, V. *Introduction to Texture Analysis - Macrotexture, Microtexture, and Orientation Mapping*. 2º ed. Boca Raton, Florida: CRR Press LLC, 456p, 2010.

<https://doi.org/10.1201/9781420063660>

EZUBER, H.M.; EL-HOUD, A.; EL-SHAWESH. Effects of sigma phase precipitation on seawater pitting of duplex stainless steel. *Desalination*, v. 207, p. 268-275, 2007.

<https://doi.org/10.1016/j.desal.2006.05.021>

FIGUEIREDO, A. P. Caracterização microestrutural e mecânica de juntas soldadas com aço inoxidável duplex UNS S31803 pelo processo Friction Hydro Pillar Processing (FHPP) e Friction Taper Stitch Welding (FTSW). Tese de doutorado (Universidade Federal do Rio Grande do Sul). Porto Alegre - RS. 2017.

FONSECA, C. S.; PINHEIRO, I.P.; SILVA, S.N. Influência do aporte térmico sobre a morfologia da austenita e na quantidade das fases em chapas soldadas de aço inoxidável duplex SAF2205. *Revista Matéria*, v.21, n.1, pp. 227 – 234. 2016.

<https://doi.org/10.1590/S1517-707620160001.0020>

FRUYTIER, D. Industrial experience with duplex stainless steel. *Stainless Steel Eur.*, v. 3, n 13, 1991. 1991.

GARCIA, D. B. C. Aplicação de revestimento duro utilizando processo arame tubular com e sem adição de arame não energizado para diferentes tipos de consumíveis. Dissertação de mestrado, universidade federal de Uberlândia, Uberlândia – MG, Brasil. 2011.

GARCÍA-RENTERÍA, M., MORELOS, V., HERNÁNDEZ, R. G., PÉREZ, L. D., OCHOA, G. E. e SÁNCHEZ, J. G. Improvement of localised corrosion resistance of AISI 2205 Duplex Stainless Steel joints made by gas metal arc welding under electromagnetic interaction of low intensity. *Applied Surface Science*, 252–260. 2014.

<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2014.10.024>

GARZÓN, C. M.; RAMIREZ, A. J. Growth kinetics of secondary austenite in the welding microstructure of a UNS S32304 duplex stainless steel. *Acta Materialia*, v. 54, n. 12, p. 3321–3331, 2006.

<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.03.018>

GENG, S. et al. Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel GTA-welding joint. *Journal of Manufacturing Processes*. 32-37.2015.

<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.03.009>

GODEC, M.; JENKO, M. Presentation Methods of Textures Measurements. *Materiali in Tehnologije*. Ljubljana, Slovenia, v. 34, p. 359-360, 2000.

GONG, J.; JIANG, Y.M.; DENG, B.; XU, J.L.; HU, J.P.; LI, J. Evaluation of intergranular corrosion susceptibility of UNS S31803 duplex stainless steel with an optimized double loop electrochemical potentiokinetic reactivation method. *Electrochimica Acta*. V. 55, p. 5077-5083. 2010.

<https://doi.org/10.1016/j.electacta.2010.03.086>

GOOCH, T. G. Welding New Stainless Steels for the Oil and Gas Industry. Paper presented at the In: Corrosion NACE Expo 2000, 55th Annual Conference and Exposition, Orlando, USA, 2000.

GUO, Y. J., SUN, T. Y., HU, J. C., JIANG, Y. M., JIANG, L. Z. e LI, J. Microstructure evolution and pitting corrosion resistance of the Gleeble-simulated heat-affected zone of a newly developed lean duplex stainless steel 2002, *J. Alloy. Compd.* 658 1031–1040. 2016.

<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.10.218>

IACOVIELLO, F., CASARI, F., e GIALANELLA, S. Effect of “475 °C embrittlement” on duplex stainless steels localized corrosion resistance. *Corrosion Science*, 47(4), 909-922. 2005.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2004.06.012>

IMOA, International Molybdenum Association. Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels. 3rd Edition, London, 2014.

ISO 12135-02: Metallic Materials – Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness. 2002.

ISO 15156-3. Petroleum and natural gas industries-Materials for use in H₂S-Containing environments in oil and gas production-Part 3: Cracking-resistant CRA (corrosion-resistant alloys) and other alloys. 2003.

JANSSEN, M., ZUIDEMA, J., WANHILL, R. Fracture Mechanics. 2 ed. New York, Spon Press. 2006.

KANG, D.H.; LEE, H.W. Study of the correlation between pitting corrosion and the component ratio of the dual phase in duplex stainless steel welds. Corrosion Science, v. 74, p. 396-407, 2013.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.04.033>

KARLSSON, L. e BÖRJESSON, J. Orientation relationships of intragranular austenite in duplex stainless steel weld metals. Sci. Technol. Weld. Joining. 19. 2014.

<https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000192>

KIM, H. J., JEON, S. H., KIM, S. T., LEE, I. S., PARK, Y. S., KIM, K. T. e KIM, Y. S. Investigation of the sensitization and intergranular corrosion of tube-to-tube sheet welds of hyper duplex stainless steel using an electrochemical reactivation method, Corros. Sci. 87 60–70. 2014.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.06.005>

KOTECKI, D. J.; Some Pitfalls in Welding of Duplex Stainless Steels. Soldagem & Inspeção. São Paulo, Vol. 15, Out/Dez 2010.

<https://doi.org/10.1590/S0104-92242010000400011>

LESSA, C. R. et al. Microstructural behavior of SAF 2205 Duplex Stainless Steel Welded by Friction Hydro Pillar Processing. Materials Research. June, 2016.

<https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-0023>

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. New Jersey –USA: Wiley-Interscience –John Wiley & Sons, Inc., Publications. 2005.

LLEWELLYN, D.T.; HUDD, R.C. Steels: Metallurgy and Applications. 3º ed. Oxford: Butterworth- Heinemann, 389p, 1992.

LO, K. H.; SHEK, C. H.; LAI, J. K. L. Recent developments in stainless steels. Materials Science and Engineering R: Reports, v. 65, n. 4-6, p. 39–104, 2009.

<https://doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001>

LONDOÑO, A. J. R. Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 1997.

LOUREIRO, J. P. Caracterização do aço inoxidável duplex UNS S31803 pela técnica não destrutiva de correntes parasitas pulsadas. (Trabalho de conclusão de curso - Graduação), Escola Politécnica da Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2010.

MAGNABOSCO, R. (2001). Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205). (Tese de Doutorado), Universidade de São Paulo. Escola Politécnica.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. Algumas Equações Úteis em Soldagem. Soldagem e Inspeção. Vol 19, São Paulo. 2014.
<https://doi.org/10.1590/S0104-92242014000100011>

MARTINS, M. Caracterização microestrutural-mecânica e resistência à corrosão do aço inoxidável Superduplex ASTM A890 / A890M Grau 6A. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade de São Paulo. 2006.

