

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”

FACULDADE DE ENGENHARIA – CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ARTHUR MORAES E VIDEIRA

**INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO DA SOLDAGEM GTAW NO
BALANÇO DE FASES FERRITA/AUSTENITA DO AÇO INOXIDÁVEL
DUPLEX UNS S32205**

Ilha Solteira
2016

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

**“Influência do Aporte Térmico da Soldagem GTAW no
Balanço de Fases Ferrita/Austenita do Aço Inoxidável
Duplex UNS S32205”**

Arthur Moraes e Videira

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia – UNESP – Campus de Ilha
Solteira, para obtenção do título de Mestre
em Engenharia Mecânica.

Área de Conhecimento: Materiais e
Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Vicente Afonso
Ventrella

Ilha Solteira
2016

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

V652i Videira, Arthur Moraes e.
Influência do aporte térmico da soldagem GTAW no balanço de fases
ferrita/austenita do Aço Inoxidável Duplex UNS S32205 / Arthur Moraes e
Videira. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2016
98 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de
Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de
Fabricação, 2016

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Inclui bibliografia

1. Soldagem. 2. Aço Inoxidável Duplex. 3. UNS S32205. 4. GTAW.

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: Influência do aporte térmico da soldagem GTAW no balanço de fases ferrita/austenita do aço inoxidável duplex UNS S32205.

AUTOR: ARTHUR MORAES E VIDEIRA

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em ENGENHARIA MECÂNICA, área: MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO, pela Comissão Examinadora:


Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


PROFESSOR DOUTOR ALEXANDRA DE OLIVEIRA FRANÇA HAYAMA
Engenharia Mecânica / Universidade Federal de Mato Grosso

Ilha Solteira, 19 de fevereiro de 2016

AGRADECIMENTOS

A Deus, por todas as conquistas e pela força espiritual para elaboração deste trabalho.

Aos meus pais Adilson e Márcia, pelos valores a mim repassados e o apoio, compreensão e carinho ao longo de toda minha vida.

À minha companheira Janaina, pela dedicação e compreensão em toda minha vida acadêmica.

Ao professor Dr. Vicente Afonso Ventrella, pela orientação prestada, sempre com muita dedicação e paciência.

Aos professores e técnicos do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da UNESP - Campus de Ilha Solteira pelos ensinamentos e compreensão.

Aos professores do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Mato Grosso - Campus de Rondonópolis, em especial à professora Dra. Alexandra de Oliveira França Hayama, por ceder os equipamentos e consumíveis necessários para realização deste trabalho.

Aos colegas e amigos, pela ajuda e amizade durante todo o curso.

À CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior), pelo apoio financeiro.

"A persistência realiza o impossível."

Provérbio Chinês

RESUMO

O emprego de aços inoxidáveis duplex na indústria atual vem aumentando devido as suas características que combinam boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Esses aços são constituídos por uma estrutura bifásica com frações volumétricas de 50% ferrita e 50% austenita. Portanto, o desenvolvimento de técnicas para melhorar a soldagem dos aços duplex se faz necessário, de modo a garantir que o balanço de fases e as propriedades do material não sejam severamente prejudicados neste processo. Este trabalho tem o objetivo de caracterizar juntas soldadas com o processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) no aço inoxidável duplex UNS S32205. Foram realizadas soldagens na condição autógena com aporte térmico variando entre 261,00 J/mm e 652,50 J/mm. Seguiu-se com a análise do metal base e dos cordões de solda mediante ensaios de dureza Vickers, EDS (Espectroscopia por Dispersão de Energia), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia óptica (MO). Os resultados apresentaram a região do metal de solda com fração volumétrica de austenita variando entre de 21,71% e 33,89%. Essa variação se deve às menores taxas de resfriamento dos aportes térmicos com valores maiores, que permitem uma maior formação de austenita. Quanto a geometria do cordão, foi observado que valores maiores de aporte térmico, provocaram cordões mais largos e profundos, variando entre 3,9 e 5,9 mm de largura e 0,65 a 1,29 mm de profundidade. Na zona termicamente afetada mais próxima do metal de solda, a dureza Vickers apresentou valores maiores que o metal base, devido a presença de maior percentual de ferrita nessa região. Não se identificou a presença de fases frágeis no material.

Palavras-chave: Soldagem. Aço Inoxidável Duplex. UNS S32205. GTAW.

ABSTRACT

The use of duplex stainless steels in industry is increasing due to their characteristics that combine good mechanical and corrosion resistance properties. These steels are comprised of a biphasic structure volume fraction of 50% ferrite and 50% austenite. Therefore, the development of techniques to improve the welding of duplex steels it is necessary, in order to ensure that the phase balance and the material properties are not severely harmed in the process. This work aims to characterize welded joints with the GTAW process in UNS S32205 duplex stainless steel. Autogenous welds were performed with heat input ranging from 261.00 J/mm and 652.50 J/mm. The next step was the analysis of base metal and weld beads by Vickers hardness testing, EDS, electronic and optical microscopy. The results showed the weld metal region with volume fraction of austenite ranging between 21.71% and 33.89%. This variation is due to the lower cooling rates of high heat input values, wich allow a greater formation of austenite. About the geometry, it was observed that higher values of heat input, led to wider and deeper welded joints, ranging between 3.9 and 5.9mm width and 0.65 and 1.29mm depth. In the nearest heat affected zone of the weld metal, Vickers hardness showed higher values than the base metal due to the presence of higher percentage of ferrite. Was not identified brittle phases in the material.

Keywords: Welding. Duplex Stainless Steel. UNS S32205. GTAW.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C.....	21
Figura 2 - Ferrita e Austenita.....	22
Figura 3 - Cementita.....	23
Figura 4 - Efeitos dos elementos de liga na precipitação das fases em aços duplex.	28
Figura 5 - Diagrama pseudo-binário Fe-Ni-Cr.	29
Figura 6 - Microestrutura do Aço duplex UNS S31803 laminado.	29
Figura 7 - Microestrutura do aço duplex UNS S32750 forjado.	30
Figura 8 - Microestrutura do aço duplex ASTM A890/A890M.....	30
Figura 9 - Microestrutura do aço duplex ASTM A890/A890M resfriado.	31
Figura 10 - Microestrutura do aço duplex UNS S32750.	31
Figura 11 - Diagrama de tempo-temperatura-precipitação do aço duplex UNS S 32205.....	33
Figura 12 - Precipitação na junta soldada.....	35
Figura 13 - Morfologias das fases na zona fundida.....	36
Figura 14 - Seção de um riser.....	38
Figura 15 - Processos de soldagem e natureza da união.....	40
Figura 16 - Processo de Soldagem TIG.....	41
Figura 17 - Efeitos da Polaridade do Eletrodo	43
Figura 18 - Efeitos da corrente alternada.....	43
Figura 19 - Variação da corrente em função do tempo na soldagem TIG pulsante de onda quadrada	44
Figura 20 - Efeitos da soldagem TIG pulsada na junta soldada	44
Figura 21 - Tocha automatizada e refrigerada a água	45
Figura 22 - Tocha TIG comum.....	46
Figura 23 - Exemplos de bocais	47
Figura 24 - Lentes de gases	47
Figura 25 - Sistema de soldagem GTAW automatizado	49
Figura 26 - Cordão de solda.	51
Figura 27 - Desenho esquemático das seções analisadas de um mesmo cordão de solda.....	51
Figura 28 - Prensa de embutimento a quente Teclago EM30D.....	53
Figura 29 - Lixadeira/politriz Teclago PL02E	53
Figura 30- Microscópio Leica DM750M	54
Figura 31 - Sequência de preparação das amostras para microscopia óptica.....	54
Figura 32 - Regiões analisadas	55
Figura 33 - Pontos de medição de dureza Vickers	56
Figura 34 - Microdurômetro Digimess HV-1000.....	57
Figura 35 - Ultrassom	58
Figura 36 - Sequência de preparação das amostras para MEV.	58
Figura 37 - Microscópio Eletrônico de Varredura.....	59
Figura 38 - Micrografias de diferentes tempos de ataque com Behara modificado.	60
Figura 39 - Micrografias de MEV transversal e normal a DL.....	62

Figura 40 - Micrografia do metal base na direção de laminação: (a) MO sem ataque e (b), (c) e (d) MEV, ataque com Behara modificado.	63
Figura 41 - Micrografia do metal base nas direções de laminação (DL), transversal a DL e normal a DL. Ataque: Behara modificado.	63
Figura 42 - Difratoograma de raios-X do aço inoxidável duplex UNS S 32205.....	65
Figura 43 - Macrografias do metal de solda obtidas com diferentes aportes térmicos.	67
Figura 44 - Micrografias de microscopia óptica das seções do metal de solda obtidas com diferentes aportes térmicos.....	68
Figura 45 - Largura do cordão de solda em função da variação do aporte térmico [kJ/mm]...69	69
Figura 46 - Profundidade do cordão de solda em função da variação do aporte térmico [kJ/mm].	69
Figura 47 - Microestrutura típica do metal de solda do aço duplex UNS S32205 (MEV).	70
Figura 48 - Micrografias representativas do metal de solda (MO).....	71
Figura 49 - Micrografias do metal de solda (MO).....	72
Figura 50 - Esquema da variação microestrutural: a) gráfico e diagrama de resfriamento; b) micrografia da ZTA (MO); c) micrografia da ZTA (MEV).....	73
Figura 51 - Micrografia do metal de solda e sua respectiva imagem binarizada (MO).	74
Figura 52 - Diagrama de Schaeffler com indicação da fração aproximada esperada de ferrita.	76
Figura 53 - Fração volumétrica da austenita em função do aporte térmico.	77
Figura 54 - Impressão Vickers na ZTA da amostra.....	80
Figura 55 - Impressão Vickers no metal de solda.	80
Figura 56 - Dureza Vickers no metal de solda em função do aporte térmico.	80
Figura 57 - Relação percentual de austenita e dureza Vickers no metal de solda.	81
Figura 58 - Imagens das amostras CP01, CP02 e CP03.....	87
Figura 59 - Imagens das amostras CP04, CP05 e CP06.....	88
Figura 60 - Micrografias do metal de solda.....	89
Figura 61 - Micrografias do metal de solda e imagens binarizadas das amostras CP01, CP02 e CP03.....	90
Figura 62 - Micrografias do metal de solda e imagens binarizadas das amostras CP04, CP05 e CP06.....	91
Figura 63 - Micrografias do metal de solda e imagens binarizadas das amostras CP01, CP02 e CP03.....	92
Figura 64 - Micrografias do metal de solda e imagens binarizadas das amostras CP04, CP05 e CP06.....	93
Figura 65 - Contagem dos pontos com MO	94
Figura 66 - Contagem dos pontos com MEV	95
Figura 67 - EDS CP01 e CP02.	96
Figura 68 - EDS CP03 e CP04	97
Figura 69 - EDS CP 05 e CP06.	98

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições dos aços duplex.....	27
Tabela 2 - Propriedades físicas dos aços inoxidáveis.....	36
Tabela 3 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis	37
Tabela 4 - Classificação dos processos de soldagem	39
Tabela 5 - Polaridades e aplicações.....	43
Tabela 6 - Composição química do aço inoxidável duplex UNS S 32205 (% em peso)	49
Tabela 7 - Parâmetros de soldagem.....	50
Tabela 8 - Fração volumétrica (%) da fase austenita no aço UNS S32205.....	64
Tabela 9 - Estimativa da composição química do material (% peso).....	64
Tabela 10 - Medidas da largura (mm) e profundidade (mm) do cordão de solda	66
Tabela 11 - Percentual de fases.	75
Tabela 12 - Estimativa da composição química das fases (EDS).....	78
Tabela 13 - Medições de dureza Vickers.....	79
Tabela 14 - Durezas Vickers das fases Ferrita e Austenita.	82

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AID	Aço Inoxidável Duplex
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
AT	Aporte Térmico
AWS	American Welding Society
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CCPD	Corrente Contínua Polaridade Direta
CFC	Cúbica de Face Centrada
CP	Corpo de Prova
CUR	Campus Universitário de Rondonópolis
DL	Direção de Laminação
DP	Desvio Padrão
EDS	Espectroscopia por Dispersão de Energia
FEIS	Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HV	Dureza Vickers
M	Elemento Químico
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
MO	Microscopia Óptica
TIG	Tungsten Intert Gas
TTP	Tempo, Temperatura, Precipitação
TTT	Tempo, Temperatura, Transformação
UFMT	Universidade Federal de Mato Grosso
UFMT	Universidade Federal de Mato Grosso
UNESP	Universidade Estadual Paulista
YAG	Yttrium Aluminium Garnet
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

χ	Fase Chi
σ	Fase Sigma
μ	Micro
η	Eficiência
β	Fase Beta
δ	Ferrita Delta
α	Ferrita Alfa
γ	Austenita
%p	Percentual em Peso
A	Ampère
Å	Ângstron
Al	Alumínio
C	Carbono
Ce	Cério
Cl	Cloro
CO	Monóxido de Carbono
CO ₂	Dióxido de Carbono
Cr	Cromo
Cu	Cobre
F	Ferro
Fe ₃ C	Cementita
H	Hidrogênio
HCl	Ácido Clorídrico
I	Corrente
In	Índio
J	Joule
La	Lantânio
m	Metros
min	Minuto
mm	Milímetros

Mn	Manganês
Mn ₃ C	Carbeto de Manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
N	Newton
Ni	Níquel
O	Oxigênio
P	Fósforo
S	Enxofre
Th	Tório
V	Tensão
v _s	Velocidade de Avanço
W	Tungstênio
Zr	Zircônio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS.....	19
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
3.1	Ligas e diagrama Ferro-Carbono	20
3.2	Aços	24
3.3	Aços Inoxidáveis.....	25
3.4	Aços Inoxidáveis Duplex (AID).....	26
3.4.1	Microestrutura dos Aços Inoxidáveis Duplex	28
3.4.2	Precipitação de fases nos Aços Inoxidáveis Duplex soldados	32
3.4.3	Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Duplex	34
3.4.4	Propriedades Físicas e Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Duplex	36
3.4.5	Aços Inoxidáveis Duplex na Indústria de Petróleo e Gás	37
3.5	Processos de Soldagem.....	39
3.6	Processo de soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding).....	40
3.6.1	Equipamentos para soldagem GTAW	42
3.6.2	Metalurgia da soldagem GTAW.....	47
4	MATERIAIS E MÉTODOS	49
4.1	Material.....	49
4.2	Equipamento de soldagem.....	49
4.3	Procedimento de soldagem	50
4.4	Preparação e procedimentos metalográficos - UFMT/CUR	51
4.5	Preparação e procedimentos metalográficos - UNESP/FEIS.....	57
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	60
5.1	Tempo de ataque	60
5.2	Caracterização do metal base	61
5.2.1	Microscopia.....	61
5.2.2	Análise de EDS.....	64
5.2.3	Difratograma de Raios-X.....	64
5.3	Análise da geometria do cordão de solda.....	65
5.4	Análise microestrutural do metal de solda, da ZTA e do metal base	70
5.5	Ensaio de Dureza Vickers	78
6	CONCLUSÕES	83

REFERÊNCIAS	85
APÊNDICE A - Micrografias da análise geométrica	87
APÊNDICE B - Microestrutura típica do metal de solda	89
APÊNDICE C - Micrografias da análise das fases	90
APÊNDICE D - Micrografias para contagem dos pontos.....	94
APÊNDICE E - Ensaio de EDS.....	96

1 INTRODUÇÃO

Um critério importante na seleção de um aço para uma determinada aplicação é sua resistência mecânica aliada à sua resistência à corrosão, ductilidade, soldabilidade, custo, entre outros. Neste sentido, a indústria moderna vem aumentando significativamente o emprego de aços inoxidáveis, pois estes apresentam a melhor combinação entre propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Entre os aços inoxidáveis, os austeníticos são atualmente os mais empregados, entretanto, a baixa resistência mecânica destes aços e seu alto custo de fabricação, especialmente pelo preço do níquel, impulsionou o desenvolvimento e a utilização dos aços inoxidáveis duplex. Esses aços são caracterizados por uma estrutura bifásica de ferrita (50%) e austenita (50%) que lhes confere alta resistência mecânica aliada à boa resistência à corrosão em diversos meios de trabalho. Eles surgiram na década de 1930 e adquiriram uma certa importância comercial na década de 1940, desde então estas ligas tem sofrido uma série de alterações tanto na sua composição química quanto na tecnologia empregada na sua produção (SOUZA, 2012).

No Brasil, tornou-se muito importante o estudo dos aços inoxidáveis duplex, devido principalmente ao desenvolvimento recente de atividades na área de petróleo e gás natural, principalmente o pré-sal, pois os aços duplex possuem as características requeridas para aplicação nestas indústrias: elevada resistência mecânica, boa soldabilidade e alta resistência à corrosão, uma vez que estas operam em meios críticos, em função da presença de água marinha e petróleo.

Devido à redução de níquel e molibdênio em sua formulação, os aços duplex são mais econômicos que os demais aços inoxidáveis. O níquel, principal elemento austenizante, tem custo elevado e é o grande responsável pela alta flutuação de preços dos aços inoxidáveis, sendo parcialmente substituído por outros elementos formadores de austenita, como o manganês e nitrogênio. Em comparação com aços austeníticos como o AISI 304L e 316L, os aços duplex apresentam a vantagem de ter limites de escoamento de quase o dobro dos limites dos austeníticos, e com isso possibilitam grandes reduções na espessura de paredes de tubos (RAMÍREZ-LONDOÑO, 2001). O aço duplex, especialmente a liga UNS S32205, constitui uma excelente alternativa de custo e performance na substituição dos aços austeníticos 304L e 316L.

Os aços inoxidáveis duplex modernos podem ser soldados pela maioria dos processos de soldagem, tais como, GTAW (também conhecida como TIG), MIG, plasma, feixe de

elétrons, laser entre outros, desde que parâmetros corretos sejam utilizados. Os ciclos térmicos envolvidos no processo de soldagem, com aquecimento e resfriamento localizados, expansão e contração, podem acarretar mudanças de propriedades na junta soldada, podendo reduzir a resistência mecânica e à corrosão dessa junta.

Esta pesquisa se insere no contexto de um projeto mais amplo que visa estudar o comportamento dos aços duplex UNS S32205 e superduplex UNS S32750 soldados com laser pulsado Nd:YAG, no que diz respeito a influência dos parâmetros e técnicas de soldagem nas propriedades mecânicas e químicas destes aços, visando sua aplicação nas indústrias de petróleo e gás natural. O projeto é fruto de um auxílio-pesquisa da FAPESP Fundação de Amparo a Pesquisa do Estado de São Paulo.

2 OBJETIVOS

Este trabalho tem por objetivo caracterizar juntas soldadas de aço inoxidável duplex UNS S32205 com processo GTAW, observando a influência da variação do aporte térmico.

Os objetivos específicos são:

- Medir a variabilidade da geometria dos cordões de solda ao longo de seu comprimento;
- Quantificar o desbalanceamento da relação 50% ferrita e 50% austenita no metal de solda em relação ao aporte térmico utilizado no processo de soldagem;
- Analisar a influência do aporte térmico de soldagem nos valores de dureza obtidos no metal de solda e zona termicamente afetada;
- Analisar a microestrutura do metal de solda em relação à formação de fases frágeis relacionadas à variação do aporte térmico.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

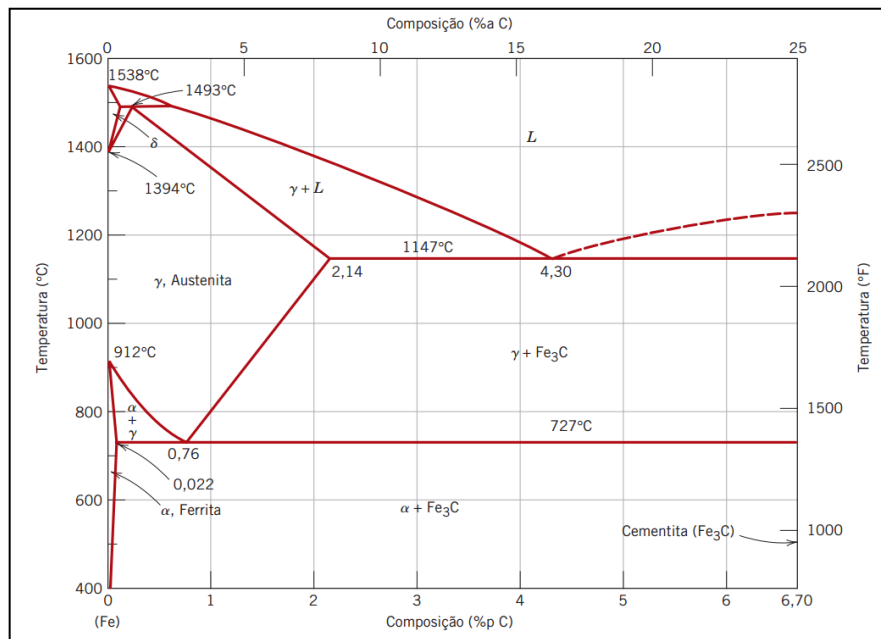
3.1 Ligas e diagrama Ferro-Carbono

Um dos sistemas mais importantes de ligas binárias é o Ferro Carbono, uma vez que compreende tantos os aços quanto os ferros fundidos, que são materiais de larga aplicação em engenharia.

De acordo com Callister (2012) e Shackelford (2008), ao aquecer o ferro puro, observa-se a alteração da sua estrutura cristalina duas vezes antes de fundir. Quando em temperatura ambiente, forma-se a ferrita, ou ferro α , com uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC).

Se elevada a temperatura até 912°C, a ferrita apresenta uma transformação para austenita, que possui estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), ou ferro γ . Essa fase se mantém até uma temperatura de 1394°C sendo que, acima desse valor, a austenita retorna para uma estrutura cúbica de corpo centrado, conhecida como ferrita δ . A fusão ocorre a 1538°C.

O diagrama é comumente apresentado como na Figura 1, com a composição se estendendo até 6,7%p de carbono, uma vez que nessa concentração é formado um composto denominado cementita (Fe_3C). Isso significa que 6,7%p de carbono corresponde a 100%p de Fe_3C .

Figura 1 - Diagrama de fases Fe-Fe₃C.

Fonte: Callister (2012).

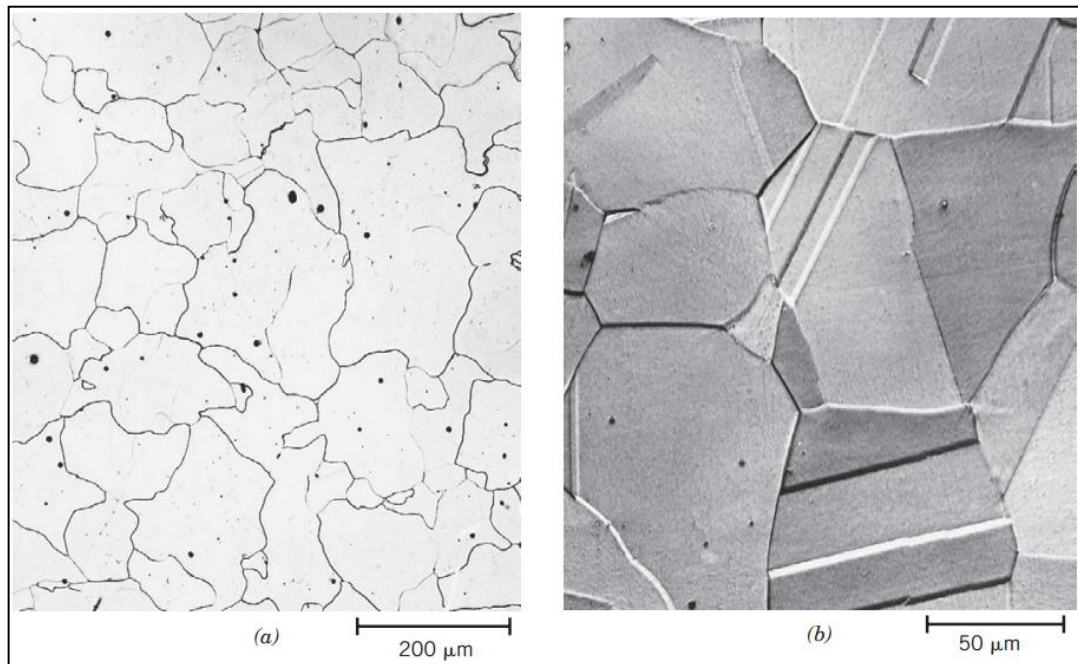
O carbono forma uma solução sólida com o ferro, formando a ferrita α , a ferrita δ e a austenita, como é mostrado nas áreas que possuem apenas uma fase no diagrama da Figura 1.

Por ser uma impureza intersticial no ferro e formar uma solução sólida, o carbono implica em deformações na rede cristalina nos átomos vizinhos, com consequente aumento da resistência à tração e do limite de escoamento do material puro.

Segundo Callister (2012), na ferrita α , a solubilidade máxima do carbono é de 0,022%p, a 727°C. Tal limitação se deve às formas e aos espaços intersticiais da estrutura CCC, sendo difícil a acomodação dos átomos. Colpaert (2008) caracteriza a ferrita α como uma fase de dureza baixa, tendo aplicações onde há necessidade de deformação do material.

A austenita, se ligada somente ao carbono, é instável abaixo de 727°C. A solubilidade máxima do carbono nessa fase é de 2,14%p, ocorrendo a 1147°C. Pode-se notar que é uma solubilidade aproximadamente 100 vezes maior que na ferrita α . Isso ocorre devido as posições intersticiais da estrutura cúbica de face centrada serem maiores.

Figura 2 - Ferrita e Austenita.



Fonte: Callister (2012).

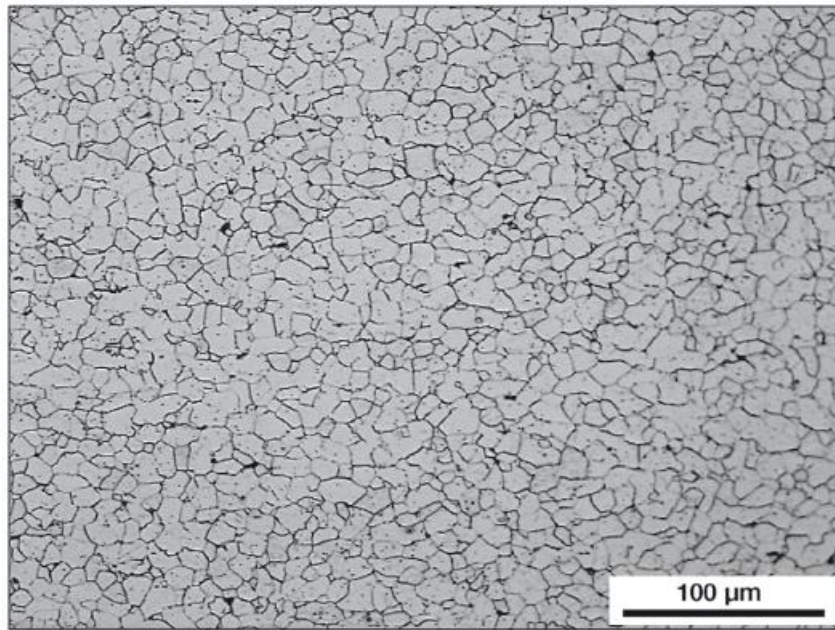
Na Figura 2a é mostrada uma micrografia da ferrita α , enquanto na Figura 2b é apresentada uma micrografia da austenita. Ainda é possível observar a formação de maclas de recozimento, geralmente encontradas em estruturas CFC. Fato que não ocorre em estruturas CCC, segundo Callister (2012).

A ferrita δ existe apenas em temperaturas acima de 1394°C e possui características similares a ferrita α .

Pode-se observar que a cementita se forma abaixo de 727°C e a partir do limite de solubilidade do carbono na ferrita α , podendo também se formar junto a fase γ , ou austenita, nas temperaturas entre 1147°C e 727°C. Colpaert (2008) define a cementita como frágil e dura, de forma que sua presença aumenta consideravelmente a resistência dos aços.

Na Figura 3, é mostrada uma micrografia de um aço com 0,0042%pC e 0,2%pMn, laminado a quente, onde a microestrutura é composta de ferrita em formato poligonal com pequenos grãos de cementita globular.

Figura 3 - Cementita.



Fonte: Colpaert (2008).

Callister (2012) afirma que a cementita é metaestável, ou seja, que à temperatura ambiente ela permanecerá como um composto. Sua taxa de decomposição em ferrita α e carbono é extremamente lenta, sendo necessário um aquecimento entre 650°C a 700°C durante muitos anos para que isso ocorra.

Chiaverini (2005) diferencia os aços dos ferros fundidos de acordo com o teor de carbono apresentado por eles, sendo aços considerados ligas ferro-carbono contendo geralmente 0,008%p até aproximadamente 2,14%p de carbono, além de elementos residuais, inerentes ao processo de fabricação. Ainda de acordo com Chiaverini (2005), o limite inferior de 0,008%p corresponde à máxima solubilidade do carbono no ferro à temperatura ambiente e o limite superior de 2,14%p corresponde à máxima solubilidade de carbono no ferro que ocorre a uma temperatura de 1147°C.

No diagrama de fases Fe-Fe₃C nota-se que existe um ponto eutético na região referente aos ferros fundidos. Esse ponto é correspondente à composição de 4,30% em peso de carbono a uma temperatura de 1147°C, sendo que na reação eutética o líquido se transforma diretamente em austenita e cementita. Em termos práticos, significa que se o teor de carbono for mantido próximo a 4,30%p, tem-se uma economia de energia, visto que esta composição corresponde à menor temperatura de fusão das ligas ferro-carbono.

Observa-se também um ponto eutetóide na composição de 0,76%pC e na temperatura de 727°C, onde a austenita se transforma diretamente em ferrita α e cementita.

3.2 Aços

Chiaverini (2005), afirma que os aços podem ser classificados em grupos de acordo com sua composição, seu processo de acabamento e a forma do produto acabado. Esses grupos ainda podem ser subdivididos.

Denominam-se aços-carbono os quais o carbono é o principal elemento, enquanto aços-liga se refere àqueles que possuem composição significativa de elementos de liga.

Durante a fabricação dos aços, inclusões normalmente aparecem, sendo as mais comuns o fósforo, o enxofre, o manganês, o silício e o alumínio. Os efeitos de alguns elementos são descritos abaixo, baseando-se em Chiaverini (2005):

- O fósforo promove a fragilidade a frio nos aços, portanto, requer controle rígido de sua composição. Não possui a tendência de formar carbonetos, porém dissolve-se na ferrita, tornando-a dura e aumentando seu tamanho de grão. Porém, apresenta alguns aspectos benéficos, pois ao aumentar a dureza, consequentemente a resistência à tração é aumentada, além de melhorar a resistência à corrosão. Também é incompatível com o carbono, expulsando-o da austenita, fazendo com que áreas ricas em fósforo constituam-se de ferrita.
- O silício dissolve-se na ferrita aumentando muito pouco sua dureza. Sua função principal é de agente desoxidante. Silicatos formam estrias alongadas. Quando adicionado no aço líquido, se liga ao oxigênio evitando que o mesmo se combine com o carbono, o que formaria compostos como CO e CO₂, causando bolhas no material.
- O enxofre tem pouco efeito nas propriedades mecânicas dos aços, prejudicando o aço em composições acima de 0,1% junto a maiores teores de carbono. Sulfetos também formam estrias alongadas, porém estas possuem extremidades com arestas vivas, o que favorece a concentração de tensões e o surgimento de microfissuras.
- O alumínio fragmenta-se em partículas pequenas, causando menor prejuízo ao aço e, assim como o silício, tem efeito desoxidante.

- O manganês atua como agente dessulfurante e desoxidante. Quando não ligado ao oxigênio ou ao enxofre, pode se dissolver na ferrita ou formar o composto Mn_3C , aumentando a dureza e resistência à tração do aço, em ambos os casos.

De maneira geral, pode-se concluir que o enxofre, fósforo, oxigênio e hidrogênio são elementos não desejáveis ao aço, enquanto o manganês, o silício e o alumínio são elementos benéficos, porém poderiam prejudicar o material caso formem sulfetos, silicatos e aluminatos.

Os principais elementos que compõe os aços-liga são o níquel, cromo e molibdênio, os quais compõem também os aços duplex. Suas influências são descritas abaixo (Chiaverini, 2005):

- O cromo é um elemento estabilizador da ferrita, endurece ligeiramente a ferrita e aumenta a resistência à corrosão do aço. Também melhora a endurecibilidade da austenita. Pode formar carbonetos. Quando junto a altos teores de carbono, melhora a resistência ao desgaste.
- O níquel é estabilizador da austenita. Também aumenta a resistência e a tenacidade da ferrita.
- O molibdênio estabiliza a ferrita. Endurece a ferrita por precipitação. Aumenta significativamente a endurecibilidade da austenita e tem forte tendência a formação de carbonetos. Além disso, melhora a resistência à corrosão dos aços.

3.3 Aços Inoxidáveis

De acordo com Chiaverini (2005), aços com teores de cromo livre na matriz superiores a 11% tem a capacidade de formar uma película superficial aderente, que não possui poros e se regenera sozinha. Ela protege o aço da ação de agentes corrosivos (atmosfera, meios aquosos ou orgânicos), promovendo a resistência à corrosão. Esses aços são denominados inoxidáveis. Essa película é uma camada fina, estável e resistente formada sobre a superfície do aço inoxidável pela combinação do oxigênio do ar com o cromo do aço.

Além do cromo, outros compostos de liga podem aumentar a resistência à corrosão. São eles o níquel, o nitrogênio e o molibdênio. Por outro lado, a presença de carbono diminui a resistência a corrosão, uma vez que este se combina com o cromo formando carbonetos, causando diminuição do cromo disponível nessas regiões do material. Por isso, o teor de carbono deve ser observado atentamente.

Dentre os diversos tipos de aços, Colpaert (2008) classifica os inoxidáveis em cinco categorias:

- Martensíticos, com teor de cromo entre 11 e 18% e teor de carbono acima de 0,1%, o que permite o endurecimento por têmpera.
- Ferríticos, que possuem teor de cromo maior que 18% e teor de carbono menor que 0,1%, não sendo possível a têmpera;
- Austeníticos, com teor de cromo entre 16 e 30%, teor de níquel entre 8 e 35% e teor de carbono inferior a 0,08%;
- Ferrítico-austeníticos (duplex), que possuem teor de cromo entre 18 e 27%, teor de níquel entre 4 e 7% e molibdênio entre 1 e 4%, além de outros elementos, como o nitrogênio. Com composições balanceadas de cada elemento, pode-se obter fases com frações de aproximadamente 50% de austenita e 50% de ferrita;
- Endurecidos por precipitação, com teor de cromo entre 12 e 17%, níquel entre 4 e 8% e molibdênio entre 0 e 2%, com adições que promovam o endurecimento pela precipitação de compostos intermetálicos, como alumínio, cobre ou titânio.

3.4 Aços Inoxidáveis Duplex (AID)

Ramírez-Londoño (2001) afirma que os aços duplex além de possuírem cromo, molibdênio e níquel, ainda podem conter adições de nitrogênio, cobre e tungstênio. Além disso, o teor de carbono não excede 0,03%. Tais aços possuem diversas vantagens em relação aos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, uma vez que sua resistência mecânica pode chegar ao dobro destes e, ainda assim, com uma boa tenacidade. A soldabilidade também é superior a dos aços inoxidáveis ferríticos.

De acordo com Ramírez-Londoño (2001), a classificação dos aços duplex pode ser em quatro grupos, conforme descrito a seguir:

- Fe-23%Cr-4%Ni-0,1N: são aços duplex de baixo custo, sem molibdênio. Podem ser usados como alternativa para os aços AISI 304 e 316.

- Fe-22%Cr-5,5%Ni-3%Mo-0,15%N: possuem resistência a corrosão intermediária entre os aços AISI 316 e os superausteníticos do tipo 6%Mo+N.
- Fe-25%Cr-5%Ni-2,5%Mo-0,17%N-Cu: boa resistência a corrosão e pode conter adições de tungstênio.
- Fe-25%Cr-7%Ni-3,5%Mo-0,25%N-W-Cu: são os aços inoxidáveis superduplex e possuem a mais elevada resistência a corrosão.

A Tabela 1 mostra as composições químicas típicas de alguns aços duplex.

Tabela 1 - Composições dos aços duplex.

Designação Padrão		Designação do Fabricante	Composição Química Típica						
UNS	DIN		Cr	Ni	Mo	N	Cu	W	Outros
S 31500	1.4417	3 RE 60, DP 1, VEW A903	18,5	5	2,7	0,07	-	-	1,5 Si
S 32404	-	UR 50	21	7	2,5	0,07	1,5	-	-
S 32304	1.4362	SAF 2304, UR 35 N	23	4	0,2	0,1	-	-	-
S 31803	1.4462	UR 45 N, SAF 2205, DP 8	22	5	2,8	0,15	-	-	-
		UR 45 N ⁺	22,8	6	3,3	0,18	-	-	-
S 31260	-	DP 3	25	7	3	0,16	0,5	0,3	-
S 32550	1.4507	UR 52 N, Ferralium 255	25	6,5	3	0,22	1,5	-	-
		UR 47 N	25	6,5	3	0,22	-	-	-
S 32550	1.4507	UR 52 N ⁺	25	7	3,5	0,25	1,5	-	-
S 32750	1.4410	UR 47 N ⁺ , SAF 2507	25	7	3,8	0,28	-	-	-
		DP 3 W	25	7	3	0,27	-	2	-
S 32760	1.4501	Zéron 100	25	7	3,5	0,24	0,7	0,7	-
		DTS 25.7NW	27	7,5	3,8	0,27	0,7	0,7	-
		DTS 25.7NWCu	25	7,5	4,0	0,27	1,7	1	-

Fonte: Ramírez-Londoño (2001).

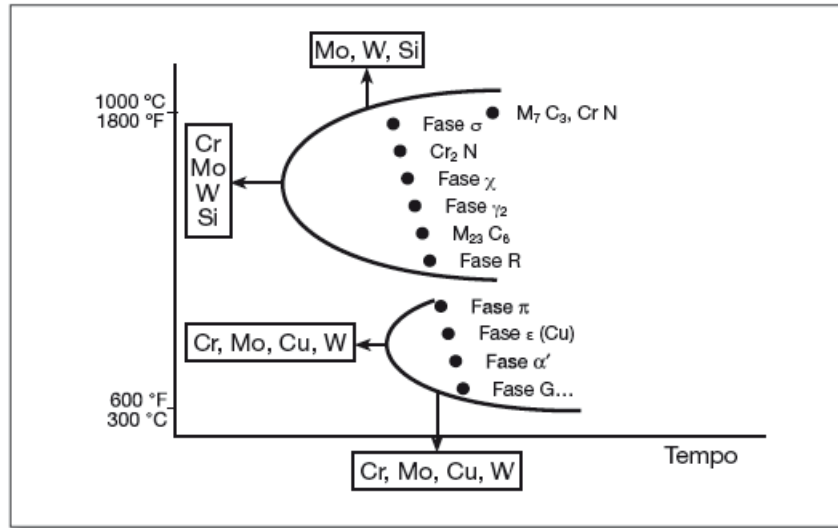
Como define Colpaert (2008), os aços inoxidáveis duplex possuem frações aproximadamente iguais de austenita e ferrita. Dessa forma, combinam as propriedades de ambas fases, possuindo elevada resistência mecânica, boa tenacidade e ótima resistência a corrosão, inclusive em situações de fadiga e tensão.

Os elevados teores de cromo e molibdênio possibilitam a obtenção dessa microestrutura, além da inclusão de nitrogênio que, como soluto intersticial, melhora as propriedades mecânicas.

Porém, essa composição química favorece a estabilidade da fase sigma σ , possibilitando o surgimento de outras fases, como a fase chi χ ($\text{Fe}_3\text{Cr}_{18}\text{Mo}_4$). A Figura 4

mostra as curvas TTT (tempo, temperatura, transformação) esquemáticas dos possíveis precipitados em aços inoxidáveis duplex e o efeito dos elementos de liga sobre a precipitação dessas fases.

Figura 4 - Efeitos dos elementos de liga na precipitação das fases em aços duplex.



Fonte: Colpaert (2008).

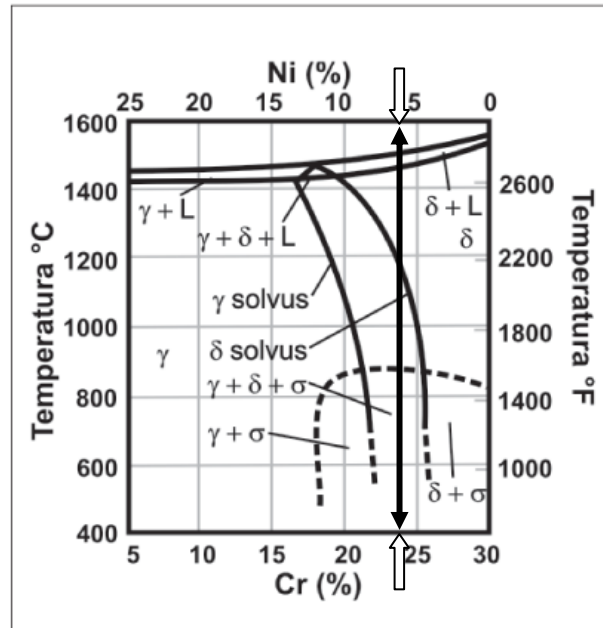
3.4.1 Microestrutura dos Aços Inoxidáveis Duplex

Nota-se que para a obtenção das frações de austenita e ferrita, é crítico o equilíbrio entre a composição química e a temperatura de tratamento térmico, principalmente para se garantir a completa solubilização dos precipitados.