MENEZES, J. W. A. Análise Quantitativa da Fase Ferrítica do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 na Condição Soldada. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Ceará. Fortaleza-CE. 2005.

MESA, D. H. Principios y Aplicaciones de la Técnica de Difracción de Electrones Retro-proyectados (EBSD, Electron Back-Scattering Diffraction). Informador Técnico. Colombia, v.74, p. 64-74, dez. 2010.
<https://doi.org/10.23850/22565035.9>

MICHALSKA, J.; SOZANSKA, M. Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel. Materials Characterization, v. 56, p. 355-362, 2006.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2005.11.003>

MODENESI, P. J. “Soldabilidade dos aços inoxidáveis”, V. 1, SENAI, Osasco, 2001.

MOMENI, A.; DEHGHANI, K.; ZHANG, X. Mechanical and microstructural analysis of 2205 duplex stainless steel under hot working condition. J Mater Sci, v. 47, p. 2966-2974, 2012.
<https://doi.org/10.1007/s10853-011-6130-3>

MOURA, V.S.; LIMA, J.M.; PARDAL, J.M.; KINA, A.Y.; CORTE, R.R.A.; TAVARES, S.S.M. Influence of microstructure on the corrosion resistance of the duplex stainless steel UNS S31803. Materials Characterization, v. 59, p. 1127-1132. 2008.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2007.09.002>

MOURAD, A-H.I.; KHOURSHID, A.; SHAREF, T. Gas tungsten Arc and Laser Beam Welding Processes Effects on Duplex Stainless Steel 2205 Properties. Materials Science and Engineering A, v. 549, p. 105-113, 2012.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.012>

MUTHUPANDI, V., SRINIVASAN, P. B., SESHADRI, S. K., SUNDARESAN, S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science & Engineering*, v. 358, p. 9-16, 2003.

[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00077-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00077-7)

NAGHIZADEH, M.; NAKHAIE, D.; ZAKERI, M.; MOAYED, M.H. The effect of dichromate ion on the pitting corrosion of AISI 316 stainless steel Part II: Pit initiation and transition to stability. *Corrosion Science*. v. 94, p. 420-427, 2015.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.02.025>

NILSSON, J. O. Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, v. 8, n. 8, p. 685–700, 1992.

<https://doi.org/10.1179/mst.1992.8.8.685>

NORSOK STANDARD M601-94. Welding and inspection of piping. Lysaker, Norway: Standards Norway; Edition 5, pag. 20. 2008.

NUNES, E. B. et al. Influência da Energia de Soldagem na Microestrutura e na Microdureza de Revestimentos de Aço Inoxidável Duplex. *Soldagem e Inspeção*. Vol 17, Abr/Jun 2012.

<https://doi.org/10.1590/S0104-92242012000200005>

OLIVEIRA, I. P. G. e LUZ, T. S. Estudo do processo de fabricação de tubos flexíveis de aço inoxidável duplex UNS 32304 utilizados na indústria de petróleo e gás. *Soldagem & Inspeção*, 18, 02-11. 2013.

<https://doi.org/10.1590/S0104-92242013000100002>

ORTIZ, N.; CURIEL, F.F.; LÓPEZ, V.H.; RUIZ, A. Evaluation of the intergranular corrosion susceptibility of UNS S31803 duplex stainless steel with thermoelectric power measurements. *Corrosion Science*. v. 69. p. 236-244. 2013.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.12.008>

OUTOKUMPU. Handbook of Stainless Steel, 2013. Disponível em <http://www.outokumpu.com/sitecollectiondocuments/outokumpu-stainless-steel-handbook.pdf>.

PADILHA, A. F.; SICILIANO Jr., F. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3º ed. São Paulo: ABM, 232p, 2005.

PARDAL, J. M. et al. Caracterização e Avaliação da Resistência à Corrosão na Soldagem de Tubulação de Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 pelo Processo Arco Submerso. *Soldagem & Inspeção*. 16 (4): 310-321, Out/Dez 2011.

<https://doi.org/10.1590/S0104-92242011000400002>

PAULRAJ, P. e GARG, R. Effect of welding parameters on pitting behavior of GTAW of DSS and super DSS weldments. *Engineering Science and Technology Journal*. 2016.

<https://doi.org/10.1016/j.jestch.2016.01.013>

PILHAGEN, J. The Fracture Mechanisms in Duplex Stainless Steels at Sub-Zero Temperatures. Doctoral Thesis. Department of Materials Science and Engineering, KTH Royal Institute of Technology. Stockholm, Sweden. 2013.

PINTO, A. L.; LOPES, A. M. A Utilização da Técnica de EBSD em Estudos de Microtrefatura e Mesotrefatura. Instituto Militar de Engenharia, 2001.

PINTO, D. F. Comportamento em Corrosão Sob Tensão de um Aço Inoxidável Ferrítico AISI 444 Soldado com Aço Inoxidável Austenítico AISI 316LSi, em Meios Contendo Cloreto. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Pós- Graduação em Engenharia de Materiais da REDEMAT. UFOP-CETEC-UEMG. Minas Gerais, 2006.

POLINSKI, E. L. Influência da Energia de Soldagem na Resistência à Corrosão por Pites do Aço Inoxidável Duplex SAF 2205. Dissertação (Mestrado pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre - RS, 2017.

RAABE, D.; LÜCKE, K. Influence of Particles on Recrystallization Textures of Ferritic Stainless Steels. Steel Research. Great Britain, v. 63, n. 10, p. 457-464, abr. 1992.
<https://doi.org/10.1002/srin.199201742>

RAMIREZ, A.J.; LIPPOLD, J.C. e BRANDI, S.D. The Relationship between Chromium nitride and Secondary Austenite precipitation in duplex stainless steel. Metallurgical and Materials transactions A, vol. 34 A. 2003.
<https://doi.org/10.1007/s11661-003-0304-9>

RAMKUMAR, K. D., MISHRA, D., RAJ, B. G., VIGNESH, M. K., THIRUVENGATAM, G., SUDHARSHAN, S. P., ARIVAZHAGAN, N., SIVASHANMUGAM, N. E RABEL, A. M. Effect of optimal weld parameters in the microstructure and mechanical properties of autogeneous gas tungsten arc weldments of super-duplex stainless steel UNS S32750, Mater. Des. 66 356–365. 2015.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.10.084>

SAHU, J. K.; KRUPP, U.; GHOSH, R. N; CHRIST, H. J. Effect of 475 °C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel. Materials Science and Engineering A. 2009.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.01.039>

SANDVIK, 2011. “Certificado de Qualificação”. Mogi-Guaçu, São Paulo.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. “Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho”. São Paulo, Artliber Editora, 284 p., 2008.

SENATORE, M., FINZETTO, L., & PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. Rem: Revista Escola de Minas, 60, 175-181. 2007.
<https://doi.org/10.1590/S0370-44672007000100027>

SERNA-GIRALDO, C. A. Resistência à corrosão intergranular do aço inoxidável ferrítico UNS S43000: Avaliação por método de reativação eletroquímica, efeito do tratamento isotérmico e mecanismo de sensitização, São Paulo, Tese de Doutorado, USP, 2006.

SHAHRYARI, A.; SZPUNAR, J. A. E OMANOVIC, S. The influence of crystallographic orientation distribution on 316LVM stainless steel pitting behavior. Corrosion Science. V. 51, p. 677-682, dec. 2009.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.12.019>

SHI, Y. et al. Corrosion-Resistant High-Entropy Alloys: A Review. Metals, 7, 43. February, 2017.

<https://doi.org/10.3390/met7020043>

SHI, Y. et al. Microstructure and intergranular corrosion behavior of HAZ in DP-TIG welded DSS joints. Journal of Materials Processing Tech. 254–261. 2018.

<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.02.019>

SIEURIN, H., SANDSTRÖM, R. Austenite reformation in the heat-affected zone of duplex stainless steel 2205. Materials Science and Engineering. A 418, 250-256, 2006.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.11.025>

SIEURIN, H.; SANDSTRÖM, R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. Materials Science and Engineering A. v. 444, p. 271-276, 2007.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.107>

SILVA, M. C. A. Avaliação da Textura e da Microestrutura de deformação de um Aço Elétrico GNO com 1,25% de Silício Laminado a Frio. Tese de Doutorado em Engenharia Metalúrgica – USP, São Paulo, 2007.

SOUZA, C. S. et al. Avaliação da Soldagem Multipasse de Chapas Espessas de Aços Inoxidáveis Lean Duplex UNS S32304 Soldadas pelos Processos SMAW, GMAW e FCAW – Parte II: Resistência à Corrosão. Soldagem & Inspeção. São Paulo, Vol. 18, Nº. 03, Jul/Set 2013.

<https://doi.org/10.1590/S0104-92242013000300008>

STOJAKOVIC, D. Electron backscatter diffraction in materials characterization. Processing and Application of Ceramics, v. 6, n. 1, p. 1-13, feb. 2012.

<https://doi.org/10.2298/PAC1201001S>

TAGAWA, T. e KAYAMORI, Y. Transformation of BS7448-CTOD to ASTM E1290-CTOD. Proceedings of PVP2008 2008 ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference July 27-31, Chicago, Illinois, USA. 2008.

<https://doi.org/10.1115/PVP2008-61259>

TAVARES, S.S.M.; PARDAL, J.M.; GUERREIRO, J.L.; GOMES, A.M.; SILVA, M.R. Magnetic detection of sigma phase in duplex stainless steel UNS S31803. Journal of Magnetism and Magnetic Materials. v. 322, p. L29-L33, 2010.

<https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2010.02.055>

TAVARES, S.S.M.; TERRA, J. M.; PARDAL, M. P.; FONSECA, C. Influence of the microstructure on the toughness of a duplex stainless steel UNS S31803. *Journal of Materials Science*. v. 40, p. 145-154, 2005.

<https://doi.org/10.1007/s10853-005-5700-7>

VASCONCELLOS, P. I. G. et.al. Estudo da Soldagem de Tubos de Aço Inoxidável Duplex e Superduplex na posição 5G. *Soldagem e Inspeção*. Vol. 15, Jul/Set. São Paulo. 2010.

<https://doi.org/10.1590/S0104-92242010000300005>

VIANA, C. S.; PAULA, A. dos S. Textura de Deformação. *Instituto Militar de Engenharia*, p. 23-37, 2001.

VIJAYALAKSHMI, K.; MUTHUPANDI, V.; JAYACHITRA, R. Influence of Heat Treatment on the Microstructure, Ultrasonic Attenuation and Hardness of SAF 2205 Duplex Stainless Steel. *Materials Science and Engineering A*.v. 529, p. 447-451, 2011.

<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.09.059>

WANG, Y. Q. HAN, J. YANG, B. WANG, X.T. Strengthening of σ phase in a Fe₂₀Cr₉Ni cast austenite stainless steel. *Materials Characterization*, v. 84, p. 120–125, 2013.

<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.07.019>

WELDING HANDBOOK – Materials and Applications, Part 1, American Welding Society, vol. 4, 9. Ed, 2011.

WESTIN, E. M. Microstructure and Properties of Welds in the Lean Duplex Stainless Steel LDX 2101. Ph.D thesis. Royal Institute of Technology, Sweden. 2010.

XIONG, J., TAN, M. Y. e FORSYTH, M. The corrosion behaviors of stainless steel weldments in sodium chloride solution observed using a novel electrochemical measurement approach. *Desalination*, 39-45. 2013.

<https://doi.org/10.1016/j.desal.2013.08.006>

YAFEI, W.; GUANGXU, C.; WEI, W.; QIAO, Q.; YUN, L.; WIUFENG, L. Effect of pH and chloride on the micro-mechanism of pitting corrosion for high strength pipeline steel in aerated NaCl solutions. *Applied Surface Science*. v. 349, p. 746-756, 2015.

<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.05.053>

YANG, J.; WANG, Q.; GUAN, K. Effect of stress and strain on corrosion resistance of duplex stainless steel. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. V. 110, p. 72-76, 2013.

<https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2013.04.025>

YURTISIK, K. et al. Characterization of Duplex Stainless Steel Weld Metals Obtained by Hybrid Plasma-Gas Metal Arc Welding. *Soldagem & Inspeção*. São Paulo, Vol. 18, Nº. 03, 207-216. Jul/Set, 2013.

<https://doi.org/10.1590/S0104-92242013000300003>

ZHANG, Z. et al. Effects of nitrogen in shielding gas on microstructure evolution and localized corrosion behavior of duplex stainless steel welding joint. *Applied Surface Science*. 110–128. 2017.