Ramírez-Londoño (2001), define que a microestrutura de um aço inoxidável duplex é, comumente, composta de lamelas alternadas de ferrita e austenita, com diversos grãos.

Na Figura 5 é apresentado um diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni, com a composição de ferro fixada em 70%. Observa-se que um aço inoxidável duplex com composição aproximada de 6%pNi e 24%pCr, começa com uma solidificação completamente ferrítica, à medida que o resfriamento promove a transformação de parte da ferrita em austenita. Ao final do resfriamento, à temperatura ambiente, é obtida a microestrutura bifásica de austenita e ferrita.

Figura 5 - Diagrama pseudo-binário Fe-Ni-Cr.

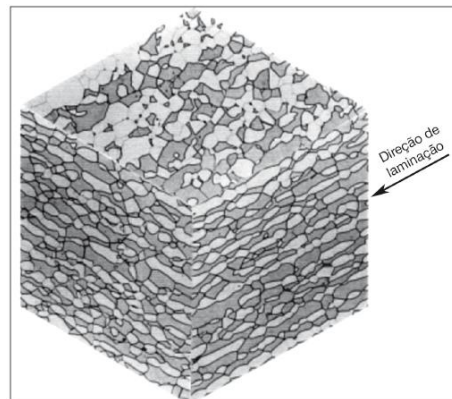


Fonte: Adaptado de Ramírez-Londoño (2001).

Os aços inoxidáveis duplex são laminados na região bifásica $\alpha + \gamma$, entre 1000°C e 1200°C, onde o limite inferior da temperatura de trabalho a quente é limitado pela precipitação das fases intermetálicas. É feito então um tratamento térmico de solubilização entre 1050°C e 1150°C e, em seguida, um resfriamento rápido até a temperatura ambiente (Ramírez-Londoño, 2001).

A Figura 6 apresenta a microestrutura de uma chapa do aço UNS S31803 laminada e solubilizada a 1050°C por 30 minutos. Pode-se observar a ferrita na cor escura, as ilhas de austenita na cor clara e a direção de laminação.

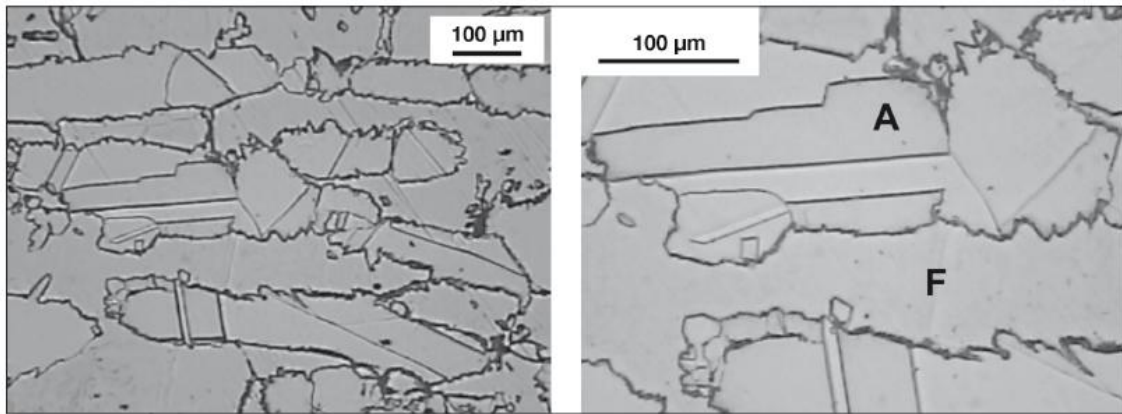
Figura 6 - Microestrutura do Aço duplex UNS S31803 laminado.



Fonte: Colpaert (2008).

Na Figura 7, é apresentada uma barra forjada de aço UNS S 32750 resfriado ao ar a partir de 1000°C. Como a austenita é maclada, sua identificação é facilitada. O aspecto serrilhado dos contornos de grão se deve à interrupção da recristalização e do crescimento dos grãos devido ao resfriamento ao ar. A letra A representa a austenita e F a ferrita.

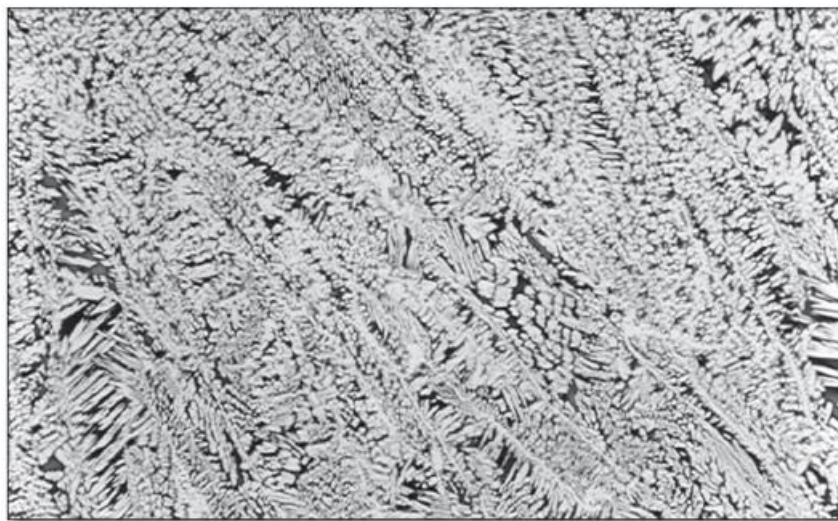
Figura 7 - Microestrutura do aço duplex UNS S32750 forjado.



Fonte: Colpaert (2008).

Em aços fundidos, as microestruturas dos aços duplex contemplam desvios de equilíbrio, comuns em processos de fundição, como mostrado na Figura 8, que apresenta a micrografia de um aço duplex fundido ASTM A890/A890M. Nota-se a austenita na cor clara e formato dendrítico e a ferrita na cor escura em posições interdendríticas.

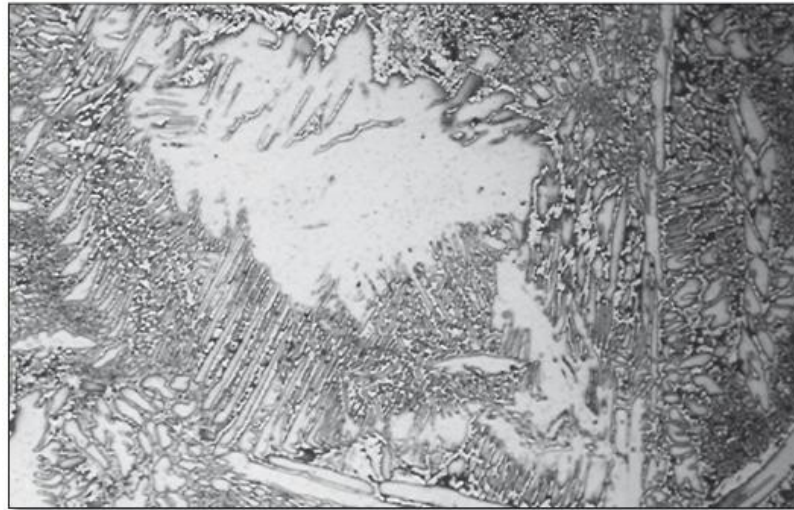
Figura 8 - Microestrutura do aço duplex ASTM A890/A890M.



Fonte: Colpaert (2008).

Na Figura 9 é mostrado um aço duplex fundido ASTM A890/A890M tratado a 960°C seguido de resfriamento rápido. A austenita está na cor clara e a ferrita na escura. Nessa temperatura a ferrita se decompõe em austenita e fase σ , por isso há austenita em dimensões maiores e também em porções mais finas, que foram formadas a partir da ferrita.

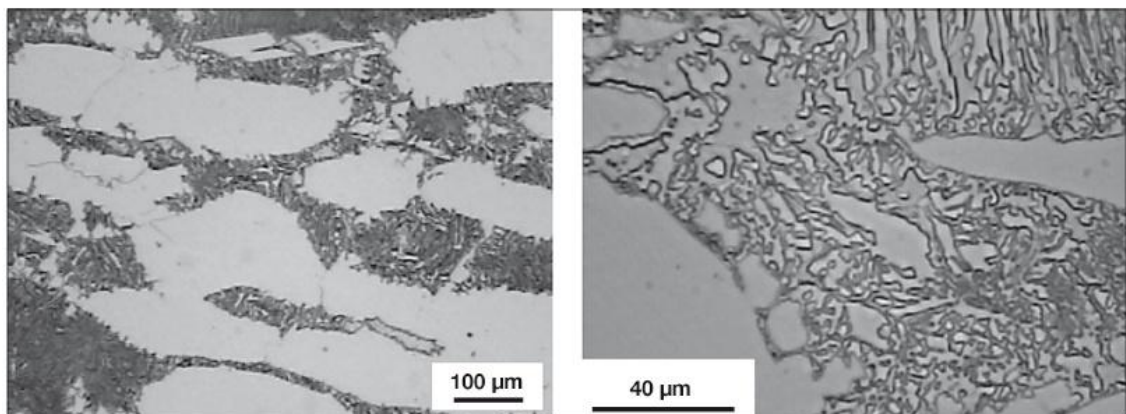
Figura 9 - Microestrutura do aço duplex ASTM A890/A890M resfriado.



Fonte: Colpaert (2008).

Tais processos também ocorrem em forjados e laminados, como mostra a Figura 10, em um aço duplex UNS S32750 tratado a 750°C durante 12h, onde houve total transformação da ferrita delta em fase σ e austenita. Os grãos maiores são austenita e os grãos adjacentes e contornos de grãos são as fases σ e a austenita formadas pela decomposição da ferrita delta.

Figura 10 - Microestrutura do aço duplex UNS S32750.



Fonte: Colpaert (2008).

3.4.2. Precipitação de fases nos Aços Inoxidáveis Duplex soldados

De acordo com Crespo (2014), usualmente, o nitrogênio permanece dissolvido na austenita. Porém, ao aquecer o material a temperaturas superiores a 1300°C pode ocorrer a dissolução de parte deste nitrogênio na ferrita. Se o material for resfriado rapidamente, de modo a limitar o retorno desse elemento para a austenita, precipitados de nitreto de cromo são formados na ferrita.

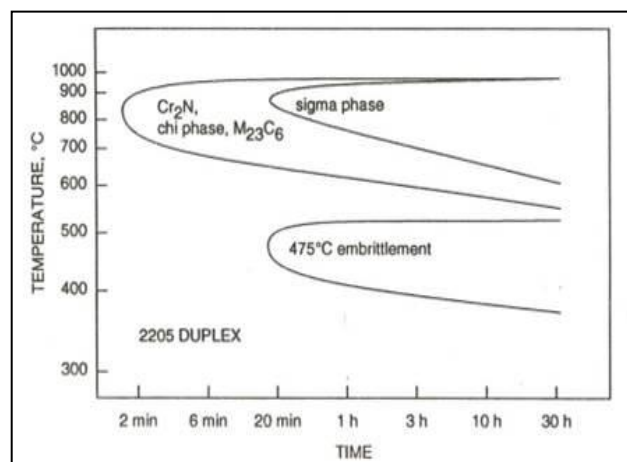
Crespo (2014), ainda afirma que os aços inoxidáveis duplex podem ser fragilizados pela precipitação de outras fases, como explicado a seguir:

- Fase α' (Fragilização a 475°C): Segundo Fontes (2009), essa é uma fase de estrutura CCC (cúbica de corpo centrado), que contém principalmente cromo e ferro, porém é mais rica em cromo do que em ferro. Responsável pelo fenômeno da fragilização que ocorre em aços inoxidáveis ferríticos e duplex na faixa de 270 a 550°C, foi nomeado fragilização a 475°C, devido ao efeito pronunciado a esta temperatura. Por apresentar tamanhos na faixa de 20 a 200 angstroms, pouco contraste e similaridade estrutural com a matriz ferrítica, a fase alfa linha é difícil de ser observada mediante o uso de microscopia óptica e eletrônica.
- Fase sigma (σ): Para Yonekubo (2010), a precipitação da fase σ ocorre em aços do tipo austenítico, ferrítico e duplex, tendo efeito negativo na tenacidade e na resistência a corrosão. A fase sigma é intermetálica, composta de Fe-Cr-Mo, não apresentando características magnéticas, sendo dura e frágil, e geralmente formada rapidamente entre 600 e 950°C. Sua presença provoca perda de tenacidade e resulta em uma matriz pobre de cromo e molibdênio, ocorrendo predominantemente nos contornos de grãos, especialmente em pontos triplos. A velocidade com que ocorre a formação deste composto intermetálico depende da composição do aço e aumenta com o aumento do teor de cromo e molibdênio. No aço inoxidável duplex pode consumir toda a estrutura ferrítica em poucas horas sendo que a precipitação se inicia na interface α - γ e depois avança para dentro dos grãos de ferrita. A adição de alumínio e nióbio retarda a precipitação da fase σ .

- Fase chi (χ): A fase χ se forma preferencialmente nos contornos δ/γ , entre 750 e 950°C, após períodos de tempo menores que os associados com as fases anteriores. Esta fase contém molibdênio, elemento que provoca a sua formação e está presente em praticamente todos os aços inoxidáveis duplex. É uma fase dura e frágil, e assim como a fase sigma pode comprometer tanto a resistência a corrosão como a tenacidade (Crespo, 2014).
- Carbonetos e nitretos: A fragilização pela precipitação de carbonetos pode ocorrer em aços duplex com teor mais elevados de carbono abaixo de 950°C, sendo do tipo $M_{23}C_6$. Os carbonetos tendem a formar uma rede em torno dos grãos de austenita, nas interfaces ferrita/austenita ou nas interfaces α/α ou γ/γ , o que pode levar a falha ao se aplicar tensão no material. Quando em temperaturas elevadas (entre 950 e 1050°C) precipitam preferencialmente nas interfaces ferrita/austenita, do tipo M_7C_3 . O nitreto precipita na forma M_2N , entre 400 e 800°C, nos grãos de ferrita (Crespo, 2014).

Crespo (2014) ressalta que devido ao tempo de precipitação relativamente elevado, os três primeiros mecanismos de fragilização indicados não ocorrem, em geral, durante a soldagem. Porém, essas fases podem surgir em componentes que trabalham em temperaturas elevadas, ciclos térmicos de soldagem ou de tratamentos térmicos. Por isso, as aplicações de aços inoxidáveis duplex são limitadas a temperaturas de trabalho abaixo de 250°C. A Figura 11 apresenta, esquematicamente, uma curva TTP (tempo-temperatura-precipitação) para o aço inoxidável duplex UNS S 32205.

Figura 11 - Diagrama de tempo-temperatura-precipitação do aço duplex UNS S 32205.



Fonte: Sedriks (1996).

3.4.3 Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis Duplex

Taniguchi (1982) afirma que a soldabilidade dos aços inoxidáveis se difere muito dos aços comuns ou de baixa liga. Os principais processos de soldagem utilizados são a soldagem TIG e MIG, podendo também aplicar a soldagem por arco submerso, por feixe de elétrons e por resistência.

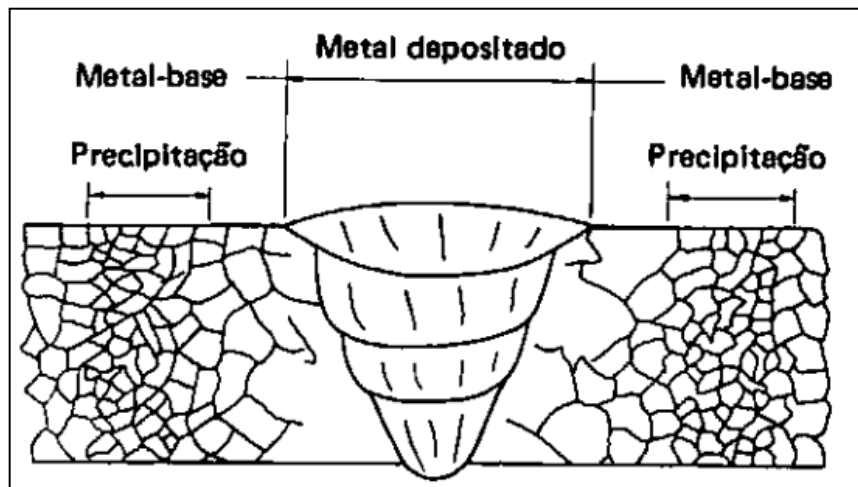
Devido aos altos teores de diferentes elementos de liga, a soldagem se torna crítica devido ao surgimento de fases frágeis e a alteração de propriedades originais do metal base.

No caso de aços inoxidáveis martensíticos, exige-se cuidados especiais uma vez que o rápido ciclo de aquecimento e resfriamento gera uma estrutura martensítica dura e frágil, o que pode causar trincas. Uma forma de evitar esses problemas é pré aquecer a peça a ser soldada a uma temperatura entre 200 e 400°C e manter uma temperatura de 700 a 800°C após a soldagem (TANIGUCHI, 1982).

Nos aços inoxidáveis ferríticos, não há tendência de endurecimento da zona termicamente afetada. Porém, os grãos podem crescer demasiadamente, diminuindo a resistência do material. Além disso, durante o resfriamento de 600 para 400°C, pode ocorrer a fragilização do material. Portanto, deve-se pré aquecer a peça entre 70 e 100°C antes da soldagem para prevenir as trincas a frio. Após a solda, a junta deve ser resfriada rapidamente de 600°C para 400°C, para evitar a denominada "fragilização a 475°C" (Taniguchi, 1982).

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam a melhor solubilidade dentre os anteriores, porém se for realizado após a soldagem um resfriamento lento entre 680°C e 480°C, poderá ocorrer a precipitação de carboneto de cromo nos espaços intergranulares da matriz cristalina (Taniguchi, 1982). Na Figura 12 pode-se observar esse fenômeno, onde a precipitação é mais intensa em torno de 650°C.

Figura 12 - Precipitação na junta soldada.

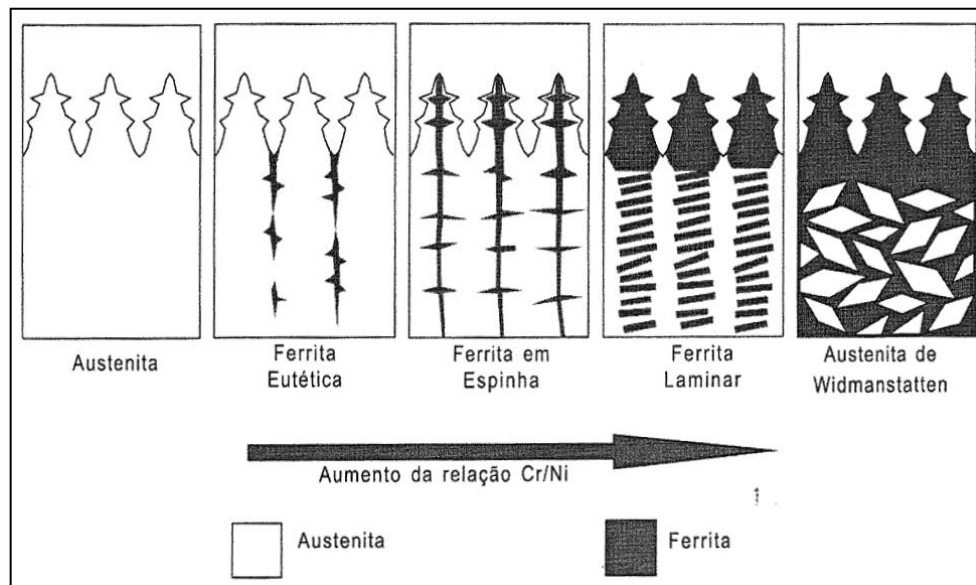


Fonte: Taniguchi (1982).

Os aços inoxidáveis duplex têm sido desenvolvidos no sentido de se obter uma boa soldabilidade. Quase todos processos de soldagem a arco convencionais podem ser aplicados para este material. A aplicação de processos com fonte de calor de alta densidade é limitada devido ao impedimento de formação da austenita devido as velocidades de resfriamento da junta. Para facilitar a formação de austenita na zona fundida utilizam-se metais de adição com teor de níquel entre 2,5 e 3,5%. Com essa adição e controlando a diluição, os teores de ferrita se mantêm em 50%. O gás utilizado com os processos que requerem proteção são baseados em argônio, podendo adicionar entre 1 e 10% de nitrogênio para aumentar seu teor na zona fundida, o que acarreta em uma maior formação de austenita, além de estabilizar o arco elétrico devido ao seu potencial de ionização (Ramírez-Londoño, 2001).

Segundo Modenesi (2001), em aços inoxidáveis, a zona fundida solidifica totalmente com ferrita primária em composições de relação Cr/Ni maiores que 1,95 enquanto que em relações menores que 1,5 a solidificação ocorre com austenita primária. As principais microestruturas encontradas, de acordo com a variação da relação Cr/Ni, são mostradas na Figura 13.

Figura 13 - Morfologias das fases na zona fundida.