<https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.01.252>

ZHANG, Z. et al. The influence of microstructural evolution on selective corrosion in duplex stainless steel flux-cored arc welded joints. *Corrosion Science*, 194–210. 2017.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.12.007>

ZHANG, Z. Y., ZHANG, H. Z., ZHAO, H. e LI, J. Effect of prolonged thermal cycles on the pitting corrosion resistance of a newly developed LDX 2404 lean duplex stainless steel, *Corros. Sci.* 103 189–195. 2016.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2015.11.018>

APÊNDICE A

IMAGEM DO PERFIL DA FRATURA APÓS O ENSAIO CTOD

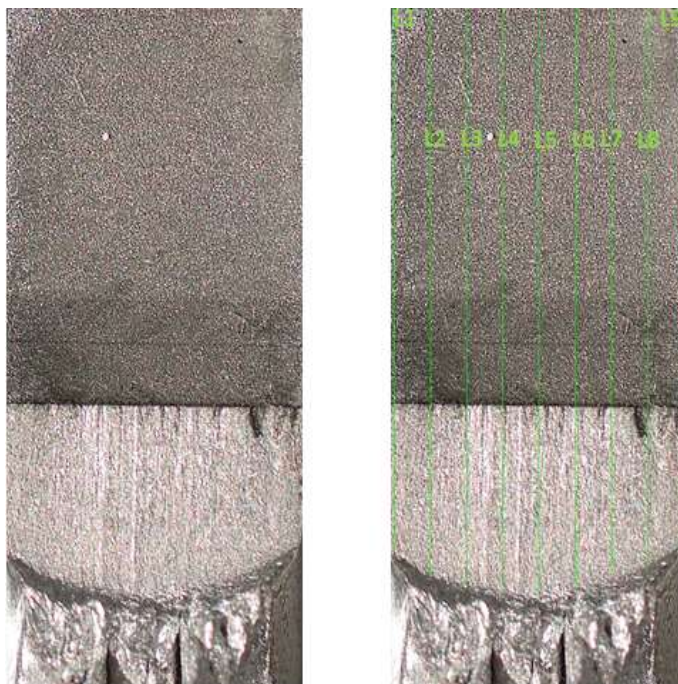


Figura A.1 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP1.

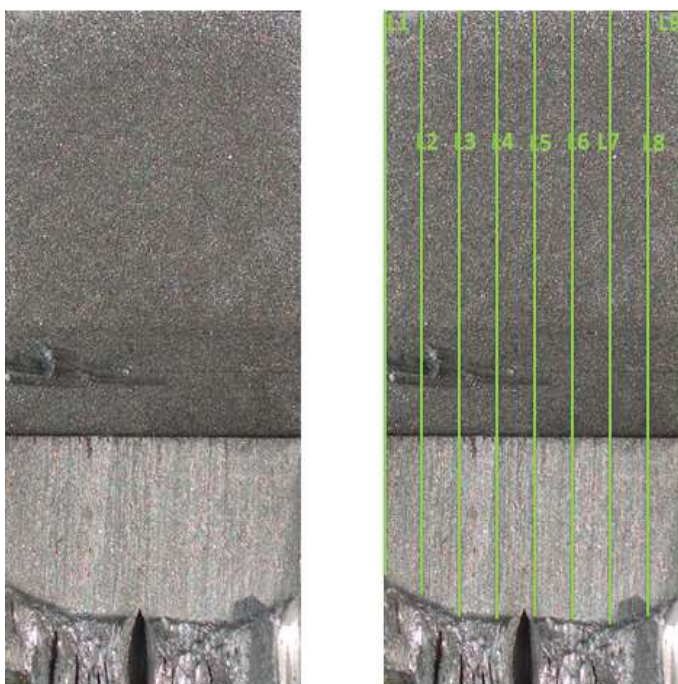


Figura A.2 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP2.

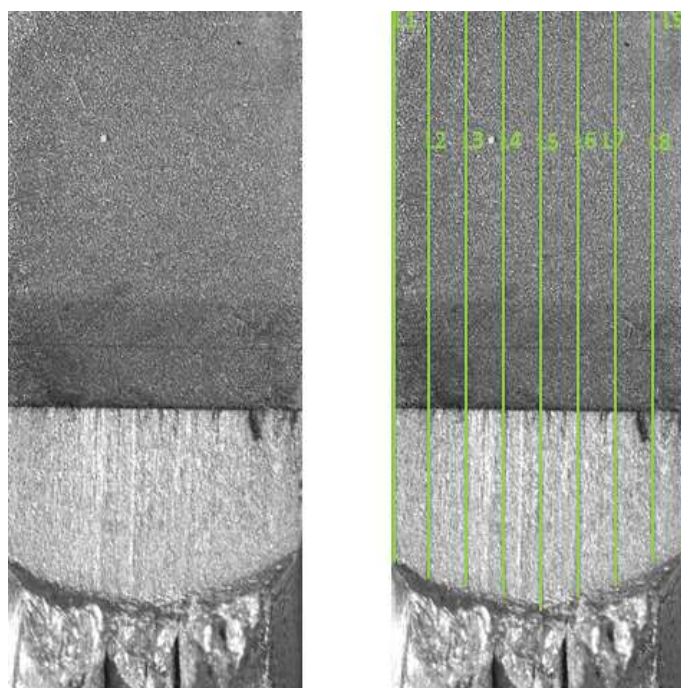


Figura A.3 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP3.

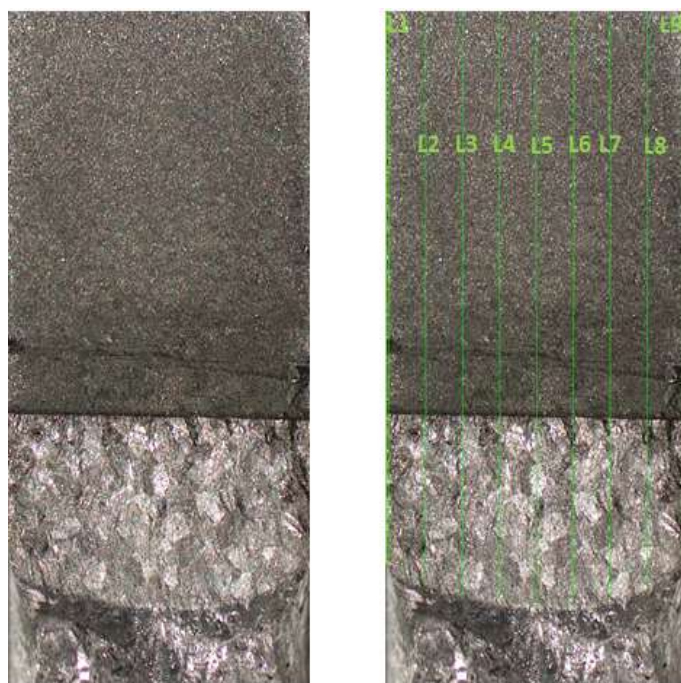


Figura A.4 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP4.

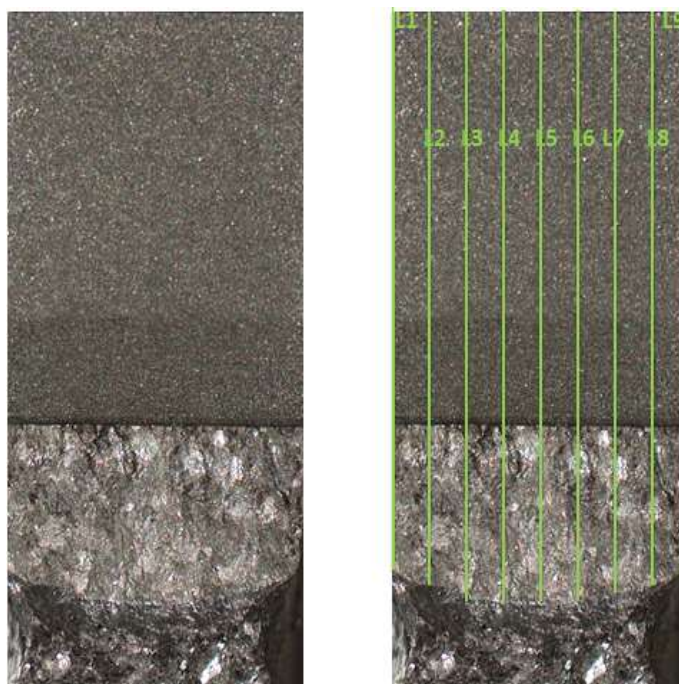


Figura A.5 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP5.

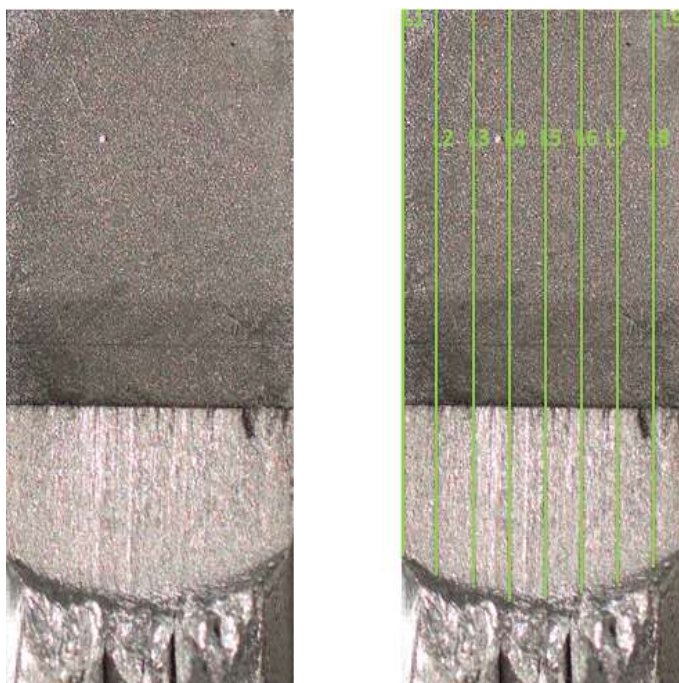


Figura A.6 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP6.

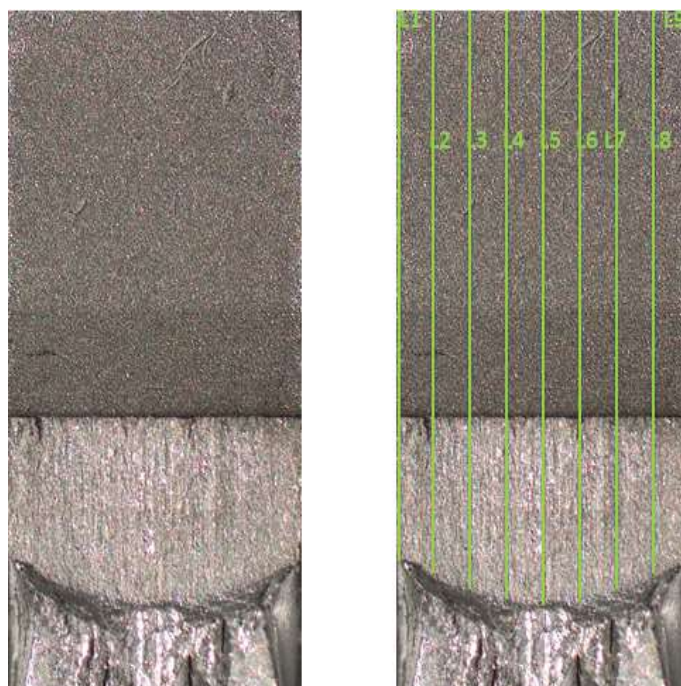


Figura A.7 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP7.

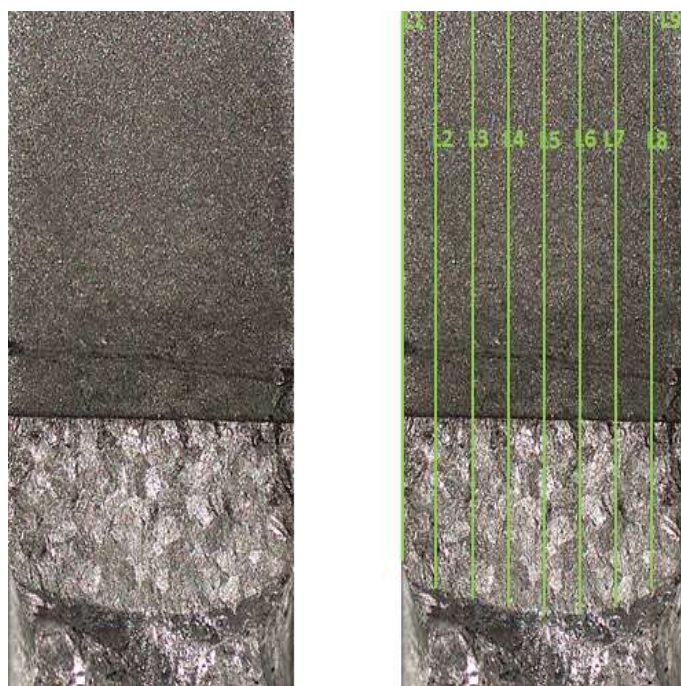


Figura A.8 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP8.