Fonte: Taniguchi (1982).

3.4.4 Propriedades Físicas e Mecânicas dos Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex apresentam baixo coeficiente de expansão térmica e condutividade térmica maior que a dos aços inoxidáveis austeníticos, como pode-se observar na Tabela 2, que também mostra valores típicos de outras propriedades físicas.

Tabela 2 - Propriedades físicas dos aços inoxidáveis.

Tipo	Grau UNS	Temp. [°C]	Módulo Young [GPa]	Calor Específico [J/kg.K]	Condutividade Térmica [W/m.K]	Coeficiente de Expansão Térmica Linear	
						Temp. [°C]	10 ⁻⁶ /K
Ferrítico	S 43000 ⁽¹⁹⁾	20	205	480	22	20-100	10
	S 44700 ⁽¹⁹⁾	20	205	480	21	20-100	10
Austenítico	S 30400 ⁽¹⁹⁾	20	205	520	16	20-100	16
	S 08904 ⁽¹⁹⁾	20	205	544	15	20-100	16
Duplex	S 31803 ⁽³⁵⁾	20	200	450	17	20-100	13,5
		100	190	450	18		
		200	180	500	19		
		300	170	550	20		
	S 32550 ⁽³⁶⁾	20	200	450	17	20-300	14
		100	190	450	18		
		200	180	530	19		
		200	180	530	19		
	S 32750 ⁽¹⁶⁾	20	200	470	16	20-100	13
		100	190	-	17		
		200	180	-	19		
		300	170	-	20		
		400	160	-	21	20-400	14,5

Fonte: Ramírez-Londoño (2001).

A Tabela 3 apresenta as propriedades mecânicas de alguns aços inoxidáveis. Nota-se que o limite de escoamento dos aços duplex chega ao dobro dos austeníticos, mantendo-se uma tenacidade razoável.

Tabela 3 - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis

Tipo	Grau UNS	Limite de Escoamento [MN/m ²]	Limite de Resistência [MN/m ²]	Alongamento [%]	Energia Absorvida no Ensaio Charpy V ^(a) [J]	Resistência à Fadiga ^(b) [MN/m ²]
Austeníticos	S 30400	210	515-690	45	>300	120 ± 120
Ferríticos	S 43000	205	450	20	-	-
Duplex	S 32304	400	600-820	25	300	245 ± 245
	S 31803	450	680-880	25	250	285 ± 285
	S 32750	550	800-1000	25	230	300 ± 300

Fonte: Ramírez-Londoño (2001).

Essas propriedades dependem do balanceamento das fases, que, como mostrado anteriormente, dependem da velocidade de resfriamento e do tempo de tratamento térmico do aço, onde poderiam ocorrer precipitações e, conseqüentemente, fragilização do material.

De acordo com Ramírez-Londoño (2001), a fragilização dos aços inoxidáveis duplex podem ser divididas em dois grupos, como se segue:

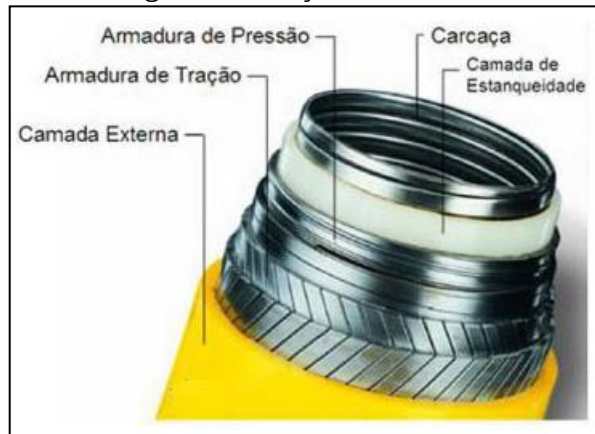
- Fragilização em baixa temperatura, entre 300 a 500°C, que está associada à utilização em serviço, limitando, dessa forma, a temperatura máxima de aplicação desses aços.
- Fragilização em alta temperatura, que ocorre entre 600 e 1000°C, onde se precipitam diversas fases metálicas, originária durante processos de soldagem ou tratamento térmico pós-soldagem.

3.4.5 Aços Inoxidáveis Duplex na Indústria de Petróleo e Gás

Existe ampla utilização desse material nas indústrias do petróleo e do gás natural, principalmente em plataformas marítimas, onde se necessita de alta resistência mecânica e à corrosão, com boa soldabilidade e tenacidade à fratura. Podem ser aplicados na tubulações sobre a superfície do mar ou nas longas e delgadas tubulações que levam o óleo e o gás do poço no fundo do mar até a plataforma, conhecidas como *risers*, que estão suscetíveis à

corrosão e às vibrações provocadas pelas correntezas submarinas. Na Figura 14 é mostrada a seção de um *riser* flexível com seus respectivos componentes estruturais.

Figura 14 - Seção de um riser



Fonte: Martins et al. (2011)

Os aços inoxidáveis duplex são frequentemente aplicados em evaporadores de água e tubos de circuitos hidráulicos e também podem ser aplicados nas indústrias de geração de energia, na indústria de papel e celulose, tanques para transporte de corrosivos e químicas em geral (RAMÍREZ-LONDOÑO, 2001).

3.5 Processos de Soldagem

Taniguchi (1982) define soldagem como o processo metalúrgico de união de metais ou de suas ligas, de modo que a união se dá em estado fundido ou pastoso. Tal definição implica que na soldagem deve-se utilizar energia térmica.

Segundo Brandi (1992), dá-se o nome de soldagem ao processo de união entre duas partes metálicas usando uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão, sendo a solda o resultado desse processo.

O mesmo autor define ainda que qualquer processo de soldagem deve obedecer alguns requisitos, como gerar uma quantidade de energia adequada, minimizar as contaminações da união, seja por impurezas ou pelo ar atmosférico, e permitir o controle das transformações de fase que ocorrem durante o aquecimento e o resfriamento dos materiais a serem unidos.

Pode-se classificar os processos de soldagem pelo tipo de fonte de energia ou pelo modo como se dará a união dos materiais.

A Tabela 4 apresenta os principais tipos de soldagem de acordo com a fonte de energia e o tipo de proteção.

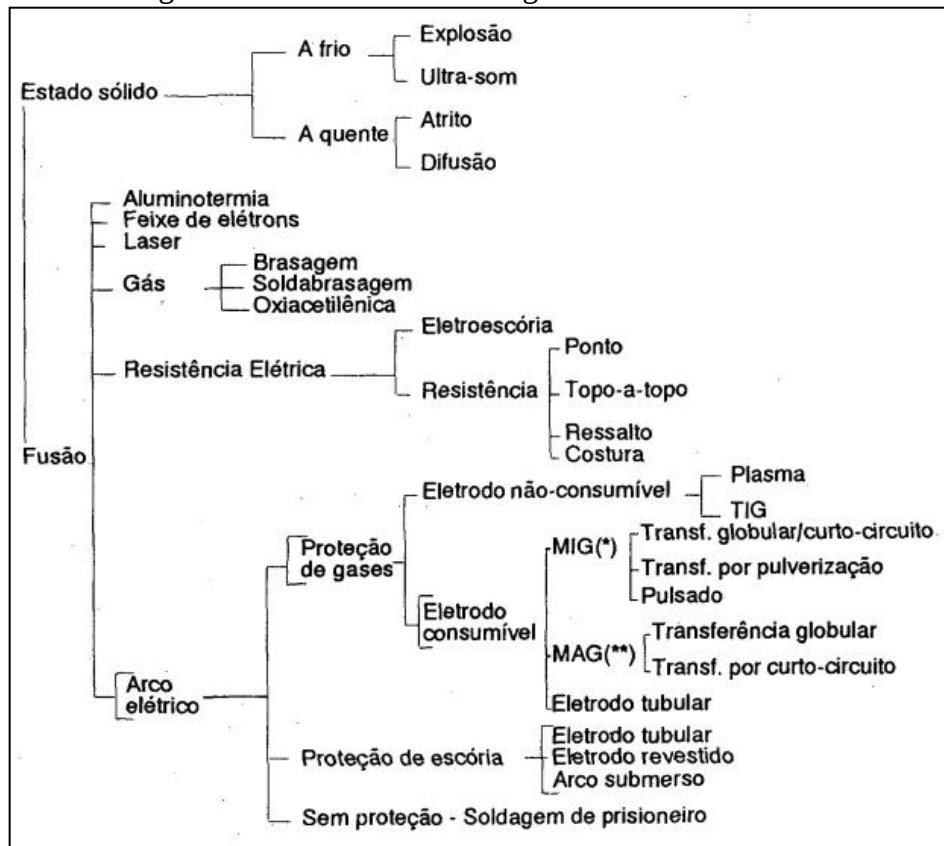
Tabela 4 - Classificação dos processos de soldagem

Fonte de Energia		Tipo de proteção				
		Vácuo	Gás inerte	Gás	Fluxo (escória)	Sem proteção
Mecânica					N	Explosão Atrito Ultra-som
Química	Chama	N		Oxiacetilênica		
	Reação exotérmica	N			Aluminotermia	
Elétrica	Resistência elétrica		N	N	N	Eletroescória
	Arco elétrico	Eletrodo consumível	N	MIG	Eletrodo tubular	
					MAG	Eletrodo revestido
		Eletrodo não consumível	N	TIG	Arco submerso	Soldagem de prisioneiros
Energia radiante	Eletromagnética			Laser		N
	Partículas		Feixe de elétrons		N	N

Fonte: Brandi (1992).

A Figura 15 mostra a classificação de acordo com a natureza da união.

Figura 15 - Processos de soldagem e natureza da união



Fonte: Brandi (1992).

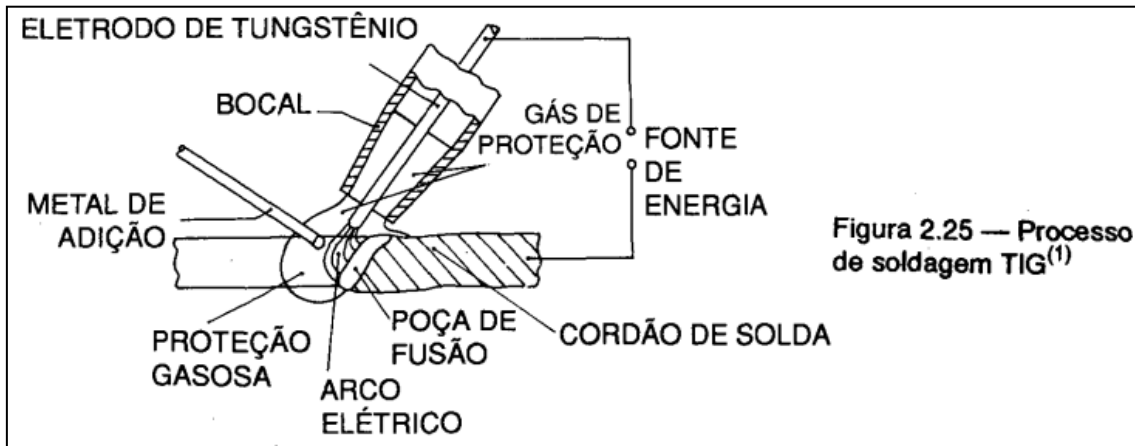
3.6 Processo de soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)

O processo de soldagem GTAW, também conhecido como TIG, utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre a peça a ser soldada e um eletrodo de tungstênio, enquanto o arco é protegido pelo fluxo de um gás inerte. Essa soldagem pode ser realizada com ou sem material de adição, sendo, neste último caso, denominada soldagem autógena (Brandi 1992). A soldagem autógena é comumente realizada em chapas mais finas (TANIGUCHI, 1982).

A soldagem TIG pode ser manual, onde a adição de material na poça de fusão é feita manualmente, e semi-automatizada ou automatizada, onde o arame de enchimento é adicionado por um alimentador mecanizado (TANIGUCHI, 1982).

A Figura 16 mostra um esquema do processo de soldagem TIG.

Figura 16 - Processo de Soldagem TIG

Figura 2.25 — Processo de soldagem TIG⁽¹⁾

Fonte: Brandi (1992).

O desenvolvimento da soldagem TIG ocorreu devido à necessidade de disponibilidade de processos eficientes de soldagem para materiais difíceis de soldar, como o alumínio e magnésio, principalmente, na indústria da aviação no começo da Segunda Grande Guerra Mundial. Em princípio utilizava-se gás hélio e corrente contínua, devido a dificuldade de estabilização do arco (BRANDI, 1992).

De acordo com Taniguchi (1982), devido ao metal de adição ser introduzido diretamente na poça de fusão, pode-se obter a penetração desejada no metal base, o que permite que a soldagem TIG possa ser aplicada em diversos materiais, dos mais leves aos mais pesados. Dessa forma, a zona de solda apresenta excelentes qualidades. Em contrapartida, a eficiência da soldagem é inferior ao processo MIG, por exemplo, e possui um custo relativamente alto.

De maneira geral, o processo TIG produz soldas de alta qualidade e pode ser utilizado na maioria dos materiais, mantendo uma fonte de calor concentrada. Suas limitações são a baixa taxa de deposição, impossibilidade de soldagem em locais com fluxo de ar contínuo e emissão intensa de radiação ultravioleta, além de seu custo de operação elevado.

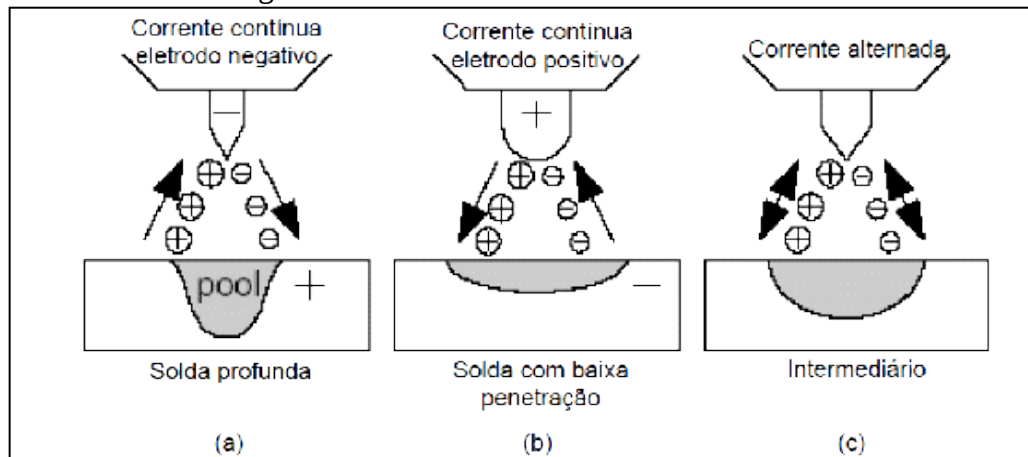
As principais aplicações do processo estão na indústria química e de petróleo, na soldagem de 1º passo nas tubulações de aços liga, aços inoxidáveis e ligas de níquel; em equipamentos de alumínio, titânio e ligas de níquel; soldagem de tubos de trocadores de calor; tubulações em geral que requerem alta qualidade de solda.

3.6.1 Equipamentos para soldagem GTAW

De acordo com Brandi (1992) e Taniguchi (1982), os equipamentos básicos para uma soldagem TIG manual são:

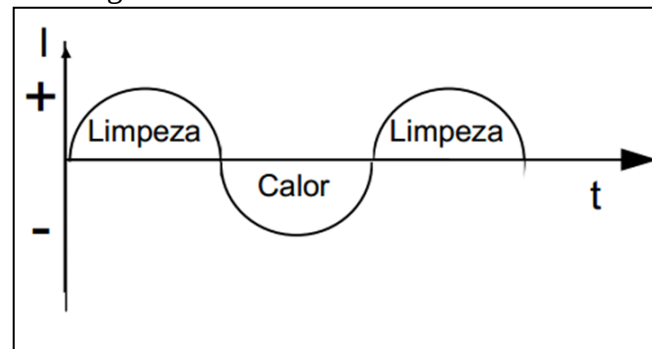
- a) Fonte de energia: pode ser de corrente alternada ou contínua com polaridade direta ou inversa, e deve possuir a adaptação de um pedal, para que o soldador controle a corrente, evitando-se assim o rechupe que se forma na cratera no final da soldagem. Além disso o arco pode ser pulsado em uma frequência determinada de acordo com a necessidade da soldagem. Na Figura 17 é mostrado o efeito da polaridade na penetração de soldagem, onde nota-se que:
 - Na solda com eletrodo negativo (polaridade direta), a penetração é maior, formando uma poça de fusão mais profunda devido ao bombardeamento direto de elétrons sobre a peça. Esse processo também evita o aquecimento do eletrodo.
 - Na solda com eletrodo positivo (polaridade inversa), os elétrons se dirigem no sentido da peça para o eletrodo, promovendo o aquecimento do mesmo, formando uma poça de fusão com menor profundidade e promovendo uma limpeza catódica. Quando utiliza-se argônio nesse processo, ocorre um fenômeno denominado ação de dispersão de camada de óxidos, o que torna a junta limpa e brilhante após a solda.
 - Quando se utiliza corrente alternada, as características descritas anteriormente são combinadas promovendo uma penetração intermediária. Na Figura 18, é apresentado um gráfico esquemático que mostra a variação da corrente alternada e seus efeitos de limpeza catódica e transmissão de calor à junta em função do tempo.

Figura 17 - Efeitos da Polaridade do Eletrodo



Fonte: Adaptado de Taniguchi (1992).

Figura 18 - Efeitos da corrente alternada



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 5 mostra as aplicações recomendadas de cada polaridade.

Tabela 5 - Polaridades e aplicações

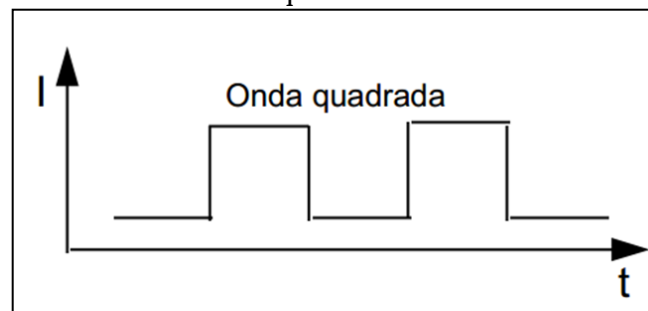
<i>Metal</i>	<i>Corrente Alternada com Alta Frequência</i>	<i>Corrente Contínua Polaridade Direta</i>	<i>Corrente Contínua Polaridade Inversa</i>
Aço	Limitada	Adequada	–
Aço inoxidável	Limitada	Adequada	–
Ferro fundido	Limitada	Adequada	–
Alumínio e suas ligas	Adequada	–	Possível para chapas finas
Magnésio e suas ligas	Adequada	–	Possível para chapas finas
Cobre e suas ligas	Limitada	Adequada	–
Bronze alumínio	Adequada	Limitada	–

Fonte: Taniguchi (1982).

- O processo TIG também pode ser pulsante, onde é normalmente usado em corrente contínua e eletrodo negativo. Um baixo nível de "corrente

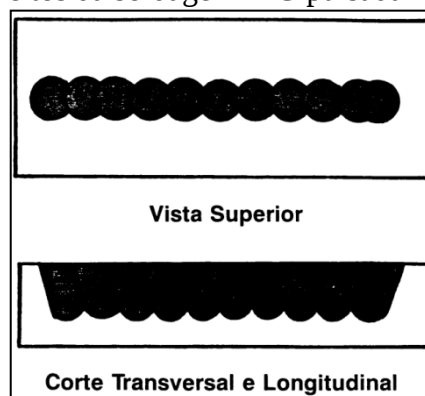
de fundo" proporciona um arco piloto. Sobre esta corrente de fundo são superpostos pulsos de alta corrente, usualmente em taxas de 1 a 10 pulsos por segundo. A corrente de fundo mantém o arco durante as condições sem pulsação. O modo pulsado de operação produz distorção reduzida, redução do calor gerado, melhoria nas tolerâncias para preparação da junta e na facilidade de operação. A Figura 19 mostra a variação da corrente em função do tempo na solda TIG pulsante de onda quadrada, enquanto a Figura 20 mostra o efeito na junta soldada.

Figura 19 - Variação da corrente em função do tempo na soldagem TIG pulsante de onda quadrada



Fonte: Próprio autor.