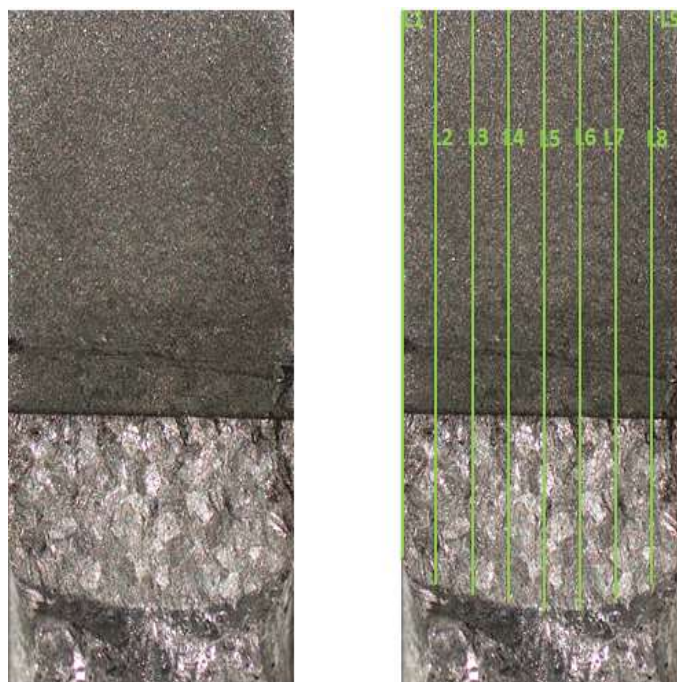


Figura A.9 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP9.

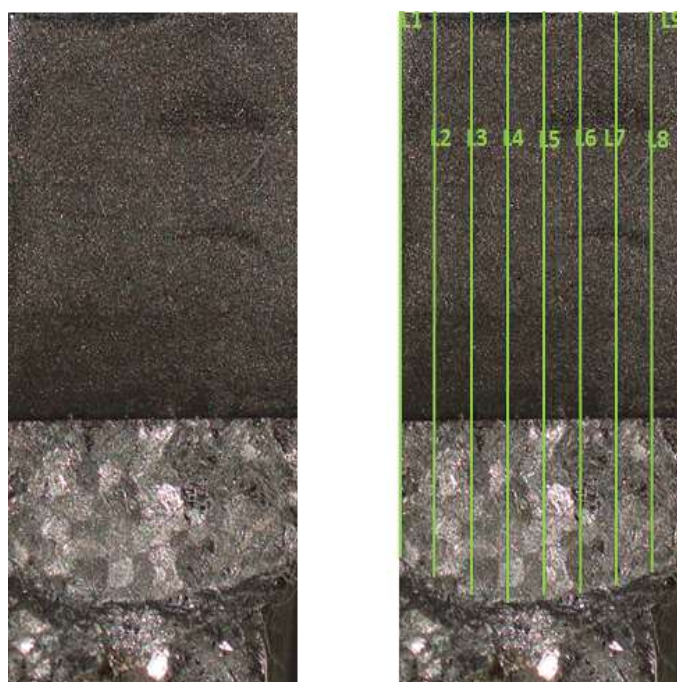


Figura A.10 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP10.

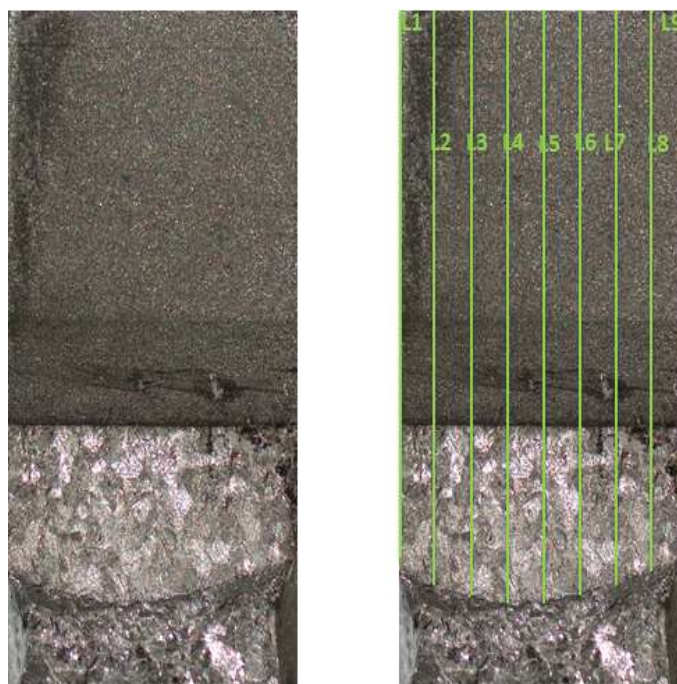


Figura A.11 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP11.

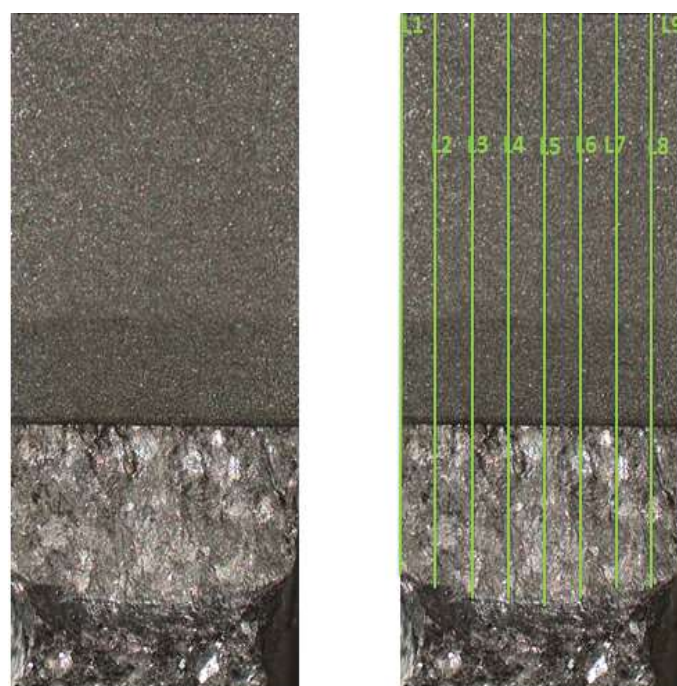


Figura A.12 – Perfil da fratura do corpo de prova após ensaio de CTOD para a amostra CP12.

APÊNDICE B

IMAGEM DA PLANILHA UTILIZADA PARA CALCULO DO CTOD

A partir da Equação 2.8 mostrada no capítulo referente à revisão bibliográfica, foi elaborada uma planilha no software Excel para o cálculo do valor de CTOD (δ), para os 12 corpos de prova, apresentada nas figuras a seguir.

	A	B	C	D	E	F	G	H
26	CP1							
27		a_0 = tamanho da pré-trinca;	mm	9,14				
28		W = altura do corpo de prova;	mm	17,72				
29		B = espessura do corpo de prova;	mm	4				
30		ν = coeficiente de Poisson;	-	0,3				
31		V_p = componente plástica da abertura de trinca;	mm	2,816				
32		z = altura dos suportes do extensômetro;	mm	0				
33		F = carga utilizada no teste;	N	4876				
34		a_0/W	-	0,516				
35		$f(a_0/W)$ ou $g_1(a/w)$ = fator de forma;	-	2,80126				
36		S = distância entre apoios (4W);	mm	70,88				
37		$R_{p0.2}$ = Limite de escoamento;	N/mm ²	620				
38		E = Módulo de elasticidade.	N/mm ²	200000				
39								
							δ	0,807366

Figura B.1 – Cálculo do valor de CTOD para o CP1.

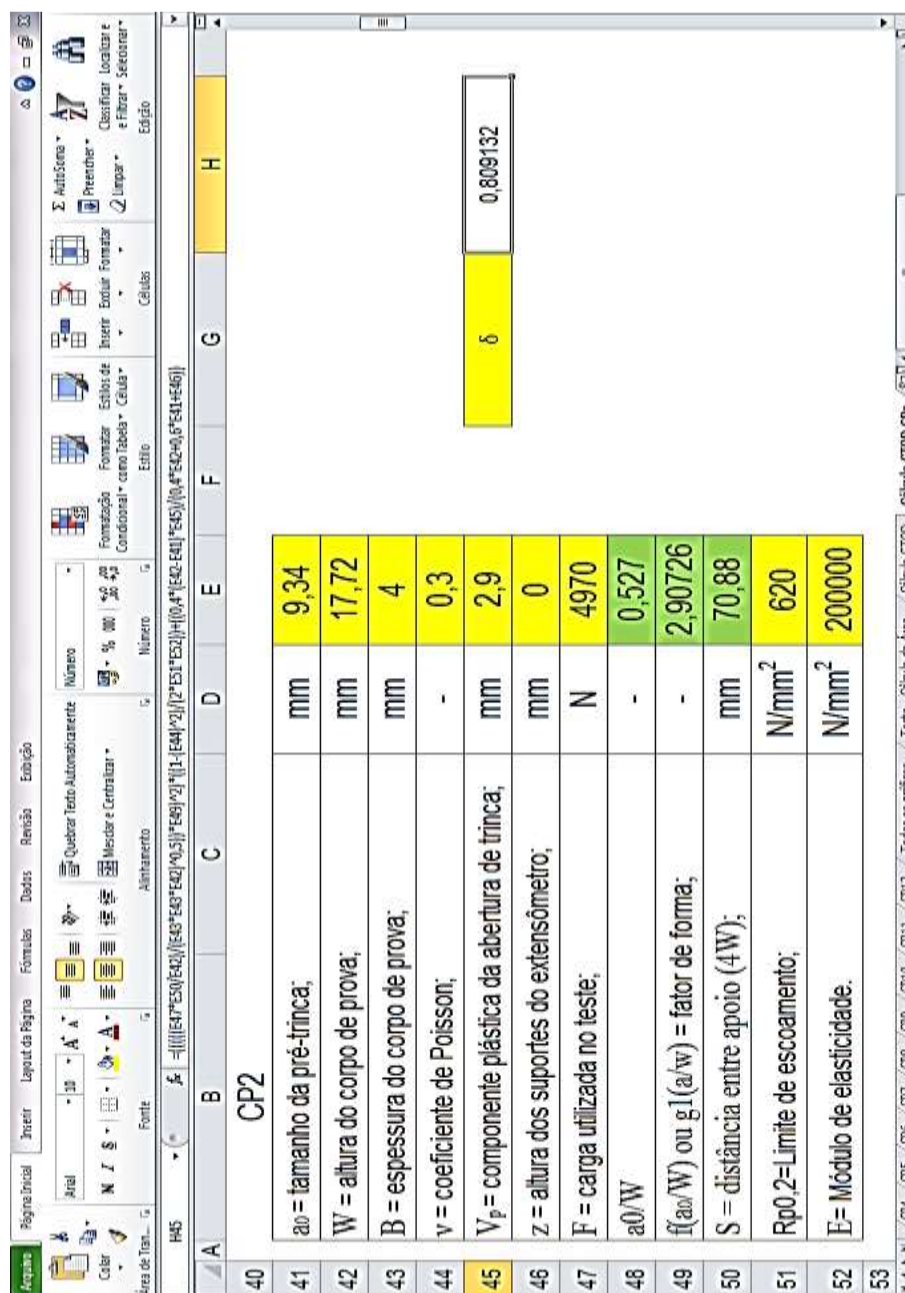


Figura B.2 – Cálculo do valor de CTOD para o CP2.

110	A	B	C	D	E	F	G	H
111								
112								
113								
114								
115								
116								
117								
118								
119								
120								
121								
122								
123								

	A	B	C	D	E	F	G	H
CP7								
a ₀ = tamanho da pré-trinca;				mm	9,26			
W = altura do corpo de prova;				mm	17,72			
B = espessura do corpo de prova;				mm	4			
v = coeficiente de Poisson;				-	0,3			
V _p = componente plástica da abertura de trinca;				mm	2,149			
z = altura dos suportes do extensômetro;				mm	0			
F = carga utilizada no teste;				N	3825			
a ₀ /W				-	0,523			
f(a ₀ /W) ou g _l (a/w) = fator de forma;				-	2,86414			
S = distância entre apoio (4W);				mm	70,88			
Rp0,2=Limite de escoamento;				N/mm ²	620			
E= Módulo de elasticidade.				N/mm ²	200000			

δ	0,600004
---	----------

Figura B.7 – Cálculo do valor de CTOD para o CP7.

Microsoft Excel interface showing the calculation of CTOD for CP8. The spreadsheet contains the following data:

	A	B	C	D	E	F	G	H	
124		CP8							
125		a ₀ = tamanho da pré-trinca;		mm	9,25				
126		W = altura do corpo de prova;		mm	17,72				
127		B = espessura do corpo de prova;		mm	4				
128		v = coeficiente de Poisson;		-	0,3				
129		V _p = componente plástica da abertura de trinca;		mm	2,205				
130		Z = altura dos suportes do extensômetro;		mm	0				
131		F = carga utilizada no teste;		N	3847				
132		a ₀ /W		-	0,522				
133		f(a ₀ /W) ou g ₁ (a ₀ /W) = fator de forma;		-	2,85881				
134		S = distância entre apoios (4W);		mm	70,88				
135		Rp0,2 = Limite de escoamento;		N/mm ²	620				
136		E = Módulo de elasticidade.		N/mm ²	200000				
137									

The formula bar for cell H129 shows the calculation for CTOD:

$$H129: \delta = \frac{((1131 * E * B * f(a_0/W)) / (E * Z * W * (1 - v))) * (V_p + F * a_0 / W)}{(2 * E * B * S * f(a_0/W))}$$

The result of the calculation is displayed in cell H129 as 0,616163.