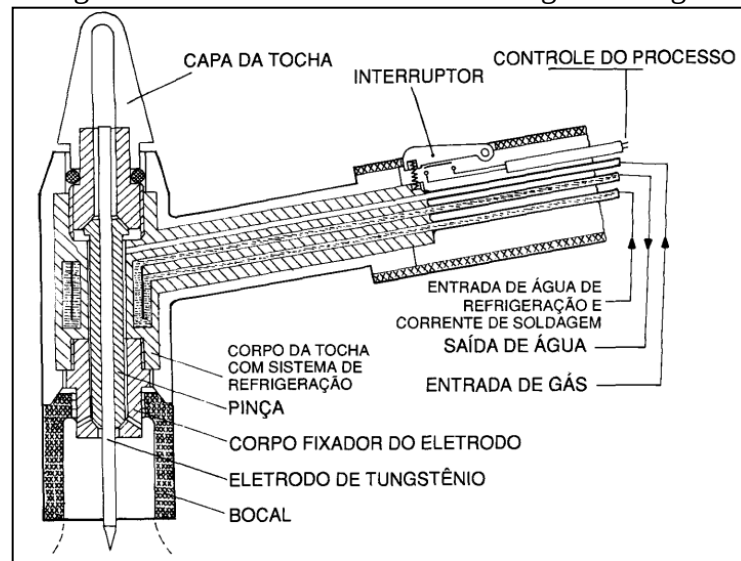
Figura 20 - Efeitos da soldagem TIG pulsada na junta soldada



Fonte: Próprio autor.

- b) Unidade de alta frequência: é fundamental para solda em corrente alternada.
- c) Sistema de refrigeração: que pode utilizar água em circuito fechado em uma tocha, como mostra a Figura 21.

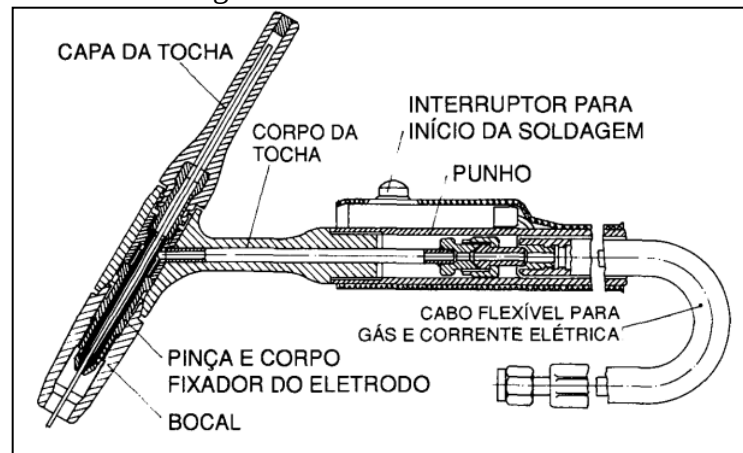
Figura 21 - Tocha automatizada e refrigerada a água



Fonte: Taniguchi (1992).

- d) Reservatório do gás para soldagem, com reguladores de pressão e vazão: gás utilizado pode ser argônio, hélio ou uma de suas misturas de acordo com as características desejadas. O Argônio promove uma baixa tensão no arco, maior facilidade para sua abertura, maior ação de limpeza com menor penetração, sendo muito utilizado para chapas mais finas, além de ser mais barato. O Hélio tem características opostas, sendo adequado à soldagem de materiais com condutividade térmica elevada e chapas mais grossas. A vazão de gás é baseada no movimento do ar, no tamanho do bocal e na dimensão da poça. O ponto mínimo é determinado pela necessidade de manutenção de uma corrente firme do gás, enquanto vazões excessivas causam turbulência que pode aspirar contaminantes da atmosfera.
- e) Tocha TIG: como a da Figura 21 ou da Figura 22, que é resfriada a ar. Observa-se que na tocha é onde está fixado o eletrodo de tungstênio e o bocal que direciona o fluxo gasoso adequadamente. As descrições desses elementos estão à seguir.

Figura 22 - Tocha TIG comum



Fonte: Taniguchi (1992).

- O eletrodo de tungstênio é utilizado por suportar altas temperaturas, com um mínimo de fusão e eletro-erosão, ser excelente condutor de elétrons e ter altíssima elasticidade. O seu ponto de fusão, é por volta de 3422°C , o mais alto dentre os metais conhecidos. Ele pode conter outros óxidos em sua composição para facilitar a abertura do arco, aumentar sua estabilidade, aumentar a capacidade da corrente passar pelo eletrodo, reduzir riscos de contaminação na solda e aumentar a vida útil do eletrodo. Os óxidos metálicos usualmente utilizados são: zircônio, tório, lantânio, irídio e cério.
- O objetivo da utilização dos bocais é produzir um fluxo laminar do gás de proteção. Eles podem ser fabricados de materiais cerâmicos, metais, metais revestidos com cerâmicos, quartzo fundido ou outros materiais. Bocais metálicos tem vida útil mais longa e são usados principalmente em processos automatizados. Os aspectos mais importantes são suas dimensões e perfis. Eles devem ser largos o suficiente para prover cobertura da área de soldagem pelo gás e devem estar de acordo com o volume e a densidade necessária do gás no processo. Quando o ambiente for sujeito a ventos cruzados, deve-se introduzir telas de proteção, ao invés de aumentar a vazão do gás, o que além de mais oneroso pode levar ao problema da turbulência. A Figura 23 mostra exemplos de bocais.

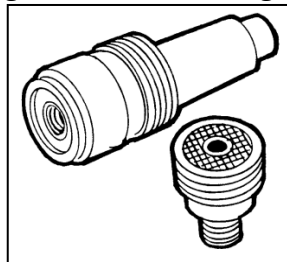
Figura 23 - Exemplos de bocais



Fonte: Próprio autor.

- Outro recurso utilizado na melhoria do fluxo são as lentes de gases, que asseguram um fluxo laminar do gás de proteção, através de sua estrutura porosa que é fixada ao redor do eletrodo. Permitem ao operador trabalhar com a extremidade da tocha a uma maior distância da peça, auxiliando na visualização e facilitando o trabalho em locais de difícil acesso para a tocha, como cantos. Na Figura 24 é mostrado um exemplo de lentes de gases.

Figura 24 - Lentes de gases



Fonte: Próprio autor.

3.6.2 Metalurgia da soldagem GTAW

De acordo com Brandi (1992), para se obter o balanço de energia na soldagem, costuma-se trabalhar com uma grandeza denominada aporte de calor ou aporte de energia, que correlaciona a quantidade de energia disponível para soldagem com a velocidade de avanço da fonte de valor, ou seja, do eletrodo. O aporte térmico H_t é dado pela relação mostrada na Equação 1.

Equação 1 – Aporte térmico

$$AT = \eta \times \frac{V \times I}{v_s}$$

Onde η é a eficiência do arco, ou seja, a proporção de calor que efetivamente é transmitida a peça, V é a tensão do arco, I é a corrente de soldagem e v_s é a velocidade de avanço.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material

O metal base utilizado neste estudo foi o aço inoxidável duplex UNS S 32205 na forma de chapas com 3,0 mm de espessura. O UNS S32205 (anteriormente UNS S31803) é o AID mais amplamente utilizado no mercado. Este material supera o desempenho do aço inoxidável AISI 316L na maioria das aplicações. A composição química do metal base recebido de fábrica é mostrada na Tabela 6.

Tabela 6 - Composição química do aço inoxidável duplex UNS S 32205 (% em peso)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
0,019	0,39	1,51	0,022	0,002	22,45	5,50	3,12	0,169

Fonte: Próprio autor.

4.2 Equipamento de soldagem

A fonte de energia empregada para o processo de soldagem GTAW foi uma fonte retificadora multiprocesso, modelo Invertec V300I, da Lincoln Electric, com corrente máxima de 300 A. O processo de soldagem foi automatizado através de uma “tartaruga” de oxi-corte, conforme mostra a Figura 25.

Figura 25 - Sistema de soldagem GTAW automatizado



Fonte: Unesp (2012).

4.3 Procedimento de soldagem

Para avaliar a influência do aporte térmico nas características do cordão de solda, as juntas foram soldadas na condição "*bead on plate*" autógena. As soldagens foram realizadas com eletrodo de tungstênio AWS EWTh2 com 3,0 mm de diâmetro, ângulo de 90° e velocidade de soldagem variando de 200 a 500 mm/min. A corrente de soldagem, tipo CCPD, variou de 100 a 120A. Considerou-se 75% de eficiência para o aporte térmico. As amostras foram soldadas em uma atmosfera de gás argônio utilizando-se um fluxo de 12 L/min. A Tabela 7 mostra as condições de soldagem analisadas no presente trabalho.

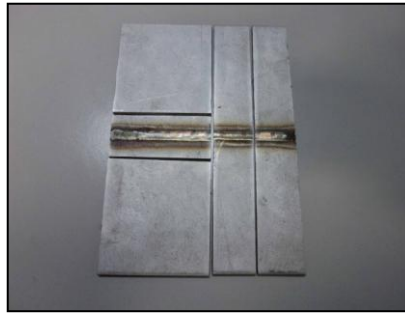
Tabela 7 - Parâmetros de soldagem.

Amostras	Tensão de soldagem [V]	Corrente de soldagem [A]	Velocidade de soldagem [mm/min]	Aporte térmico [J/mm]
CP01	29	100	500	261,00
CP02	29	100	400	326,25
CP03	29	120	400	391,50
CP04	29	100	300	435,00
CP05	29	120	300	522,00
CP06	29	100	200	652,50

Fonte: Próprio autor.

Após o processo de soldagem, as amostras foram cortadas para serem embutidas em resina e preparadas metalograficamente, para análise da seção transversal dos cordões de solda, através de lixamento e polimento. A Figura 26 mostra um cordão de solda.

Figura 26 - Cordão de solda.



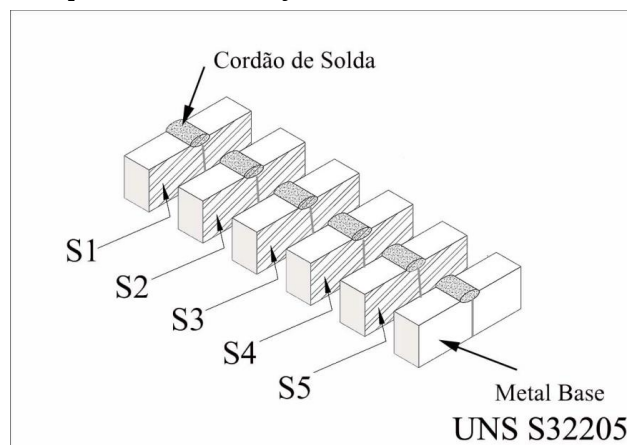
Fonte: Próprio autor.

4.4 Preparação e procedimentos metalográficos - UFMT/CUR

Após a realização do corte das chapas, os cordões de solda foram seccionados como mostra a Figura 27. A análise de cinco seções ao longo do comprimento de cada cordão de solda busca aferir a profundidade e a largura dos cordões em função do aporte térmico, além da variabilidade desses parâmetros ao longo de cada cordão.

Observe que ao longo deste trabalho, a nomenclatura CP01, por exemplo, refere-se as amostras do cordão de solda 01, com aporte térmico de 261,00 J/mm, enquanto CP02 refere-se as amostras do cordão de solda 02, com aporte térmico de 326,25 J/mm. As demais nomenclaturas seguem esta mesma lógica.

Figura 27 - Desenho esquemático das seções analisadas de um mesmo cordão de solda.



Fonte: Próprio autor.

As amostras para microscopia óptica e ensaios de dureza Vickers foram preparadas no Laboratório de Metalografia do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Mato Grosso - Campus Rondonópolis, de acordo com o seguinte procedimento:

1 – Embutimento a quente utilizando prensas de embutimento modelo EM30D, Marca Teclago, como a mostrada na Figura 28, e resina fenólica (baquelite) marca Teclago. O embutimento é realizado a fim de facilitar o manuseio da amostra, visto que suas dimensões reduzidas dificultam a sua manipulação.

2 – Após a realização do embutimento a quente, as amostras foram devidamente identificadas e em seguida lixadas. No processo de lixamento foram utilizadas lixas de carbeto de silício (SiC) com as seguintes granulometrias: 220, 400, 600 e 1200. A finalidade do lixamento é remover a deformação plástica produzida durante o corte da amostra e obter uma superfície plana e paralela. Neste processo foram utilizadas lixadeiras/politrizes modelo PL02E, Marca Teclago, como a apresentada na Figura 29.

3 – A etapa seguinte foi o polimento das amostras. O objetivo do polimento é retirar os riscos provocados pelo lixamento, fazendo com que a superfície da amostra fique isenta de riscos e tenha aspecto espelhado. Este procedimento foi realizado em três etapas:

- A. Polimento utilizando pasta de diamante com granulometria de 3 a 6 μm marca Steel Diamond, utilizando como lubrificante etanol. O pano de polimento utilizado foi da Marca Struers. Este polimento visa a retirada da maioria dos riscos oriundos do lixamento.
- B. Polimento utilizando pasta de diamante com granulometria de $\frac{1}{2}$ μm marca Steel Diamond, utilizando como lubrificante etanol. O pano de polimento utilizado foi da marca Struers. Este polimento visa retirar todos os riscos oriundos do lixamento e do polimento anterior.
- C. Polimento utilizando OP-S (sílica coloidal) da marca Struers. O pano de polimento utilizado foi da marca Struers. Este polimento visa retirar todos os riscos oriundos do lixamento e do polimento anterior. Após este procedimento a amostra se encontra espelhada.

4 – Em seguida foi feita a limpeza da amostra com detergente e água corrente.

5 – Ataque químico: este processo é utilizado para revelar a estrutura de um material por ataque sobre a superfície preparada utilizando solução química, que dissolve ou colore regiões distintas (fases ou constituintes). Para revelação da estrutura de cada um dos cordões

de solda estudados, foi utilizada a solução de ataque conhecida como Behara modificado, recomendada para aços inoxidáveis de composição entre 15 e 30% de cromo e 6 a 40% de níquel, de acordo com a Norma ASTM E407-07. A composição utilizada foi: 100 ml H_2O + 20 ml HCl + 0,4 g metabissulfito de potássio. O ataque foi feito submergindo as amostras no reagente durante 600 segundos, objetivando a obtenção de melhor contraste para o cálculo da fração das fases presentes no material via *software*.

6 – Após o ataque químico, foi feito um leve polimento para clareamento das zonas demasiadamente atacadas.

7 – As amostras foram limpas novamente com detergente e água corrente, e secas com álcool e um soprador térmico.

Figura 28 - Prensa de embutimento a quente Teclago EM30D



Fonte: Próprio autor.

Figura 29 - Lixadeira/politriz Teclago PL02E



Fonte: Próprio autor.

Figura 30- Microscópio Leica DM750M

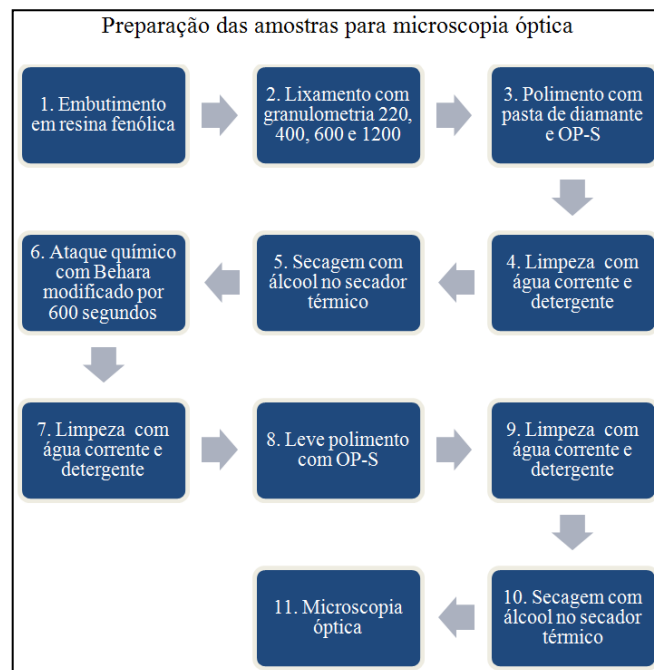


Fonte: Próprio autor.

Após a preparação metalográfica, a análise da microestrutura foi realizada mediante a observação e a obtenção das micrografias utilizando microscopia óptica. Para isso foi utilizado um microscópio óptico modelo DM750M, Marca Leica, com ampliações de até 1000x, mostrado na Figura 30.

Na Figura 31 é mostrada a sequência de procedimentos para realização da microscopia óptica.

Figura 31 - Sequência de preparação das amostras para microscopia óptica.

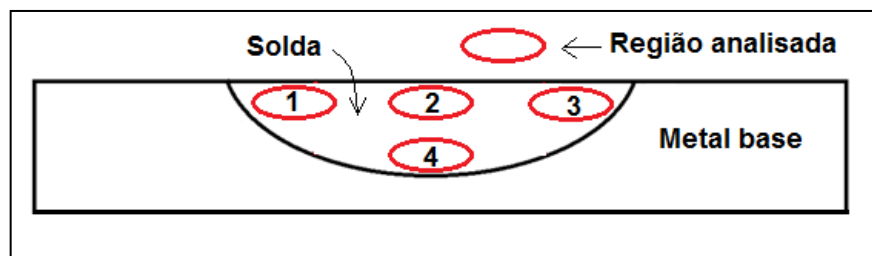


Fonte: Próprio autor.

As análises do balanço de ferrita/austenita no metal de solda e no metal de base foram efetuadas através de imagens obtidas por meio de uma câmera digital acoplada ao microscópio. O processamento das imagens foi realizado através do “Image J”, um *software* de edição de imagens de domínio público pautado na plataforma Java. Para a verificação dos valores percentuais das fases obtidos com o *software*, utilizou-se o método dos interceptos lineares, que consiste no uso de uma grade, com número total de pontos (cruzamentos das linhas) conhecido, sobreposta a imagem de uma micrografia de cada amostra. Em seguida, contou-se visualmente a quantidade de pontos que estavam "dentro" da fase caracterizada como austenita, considerando-se 1/2 quando o ponto se localiza na interface entre as duas fases.

Cada direção do metal base teve 5 regiões analisadas. Cada cordão do metal de solda teve 4 regiões analisadas na sua seção, sendo elas próximo da superfície, no centro e nas extremidades e perto da raiz de cada cordão, sendo estas regiões numeradas conforme mostra a Figura 32.

Figura 32 - Regiões analisadas



Fonte: Próprio autor.

As propriedades mecânicas dos metais de solda, das zonas termicamente afetadas e do metal base foram avaliadas através da realização de ensaios de microdureza Vickers. Cada impressão realizada nos ensaios foi efetuada com carga padrão 1,96 N e tempo de impressão de 10s. O uso desta carga tem o objetivo de promover melhor visualização para medição das diagonais das impressões e diminuir a probabilidade de realizar impressões em áreas tendenciosas com relação à proporção de fases. Essas impressões foram obtidas, para todos os casos, nas seções transversais de cada junta soldada, em uma direção paralela à da superfície da chapa.

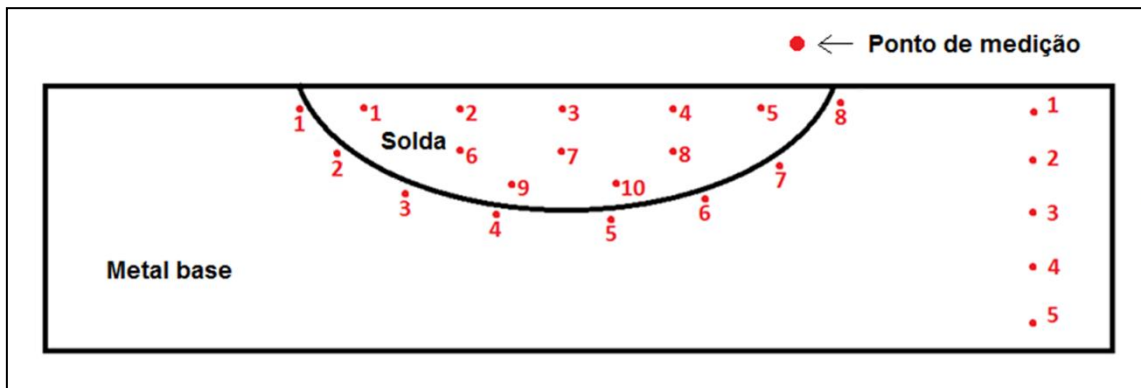
No metal de base foram realizadas 30 medidas, distribuídas ao longo da profundidade da chapa, sendo 5 em cada amostra. Em cada cordão de solda, foram realizadas 10 medidas no metal de solda e 8 medidas nas zonas termicamente afetadas, nas proximidades dos pontos mostrados e numerados na Figura 33.

Com o objetivo de evidenciar a diferença de dureza entre as fases, também foram realizadas medidas com carga de 0,245N e tempo de impressão de 10s em áreas com percentual de ferrita e austenita visivelmente maiores. Em cada cordão, foram feitas 5 medidas em cada fase presente, com carga de 0,245N, de modo que a impressão se restringisse a regiões com predominância de uma das fases.

Por fim, as durezas foram processadas, obtendo-se dados médios e de desvio padrão.

No metal de base foi investigada a variação da dureza entre superfície, centro e parte inferior da chapa. Nos metais de solda e zonas termicamente afetadas fez-se a análise da variação da dureza em relação ao aporte térmico. Também comparou-se os valores aos do metal base e analisou-se o esperado para esses valores em relação aos dados obtidos para os balanços de ferrita/austenita.