Figura B.8 – Cálculo do valor de CTOD para o CP8.

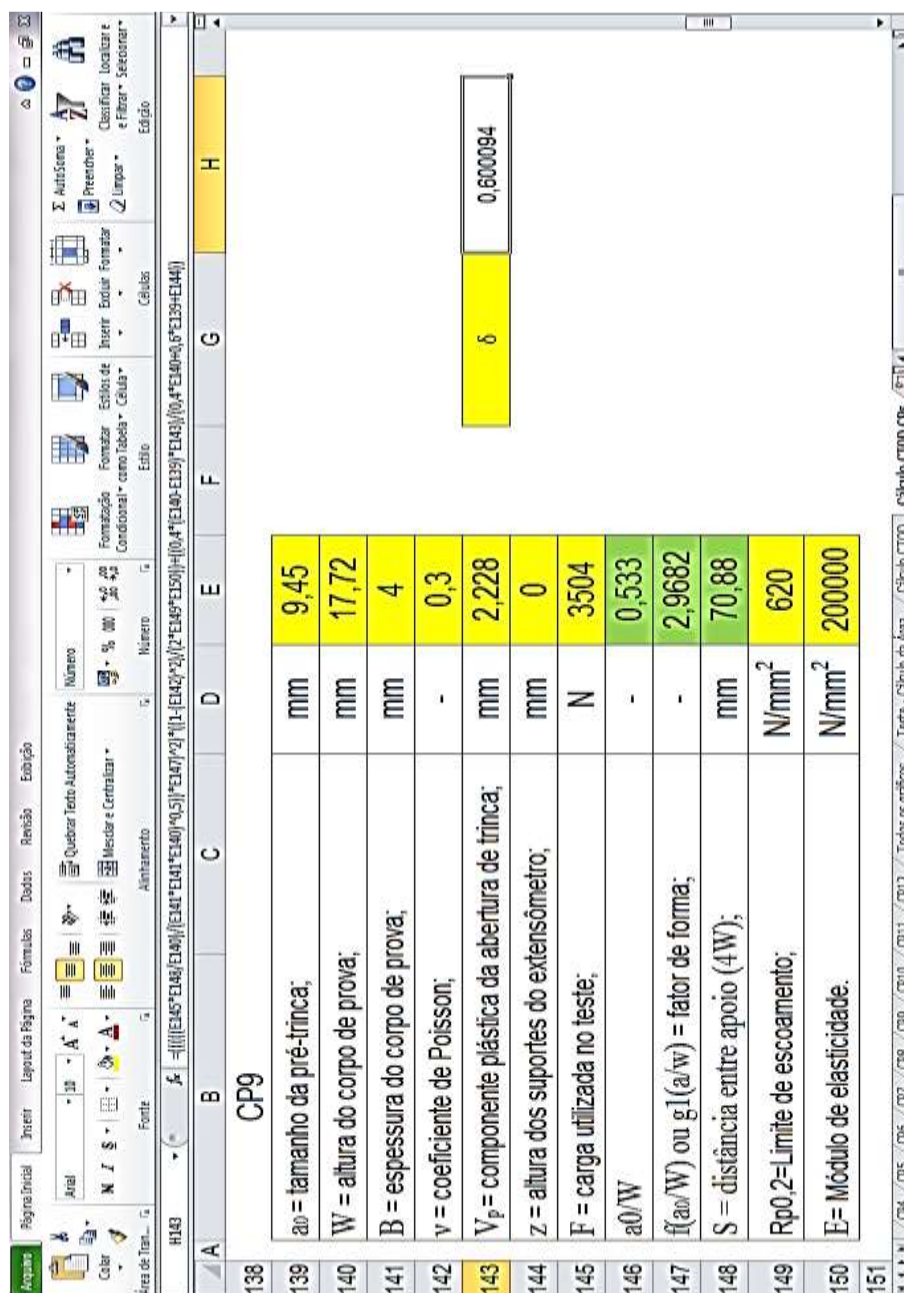


Figura B.9 – Cálculo do valor de CTOD para o CP9.

Microsoft Excel interface showing the calculation of CTOD for CP10. The spreadsheet contains the following data:

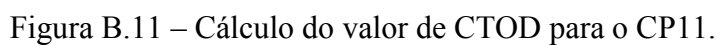
	A	B	C	D	E	F	G	H	
152		CP10							
153		a0 = tamanho da pré-trinca;		mm	9,27				
154		W = altura do corpo de prova;		mm	17,72				
155		B = espessura do corpo de prova;		mm	4				
156		v = coeficiente de Poisson;		-	0,3				
157		Vp = componente plástica da abertura de trinca;		mm	2,078				
158		Z = altura dos suportes do extensômetro;		mm	0				
159		F = carga utilizada no teste;		N	3629				
160		a0/W		-	0,523				
161		f(a0/W) ou g1(a/w) = fator de forma;		-	2,86947				
162		S = distância entre apoio (4W);		mm	70,88				
163		Rp0,2= Limite de escoamento;		N/mm²	620				
164		E= Módulo de elasticidade.		N/mm²	200000				
165									

The formula bar for cell H157 shows the calculation for CTOD:

$$H157: \delta = \frac{V_p}{f(a_0/W)} = \frac{2,078}{2,86947} = 0,72078$$

The result 0,72078 is displayed in cell H157.

Figura B.10 – Cálculo do valor de CTOD para o CP10.



Microsoft Excel interface showing the calculation of CTOD for CP12. The spreadsheet is titled "Cálculo CTOD" and contains a table of material properties and a formula for CTOD.

	A	B	C	D	E	F	G	H
180	CP12							
181		a_0 = tamanho da pré-trinca;		mm	9,24			
182		W = altura do corpo de prova;		mm	17,72			
183		B = espessura do corpo de prova;		mm	4			
184		ν = coeficiente de Poisson;		-	0,3			
185		V_p = componente plástica da abertura de trinca;		mm	2,046			
186		Z = altura dos suportes do extensômetro;		mm	0			
187		F = carga utilizada no teste;		N	4005			
188		a_0/W		-	0,521			
189		$f(a_0/W)$ ou $g_1(a_0/W)$ = fator de forma;		-	2,85351			
190		S = distância entre apoios ($4W$);		mm	70,88			
191		$R_{p0.2}$ = Limite de escoamento;		N/mm ²	620			
192		E = Módulo de elasticidade.		N/mm ²	200000			
193								

Formula bar: $=(((1/187*E190/E192)/((E192/E193)^2*(1-0,5)*E193)^2*(1-0,5)*E192)/((0,4*(E192-E191)*E195)/(0,4*(E192-E191)*E195)))$

Result cell (H8): 0,576446

Figura B.12 – Cálculo do valor de CTOD para o CP12.