Figura 33 - Pontos de medição de dureza Vickers



Fonte: Próprio autor.

O microdurômetro utilizado para obtenção da dureza Vickers foi o modelo HV-1000, Marca Digimess, com ampliações de até 400x, mostrado na Figura 34.

Figura 34 - Microdurômetro Digimess HV-1000.



Fonte: Próprio autor.

4.5 Preparação e procedimentos metalográficos - UNESP/FEIS

No Laboratório de Materiais da Universidade Estadual Paulista - Campus Ilha Solteira, a revelação da estrutura de cada um dos cordões de solda estudados também foi realizada através de ataque com o reagente Behara modificado (100 ml H₂O + 20 ml HCl + 0,4 g metabissulfito de potássio).

As medidas de geometria (largura e profundidade) dos cordões de solda foram realizadas através de imagens obtidas a partir de um Estereomicroscópio. O processamento dessas imagens também foi realizado através do *software* “Image J”.

Em cada cordão analisou-se cinco imagens, sendo uma imagem em cada uma das cinco seções ao longo do comprimento de cada cordão. Com isso calculou-se largura e profundidade individuais de cada seção para cada cordão e médias e desvios padrões para cada cordão. Os resultados obtidos foram analisados buscando-se a variabilidade da geometria dos cordões ao longo de seu comprimento em função do aporte térmico.

Em seguida, foram analisadas as propriedades químicas do material utilizado e do processo de fabricação empregado. Através das técnicas de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura), com a utilização da técnica de EDS (Espectroscopia por Dispersão de Energia), fez-se um levantamento da composição química, tanto no metal base, em suas três direções de interesse (de laminação, normal e transversal), quanto nos metais de solda.

As amostras para a MEV foram submetidas às etapas de lixamento com granulometrias de 1500 e 2000, seguidas de polimento com alumina 0,3 µm. A limpeza das

amostras após o polimento, antes e depois do ataque químico foi feita através do aparelho de ultrassom da marca Thornton, com a amostra submersa em álcool durante 4 minutos, como mostrado na Figura 35.

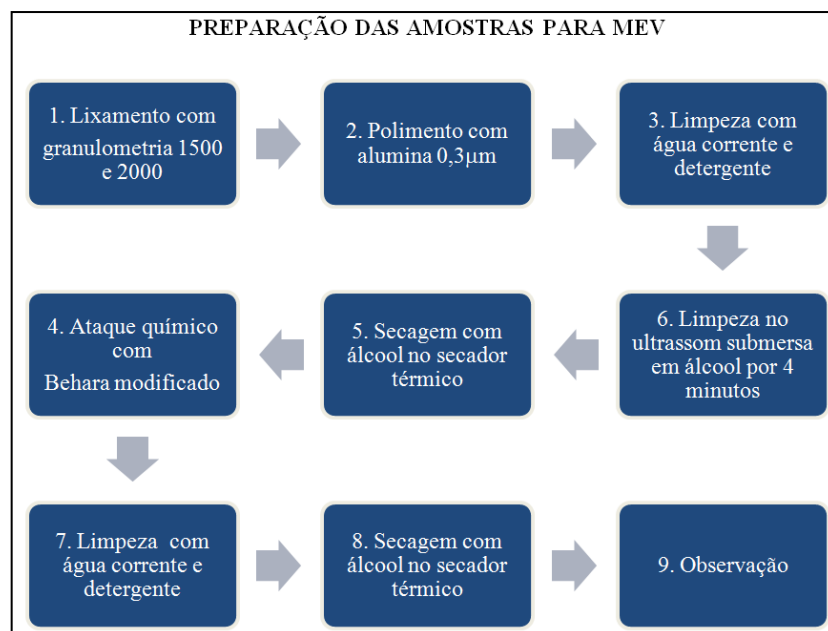
Figura 35 - Ultrassom



Fonte: Próprio autor.

As amostras para a MEV e EDS foram preparadas três vezes com o objetivo de observar qual tempo de ataque apresenta melhor contraste nas imagens. O ataque foi feito submergindo e agitando manualmente as amostras no reagente Behara modificado durante 10, 30 e 600 segundos, sempre retornando à etapa de polimento após a obtenção das imagens entre cada ataque. Na Figura 36 é mostrada a sequência de preparação das amostras.

Figura 36 - Sequência de preparação das amostras para MEV.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 37 mostra a fixação das amostras no Microscópio Eletrônico de Varredura utilizado, da marca Zeiss, modelo EVO LS15, instalado no Laboratório Multiusuário da UNESP de Ilha Solteira.

Por fim, realizou-se um difratograma da medida de raios X do metal base como recebido, com o intuito da comprovação de que apenas as fases ferrita e austenita faziam parte de sua composição quando recebido de fábrica, garantindo que todos os parâmetros se devessem exclusivamente ao processo de soldagem.

Figura 37 - Microscópio Eletrônico de Varredura



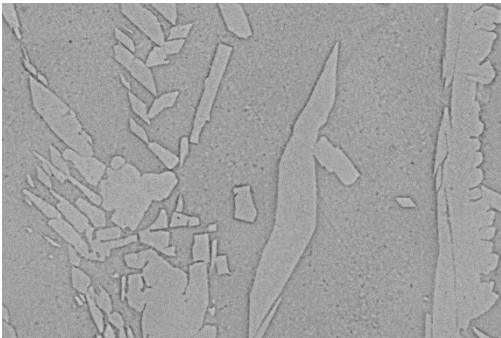
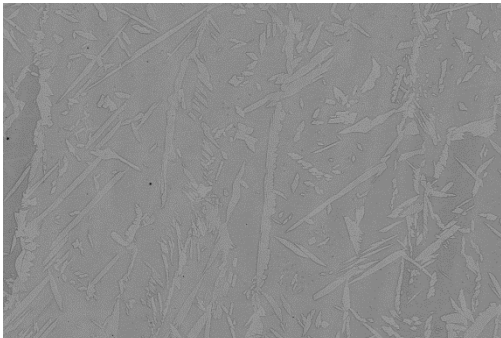
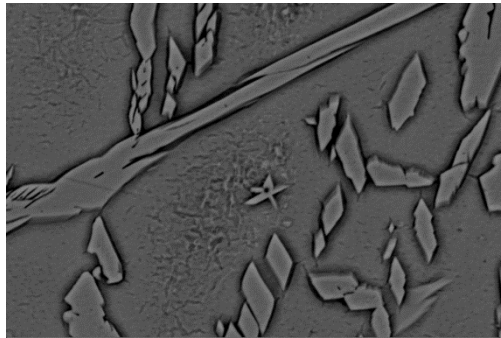
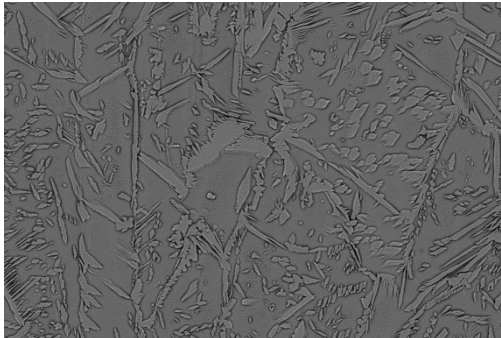
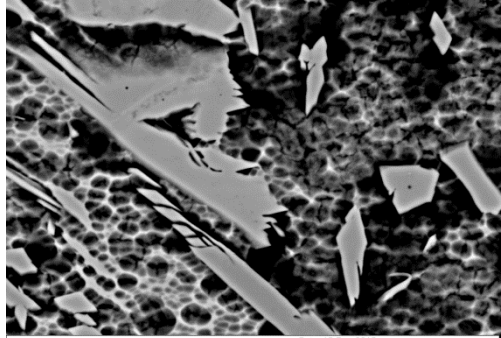
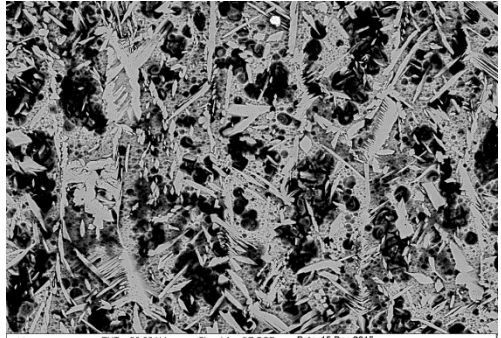
Fonte: Próprio autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Tempo de ataque

Foi feita a comparação dos tempos de ataque do reagente Behara modificado com o objetivo de se obter imagens de MEV mais nítidas e com melhor contraste possível. Como exemplo, na Figura 38 são mostradas as imagens obtidas.

Figura 38 - Micrografias de diferentes tempos de ataque com Behara modificado.

Tempo de ataque	Micrografias	
10 segundos	 2 μm EHT = 15.00 kV Signal A = CZ BSD Date :6 Jan 2016 FEIS - UNESP WD = 13.0 mm Photo No. = 3604 Time :15:27:42 Mag = 5.00 K X	 10 μm EHT = 15.00 kV Signal A = CZ BSD Date :6 Jan 2016 FEIS - UNESP WD = 13.0 mm Photo No. = 3606 Time :15:30:16 Mag = 1.00 K X
30 segundos	 2 μm EHT = 20.00 kV Signal A = CZ BSD Date :7 Jan 2016 FEIS - UNESP WD = 9.5 mm Photo No. = 3650 Time :11:08:18 Mag = 5.00 K X	 10 μm EHT = 20.00 kV Signal A = CZ BSD Date :7 Jan 2016 FEIS - UNESP WD = 9.5 mm Photo No. = 3629 Time :9:46:41 Mag = 1.00 K X
600 segundos	 2 μm EHT = 20.00 kV Signal A = CZ BSD Date :15 Dec 2015 FEIS - UNESP WD = 9.0 mm Photo No. = 3254 Time :17:10:22 Mag = 5.00 K X	 10 μm EHT = 20.00 kV Signal A = CZ BSD Date :15 Dec 2015 FEIS - UNESP WD = 9.5 mm Photo No. = 3250 Time :15:27:58 Mag = 1.00 K X

Fonte: Próprio autor.

Após cada ataque com o reagente Behara modificado, verificou-se que o tempo de 30 segundos se mostrou o mais indicado para a visualização através de técnicas de MEV, pois foi possível diferenciar as fases presentes no material sem danos excessivos à fase atacada. Para as técnicas de MO, o tempo de ataque de 600 segundos apresentou melhor contraste entre as fases para a contagem do percentual.

Ao observar o ataque com duração de 600 segundos, nota-se que a austenita (fase mais clara e em alto relevo) se mostrou muito resistente a corrosão da solução de ácido clorídrico, permanecendo intacta e sem indícios de corrosão.

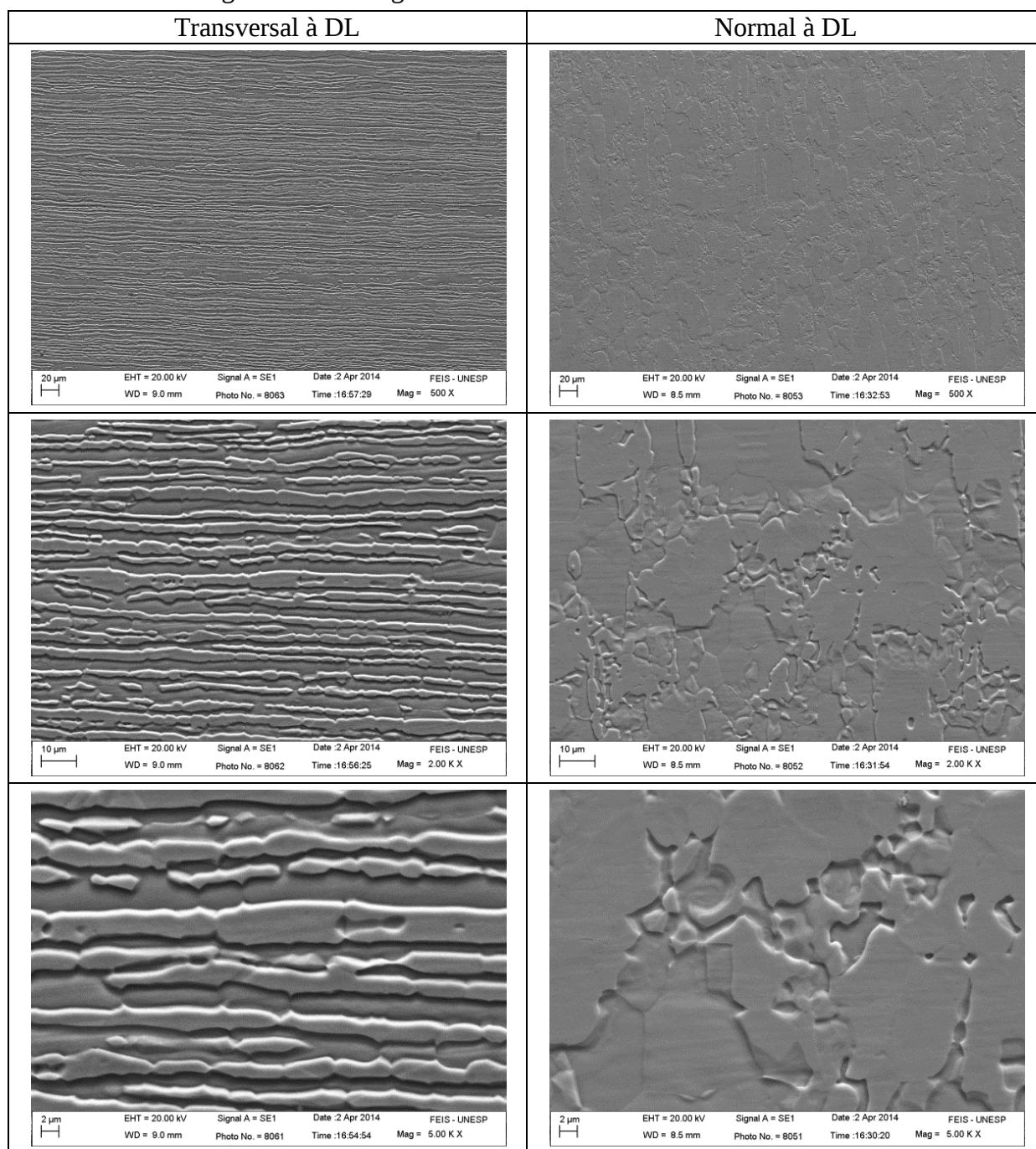
5.2 Caracterização do metal base

5.2.1 Microscopia

Foi realizada uma caracterização do metal base como recebido, através da análise da fração volumétrica de ferrita e austenita, nas direções de laminação, transversal e normal. A observação do aço UNS S32205 como recebido, tanto no microscópio ótico quanto no microscópio eletrônico de varredura, revelou uma microestrutura típica dos aços inoxidáveis duplex laminados. Ela é formada por uma matriz de ferrita (fase escura) com ilhas alongadas de austenita (fase clara). Nas imagens de MEV, em alto relevo apresenta-se a austenita e, em baixo relevo, a ferrita. Na Figura 39 são mostradas micrografias da direção normal e transversal à DL. A Figura 40 mostra micrografias do metal base na direção de laminação, obtidas com MO e MEV.

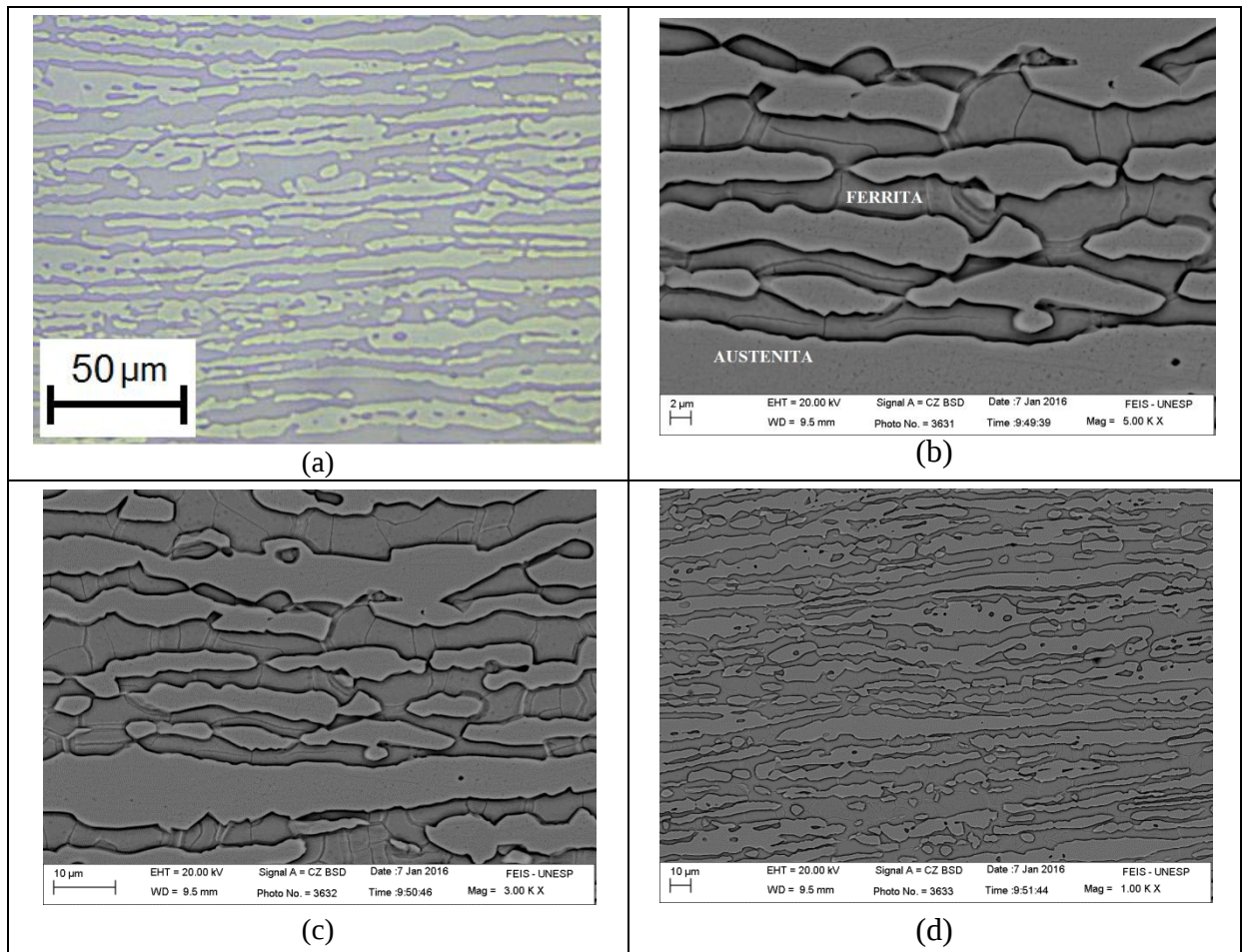
A Figura 41 mostra as micrografias do metal base nas direções de laminação (DL), transversal a DL e normal a DL, simulando suas posições reais. Nota-se a presença de grãos alongados no sentido de laminação do material, semelhante ao que se encontra na literatura (Modenesi, 2001 e Colpaert, 2008), nas observações de Souza (2012), Cardoso (2012) e Crespo (2012) e ao que se observa na Figura 6.

Figura 39 - Micrografias de MEV transversal e normal a DL.



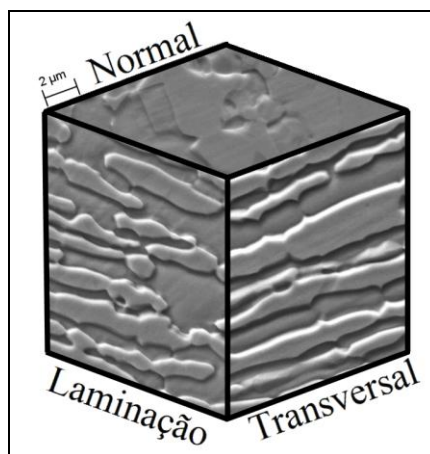
Fonte: Próprio autor.

Figura 40 - Micrografia do metal base na direção de laminação: (a) MO sem ataque e (b), (c) e (d) MEV, ataque com Behara modificado.



Fonte: Próprio autor.

Figura 41 - Micrografia do metal base nas direções de laminação (DL), transversal a DL e normal a DL. Ataque: Behara modificado.



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 8 mostra a fração volumétrica de austenita nas direções de laminação (DL), transversal a DL e normal a DL.

Tabela 8 - Fração volumétrica (%) da fase austenita no aço UNS S32205.

Direção	DL	Transversal a DL	Normal a DL
(%)	$49 \pm 1,2$	$48 \pm 2,2$	$51 \pm 1,8$

Fonte: Elaborado pelo autor

5.2.3 Análise de EDS

Para verificar a composição química do material recebido, foi feita a análise por EDS nas direções de laminação (DL), transversal a DL e normal a DL. Na Tabela 9 são mostrados os resultados, comparando à composição informada pelo fabricante. Não se observa diferença significativa.

Tabela 9 - Estimativa da composição química do material (% peso).

Laminação	DL	Normal a DL	Transversal a DL	Média	Composição Fabricante
Si	0,47	0,44	0,41	$0,44 \pm 0,03$	0,39
Cr	23,23	23,01	23,24	$23,16 \pm 0,13$	22,45
Mn	1,55	1,60	1,53	$1,56 \pm 0,04$	1,51
Ni	5,38	5,72	5,54	$5,55 \pm 0,17$	5,50
Mo	3,41	3,40	3,37	$3,39 \pm 0,02$	3,12

Fonte: Elaborado pelo autor

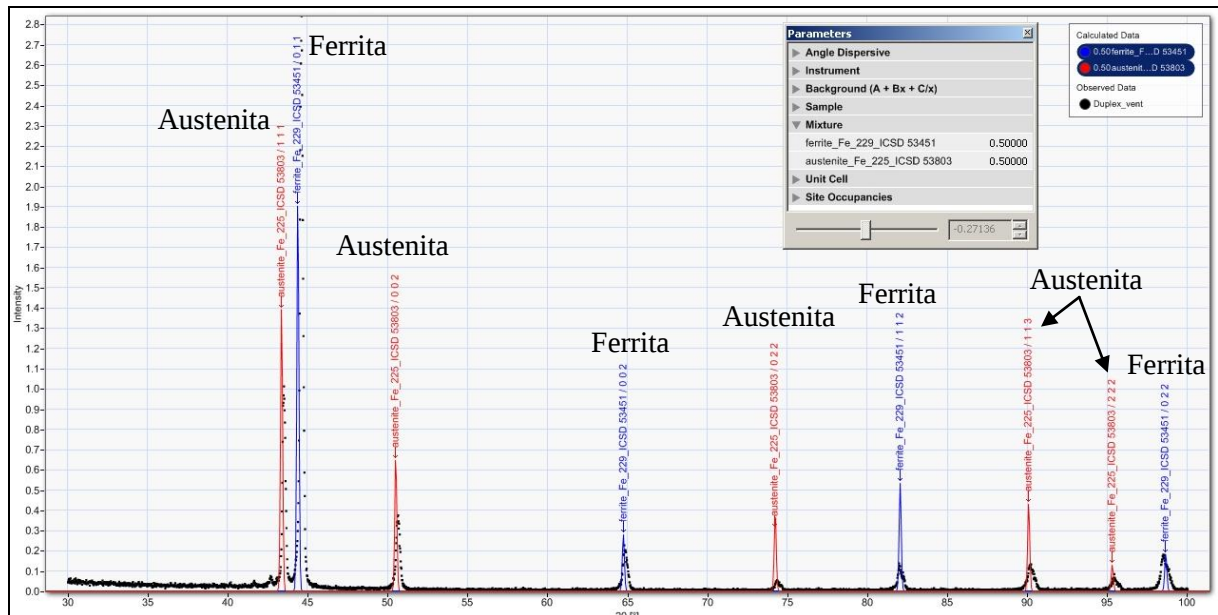
5.2.3 Difratoograma de Raios-X

Também foi realizado o ensaio de difração de raio-X, para confirmar se as fases presentes no material recebido de fábrica são somente ferrita e austenita.

A Figura 42 mostra o difratograma da medida de raios-X do aço inoxidável duplex UNS S 32205 como recebido. Neste difratograma estão indexadas as fases presentes e os planos de difração. Podemos observar que no material proveniente de fábrica existem apenas ferrita (picos azuis) e austenita (picos vermelhos). Portanto, qualquer alteração nas

propriedades do aço inoxidável duplex UNS S 32205 observadas no decorrer do estudo foram provenientes do processo soldagem e não a outros fatores presentes no material.

Figura 42 - Difratoograma de raios-X do aço inoxidável duplex UNS S 32205



Fonte: Elaborado pelo autor.

5.3 Análise da geometria do cordão de solda

As geometrias das soldagens *bead on plate* na condição autógena, conforme os parâmetros definidos na Tabela 7, foram analisadas e a Tabela 10 traz a média das medidas de largura e profundidade obtidas das cinco seções analisadas em cada cordão, juntamente com o valor do desvio padrão.

Na Figura 43 são mostradas as macrografias dos cordões de solda obtidos com os diferentes aportes térmicos. Todas as soldagens foram realizadas na direção transversal à direção de laminação.

Na Figura 44 são apresentados exemplos das vistas das seções dos cordões de solda, utilizadas para avaliar a profundidade e a largura de soldagem. Essas micrografias são mostradas em maior tamanho no Apêndice A.

As imagens da Figura 44 e os valores da Tabela 10 permitem a constatação de que cordões realizados com aporte térmico elevado produziram cordões de solda mais profundos e mais largos do que aqueles realizados com aporte térmico menor.

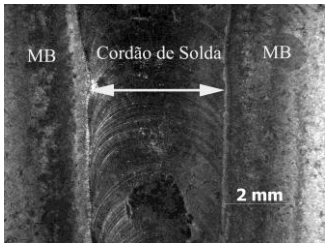
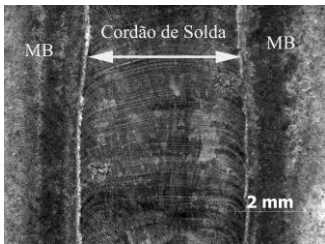
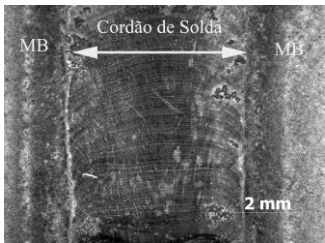
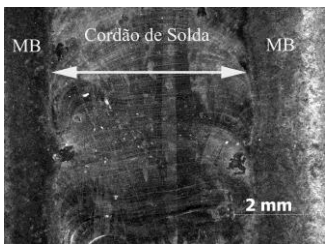
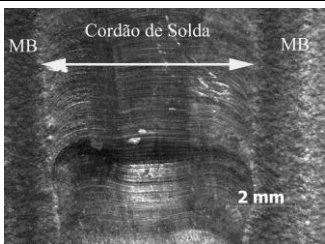
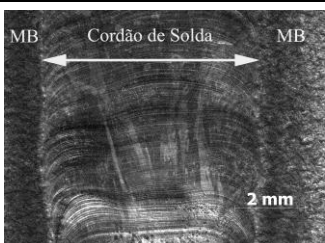
A geometria do cordão de solda está diretamente relacionada com a variação do aporte térmico, isto é, com as variações dos parâmetros envolvidos no processo de soldagem GTAW autógeno, tais como a tensão, corrente, velocidade de soldagem, vazão de gás, geometria e polaridade do eletrodo de tungstênio. A utilização de cinco seções ao longo do comprimento de cada cordão foi feita para se analisar a variabilidade dos parâmetros de largura e profundidade ao longo do comprimento de cada cordão. Os resultados mostram que a profundidade e a largura apresentaram uma significativa variabilidade ao longo de cada cordão considerando os valores de desvio padrão.

Tabela 10 - Medidas da largura (mm) e profundidade (mm) do cordão de solda

Amostra	Largura [mm]	Profundidade [mm]
CP 01	3,90 $\pm$ 0,23	0,65 $\pm$ 0,24
CP 02	4,23 $\pm$ 0,28	0,77 $\pm$ 0,30
CP 03	4,72 $\pm$ 0,31	0,94 $\pm$ 0,44
CP 04	5,18 $\pm$ 0,25	1,10 $\pm$ 0,18
CP 05	5,44 $\pm$ 0,36	1,19 $\pm$ 0,27
CP 06	5,90 $\pm$ 0,20	1,29 $\pm$ 0,32

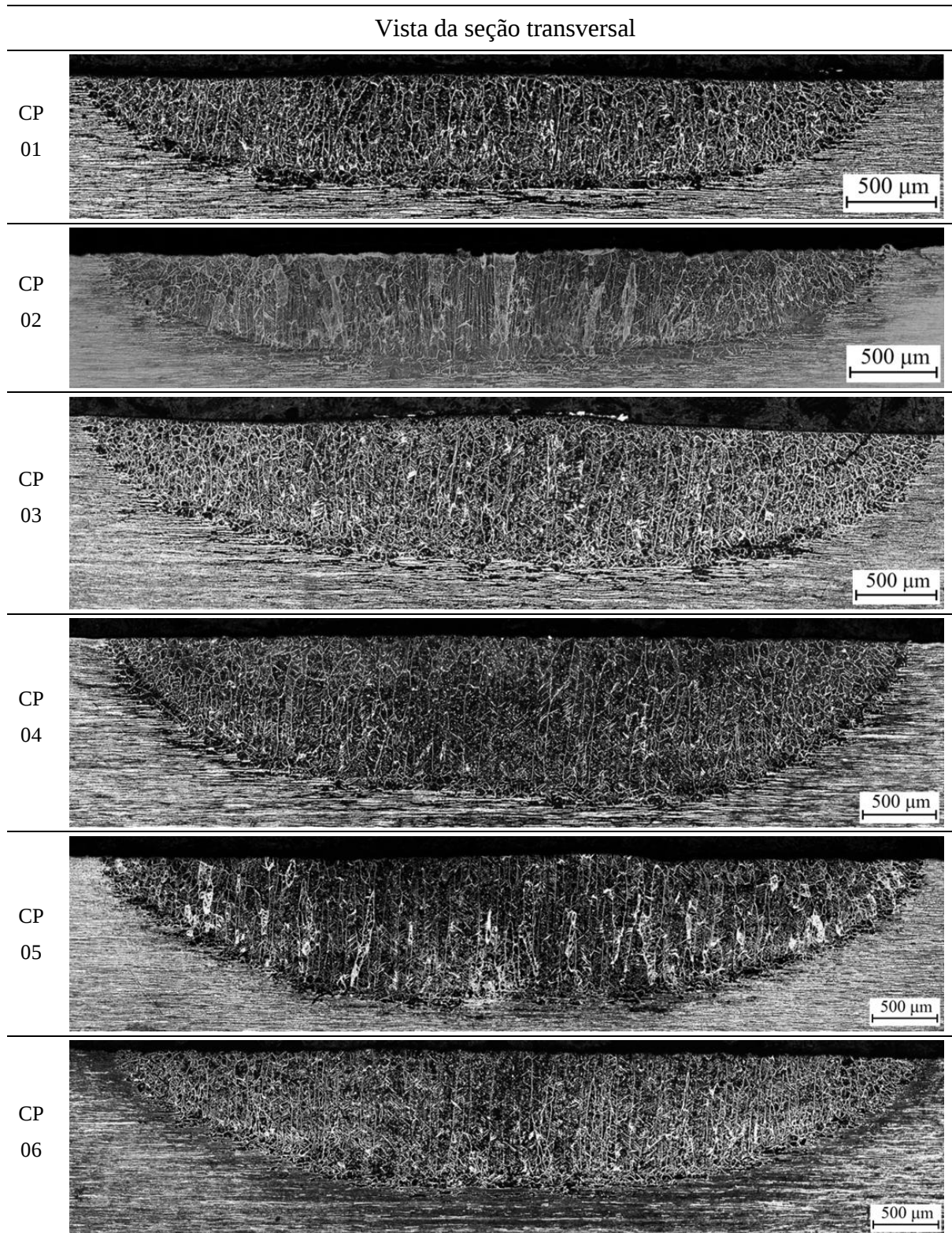
Fonte: Próprio autor.

Figura 43 - Macrografias do metal de solda obtidas com diferentes aportes térmicos.

Vista superior	Aporte Térmico
	CP 01 AT = 0,2610 kJ/mm L = 3,90 ± 0,23 mm
	CP 02 AT = 0,3263 kJ/mm L = 4,23 ± 0,28 mm
	CP 03 AT = 0,3915 kJ/mm L = 4,72 ± 0,31 mm
	CP 04 AT = 0,4350 kJ/mm L = 5,18 ± 0,25 mm
	CP 05 AT = 0,5220 kJ/mm L = 5,44 ± 0,36 mm
	CP 06 AT = 0,6525 kJ/mm L = 5,90 ± 0,20 mm

Fonte: Próprio autor.

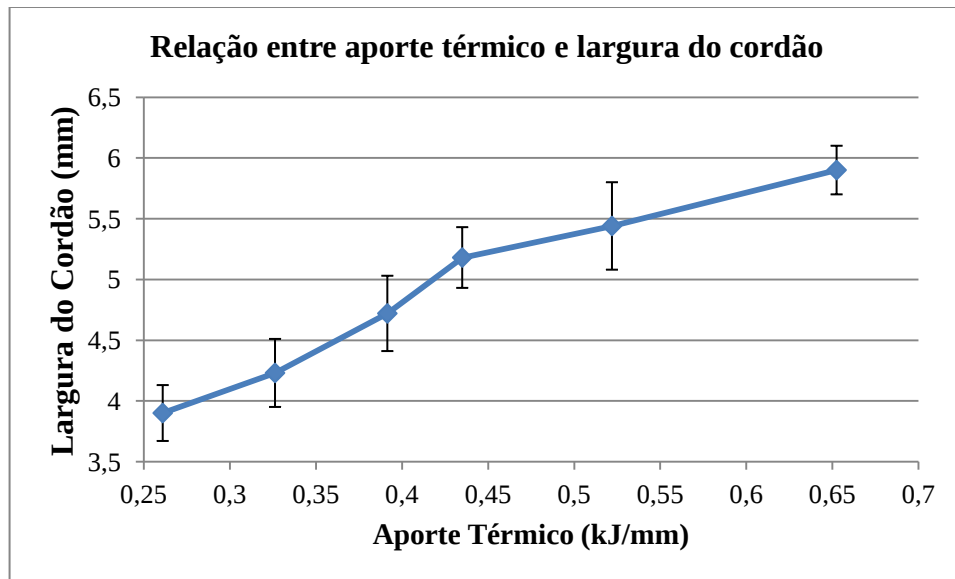
Figura 44 - Micrografias de microscopia óptica das seções do metal de solda obtidas com diferentes aportes térmicos.



Fonte: Próprio autor.

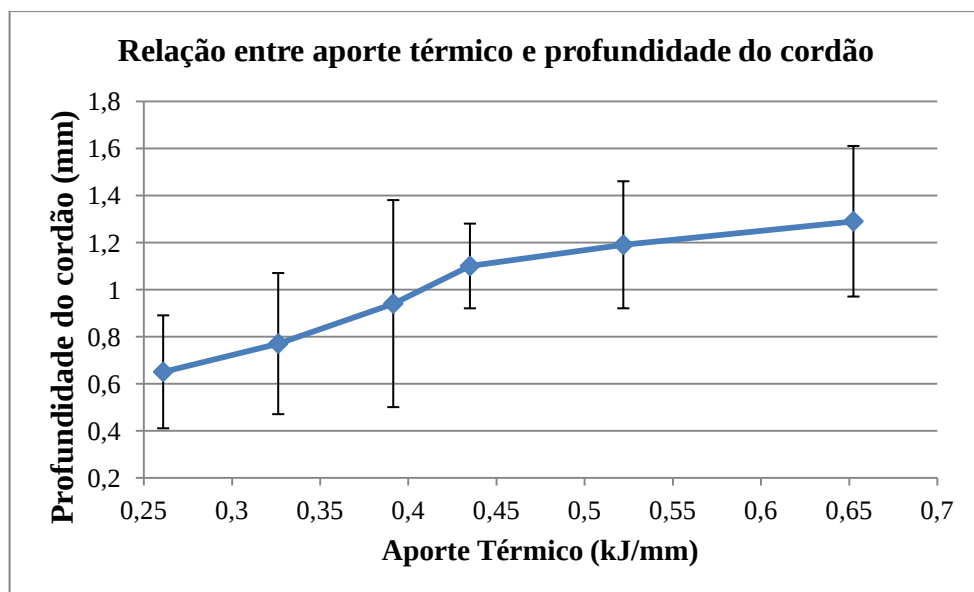
No geral, os maiores valores de largura e profundidade estão atrelados aos maiores valores de aporte térmico. Oscilações na corrente e na velocidade tendem a aumentar a variabilidade desses valores. As Figuras 45 e 46 trazem os gráficos da largura média e da profundidade média para cada aporte térmico de soldagem utilizado, isto é, soldagens realizadas com 0,2610; 0,3262; 0,3915; 0,4350; 0,5220 e 0,6525 kJ/mm.

Figura 45 - Largura do cordão de solda em função da variação do aporte térmico [kJ/mm].



Fonte: Próprio autor.

Figura 46 - Profundidade do cordão de solda em função da variação do aporte térmico [kJ/mm].



Fonte: Próprio autor.

5.4 Análise microestrutural do metal de solda, da ZTA e do metal base

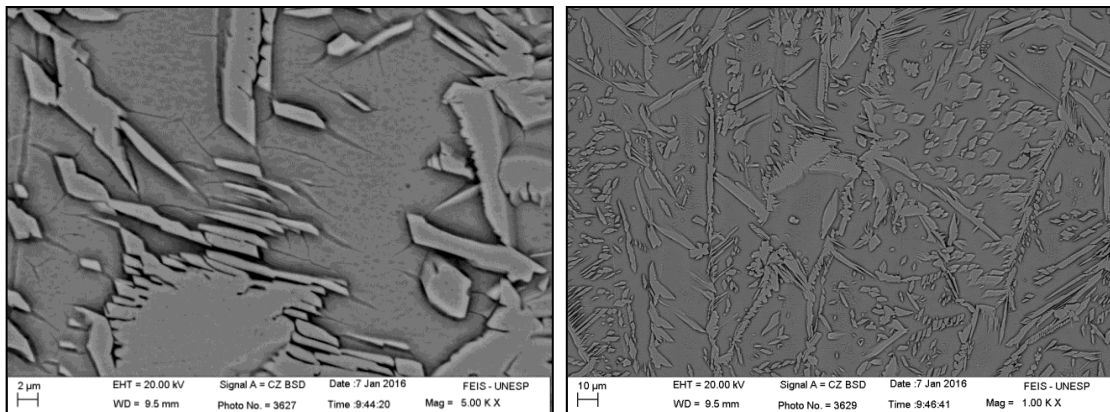
A Figura 44 mostra micrografias que abrangem tanto a zona de ligação, entre metal base e metal de solda, quanto somente do metal de solda. Observa-se nessas micrografias o crescimento epitaxial e competitivo de grãos colunares a partir da linha de fusão. O crescimento ocorre na direção de extração de calor, fenômeno também observado por Neves (2009).

As microestruturas de solidificação obtidas na soldagem do aço UNS S32205, típicas de aços inoxidáveis duplex, estão mostradas nas Figuras 47, 48 e 49, sendo a cor escura a matriz ferrítica e as áreas claras a austenita. Essas microestruturas mostraram que a estrutura da zona fundida é constituída de ferrita primária cuja orientação segue a direção de extração de calor durante a soldagem. A austenita apresentou uma característica de Widmanstätten.

As características apresentadas estão em conformidade com as descrições de Modenesi (2001), onde afirma que, em materiais com elevada relação Cr/Ni, a solidificação na poça de fusão ocorre somente com a formação de ferrita, seguida pela nucleação de austenita nos contornos de grão da ferrita já solidificada e seu crescimento para o interior dos grãos no formato de placas, promovendo o aspecto conhecido como Widmanstätten.

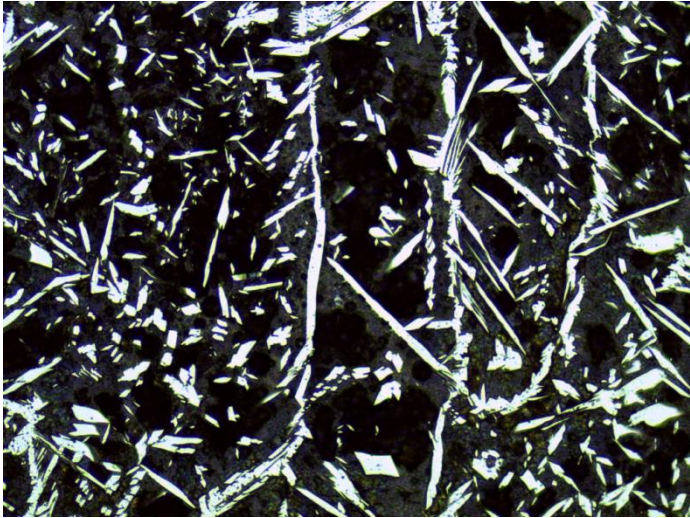
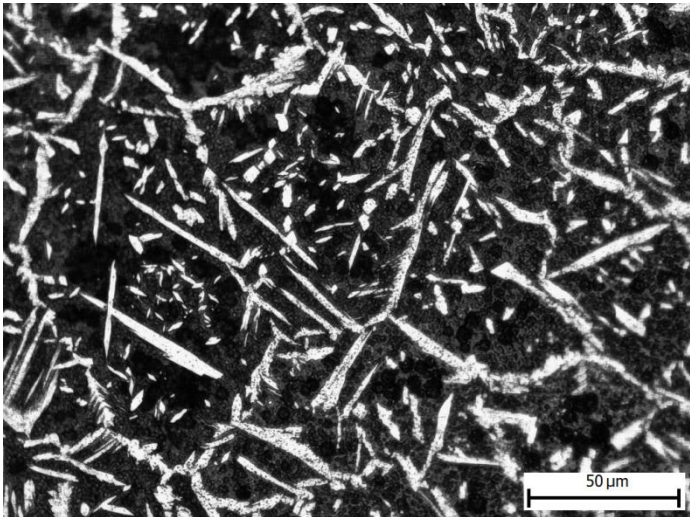
Observou-se que o metal de solda apresentou uma microestrutura de matriz ferrítica com menor quantidade de austenita em relação ao metal base. Além disso, não foi observada a presença de fases frágeis nas condições estudadas, fato que condiz com as curvas da Figura 4 e da Figura 11. Algumas micrografias do metal de solda podem ser observadas no Apêndice B.

Figura 47 - Microestrutura típica do metal de solda do aço duplex UNS S32205 (MEV).



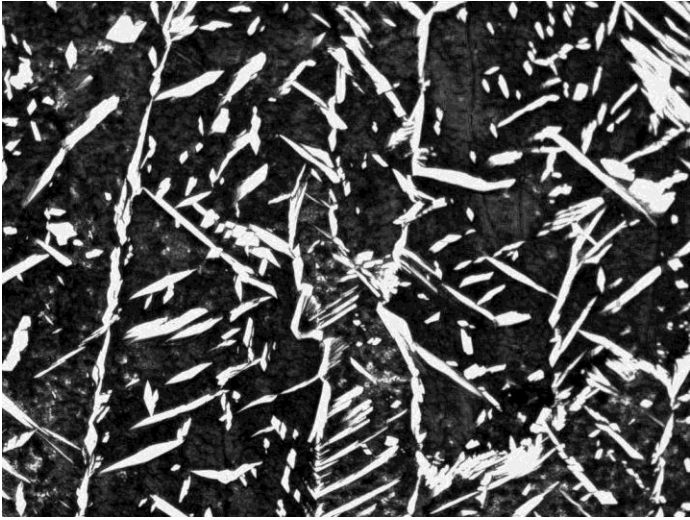
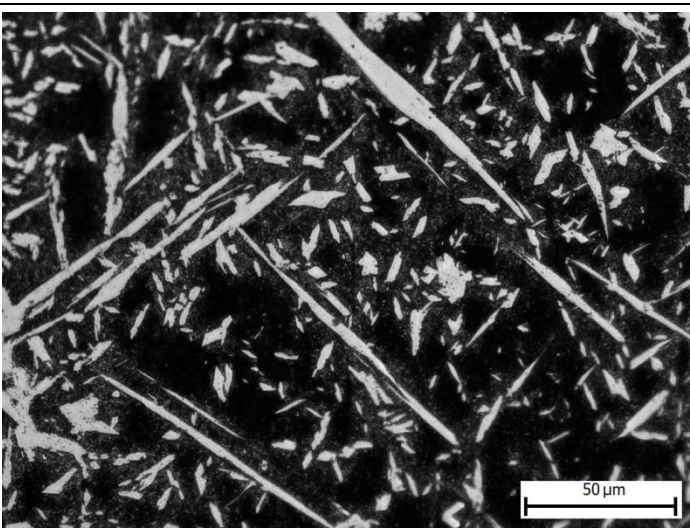
Fonte: Próprio autor.

Figura 48 - Micrografias representativas do metal de solda (MO).

	CP01 AT = 0,2610 kJ/mm
	CP02 AT = 0,3263 kJ/mm
	CP03 AT = 0,3915 kJ/mm

Fonte: Próprio autor.

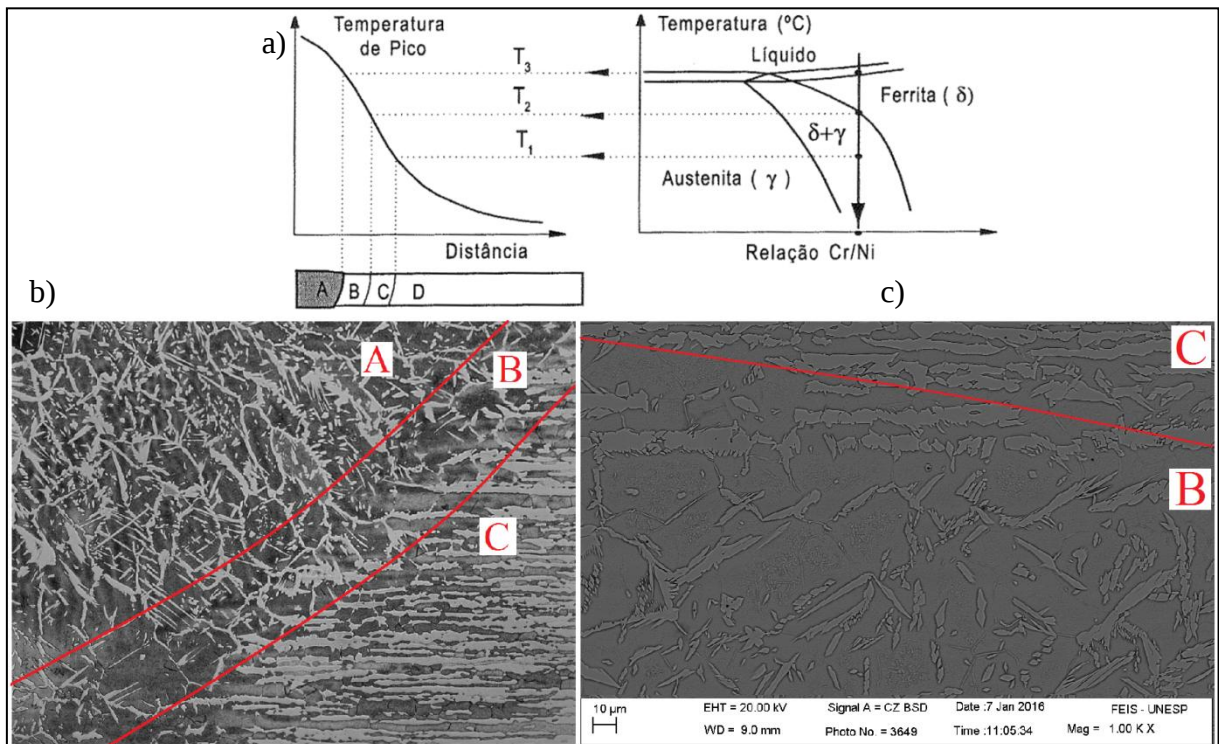
Figura 49 - Micrografias do metal de solda (MO).

	CP04 AT = 0,4350 kJ/mm
	CP05 AT = 0,5220 kJ/mm
	CP06 AT = 0,6525 kJ/mm

Fonte: Próprio autor.

A análise da zona termicamente afetada via MEV e MO revelou uma "faixa" em volta da solda com maior presença de ferrita. A Figura 50 mostra as variações microestruturais presentes no metal de solda e na zona termicamente afetada do material, comparando com a representação esquemática do sistema Fe-Ni-Cr para 70%Fe, indicando a linha de resfriamento com composição próxima do aço UNS S32205. Conforme descreve Modenesi (2001), quando o aço duplex é submetido a temperaturas acima de 1300°C (acima de T_2), a austenita torna-se instável e o material tende a se tornar ferrítico. Com a elevada velocidade de resfriamento da ZTA durante o processo de soldagem, a região mais próxima do metal de solda (região B) tende a possuir maior quantidade de ferrita, pois não há tempo suficiente para a transformação da ferrita primária em austenita. O fenômeno observado corrobora com as conclusões de Cardoso (2012), que também observou maior presença de ferrita na ZTA mais próxima ao metal de solda.

Figura 50 - Esquema da variação microestrutural: a) gráfico e diagrama de resfriamento; b) micrografia da ZTA (MO); c) micrografia da ZTA (MEV).

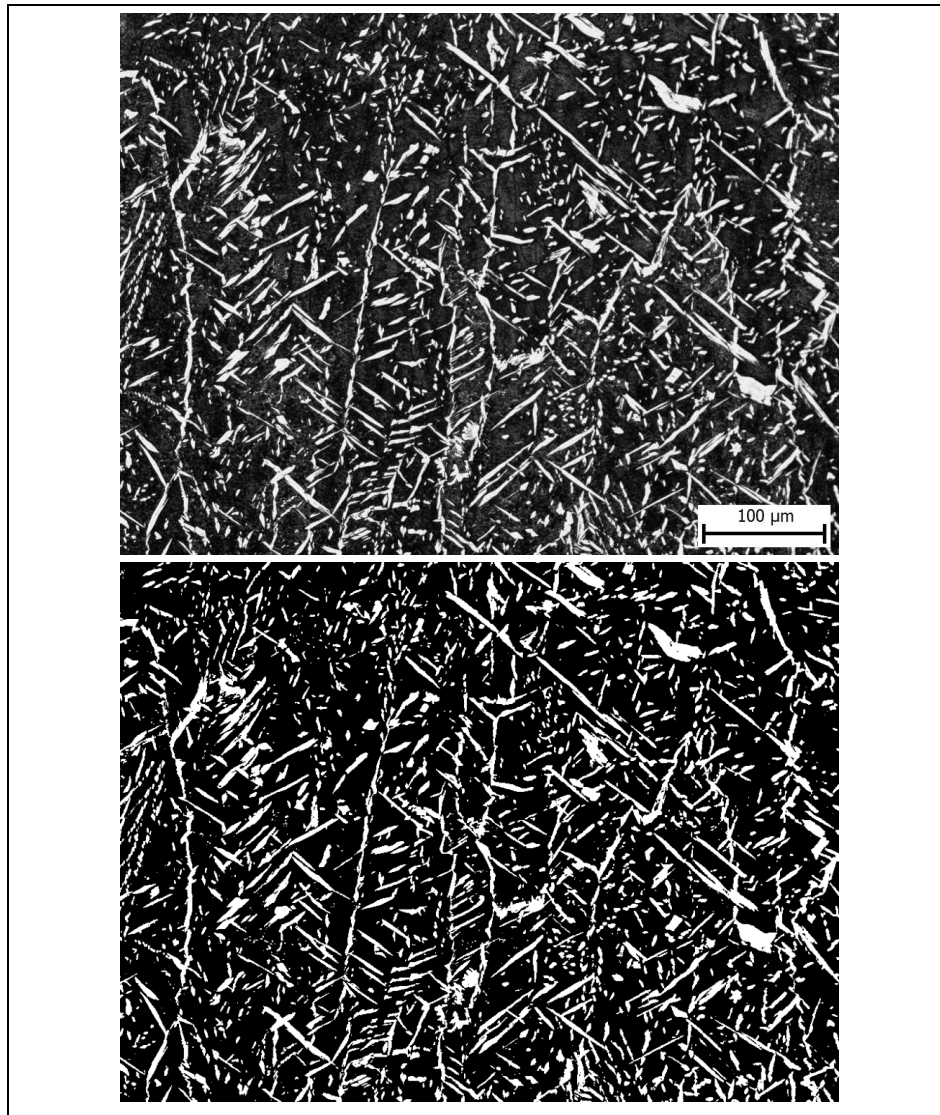


Fonte: Modenesi (2001).

O cálculo da fração volumétrica de austenita presente no metal de solda foi realizado através da utilização do software “ImageTool”. A Figura 51 mostra a imagem de uma micrografia do metal de solda e sua respectiva imagem binarizada. A partir da imagem binarizada calculou-se a fração volumétrica de ferrita e austenita. Algumas micrografias das amostras avaliadas com o software são mostradas no Apêndice C.

Em seguida, fez-se a confirmação dos valores do software através do método da contagem dos pontos da grade sobreposta às imagens de MEV (ampliações de 1000x com grade 15x20) e MO (ampliações de 500x com grade 13x20). As imagens com grade são mostradas no Apêndice C.

Figura 51 - Micrografia do metal de solda e sua respectiva imagem binarizada (MO).



Fonte: Próprio autor.

A Tabela 11 apresenta os valores obtidos do percentual das fases de cada amostra e sua respectiva região analisada com o software e com a contagem dos pontos.

Tabela 11 - Percentual de fases.

Amostra	Região	Ampliação	% Austenita	% Ferrita
CP01	1	200x	21,68	78,32
	2-4	200x	22,53	77,47
	3	200x	20,31	79,69
	1	500x	20,69	79,31
	2	500x	22,41	77,59
	3	500x	22,94	77,06
	4	500x	21,39	78,61
Software Image J		Média	21,71	78,29
		DP	±0,98	
% Austenita MEV 1000x			22,69	
% Austenita MO 500x			22,00	

Amostra	Região	Ampliação	% Austenita	% Ferrita
CP02	1	200x	23,53	76,47
	2-4	200x	24,51	75,49
	3	200x	23,46	76,54
	1	500x	24,17	75,83
	2	500x	24,49	75,51
	3	500x	25,09	74,91
	4	500x	24,78	75,22
Software Image J		Média	24,29	75,51
		DP	±0,61	
% Austenita MEV 1000x			24,12	
% Austenita MO 500x			26,33	

Amostra	Região	Ampliação	% Austenita	% Ferrita
CP03	1	200x	28,02	71,98
	2-4	200x	29,41	70,59
	3	200x	29,70	70,30
	1	500x	27,18	72,82
	2	500x	28,63	71,37
	3	500x	28,77	71,23
	4	500x	28,74	71,26
Software Image J		Média	28,64	71,36
		DP	±0,84	
% Austenita MEV 1000x			28,84	
% Austenita MO 500x			30,00	

Amostra	Região	Ampliação	% Austenita	% Ferrita
CP04	1	200x	30,81	69,19
	2-4	200x	30,97	69,03
	3	200x	30,12	69,88
	1	500x	30,34	69,66
	2	500x	30,17	69,83
	3	500x	29,76	70,24
	4	500x	29,62	70,38
Software Image J		Média	30,26	69,74
		DP	±0,50	
% Austenita MEV 1000x			33,85	
% Austenita MO 500x			32,00	

Amostra	Região	Ampliação	% Austenita	% Ferrita
CP05	1	200x	31,56	68,44
	2-4	200x	31,16	68,84
	3	200x	30,98	69,02
	1	500x	30,66	69,34
	2	500x	31,60	68,40
	3	500x	32,24	67,76
	4	500x	31,92	68,08
Software Image J		Média	31,45	68,55
		DP	±0,55	
% Austenita MEV 1000x			36,53	
% Austenita MO 500x			34,00	

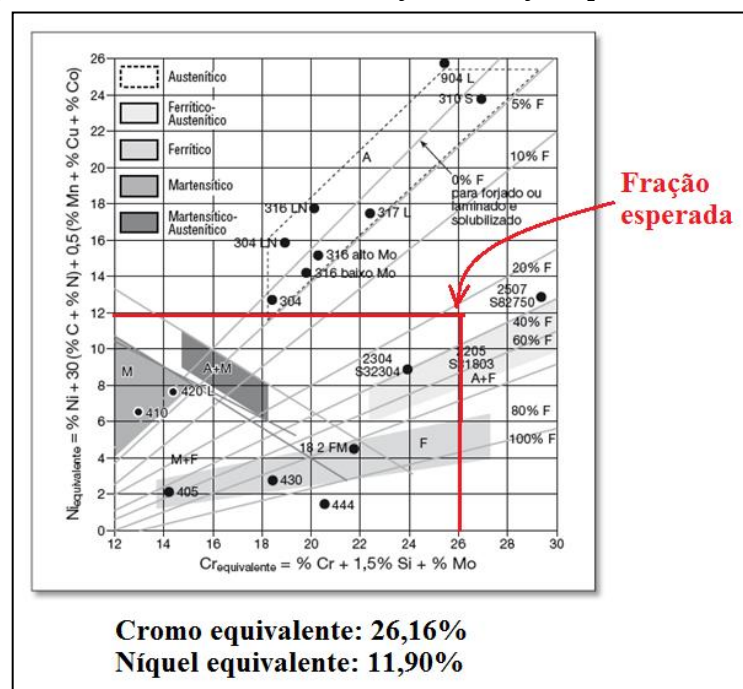
Amostra	Região	Ampliação	% Austenita	% Ferrita
CP06	1	200x	33,25	66,75
	2-4	200x	33,13	66,87
	3	200x	33,03	66,97
	1	500x	34,30	65,70
	2	500x	34,53	65,47
	3	500x	34,40	65,60
	4	500x	34,62	65,38
Software Image J		Média	33,89	66,11
		DP	±0,72	
% Austenita MEV 1000x			37,69	
% Austenita MO 500x			36,33	

Fonte: Próprio autor.

De acordo com a Tabela 11, A relação austenita / ferrita presente no metal base foi alterada em função do processo de soldagem GTAW autógeno. A fração volumétrica de austenita, que era de aproximadamente 50% no metal base, foi alterada para a faixa de 21,71% a 33,89% no metal de solda. Os valores percentuais calculados com o método da contagem dos pontos se aproximaram dos valores obtidos pelo *software*. Para efeitos de comparação, na soldagem à laser deste mesmo material, Crespo (2014) obteve uma proporção de austenita próxima, com resultados de 30% de austenita e 70% de ferrita.

Os valores obtidos são diferentes daqueles observados no Diagrama Pseudobinário Fe-Cr-Ni e no próprio Diagrama de Schaeffler, pois se observarmos a Figura 52, nota-se que o esperado seria algo em torno de 20% a 30% de ferrita. Essa diferença ocorre porque estes diagramas são mais adequados para situações em que a taxa de resfriamento do material é menor.

Figura 52 - Diagrama de Schaeffler com indicação da fração aproximada esperada de ferrita.



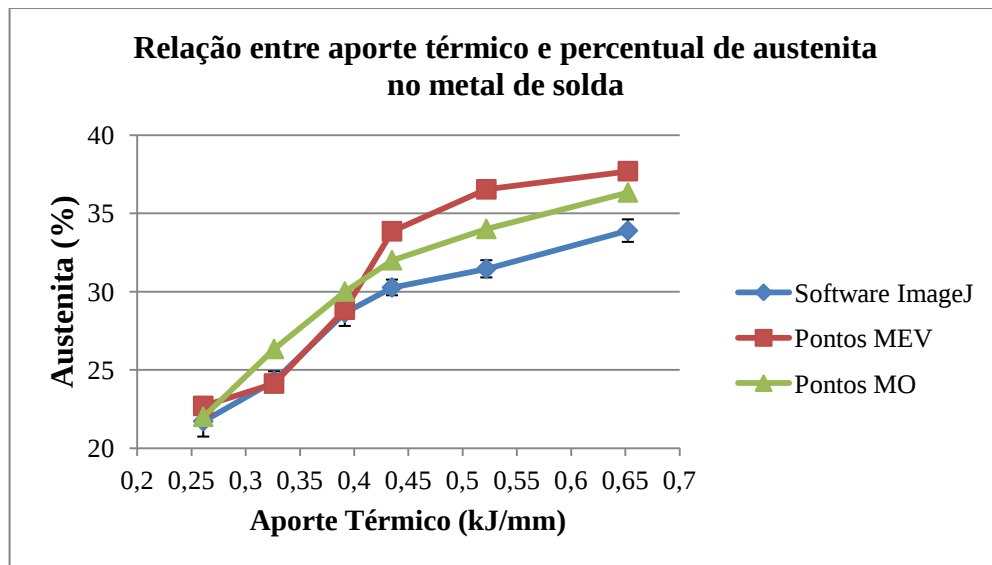
Fonte: Adaptado de Colpaert (2008)

A Figura 53 mostra a variação da fração volumétrica de austenita em relação à variação do aporte térmico. Pode-se observar que, com o aumento do aporte térmico, houve um aumento no percentual de austenita. O gráfico, portanto, condiz com o que se encontra na literatura e com os resultados obtidos por Nunes (2015), Xavier (2002) e Cardoso (2012). Isso

ocorre porque o aumento do aporte térmico provoca uma menor taxa de resfriamento do material, possibilitando a formação de austenita a partir da ferrita primária.

O gráfico ainda confirma a recomendação de Modenesi (2001) e da AWS (1998) para realizar soldagens em aços duplex com aporte térmico acima de 0,5kJ, de modo a garantir significativo percentual de austenita no metal de solda.

Figura 53 - Fração volumétrica da austenita em função do aporte térmico.



Fonte: Próprio autor.

Para verificar se há diferença na composição química entre as fases presentes no metal de solda, foram realizados ensaios de EDS localizados em regiões de austenita e ferrita. Os resultados são mostrados na Tabela 12 e no Apêndice E. Pode-se observar que não há diferença significativa na composição química entre as fases, demonstrando que a soldagem não afetou os elementos de liga, independente do aporte térmico utilizado.

Tabela 12 - Estimativa da composição química das fases (EDS).

CP01			CP02			CP03		
% peso	Austenita	Ferrita	% peso	Austenita	Ferrita	% peso	Austenita	Ferrita
Si	0,43	0,42	Si	0,41	0,42	Si	0,35	0,38
Cr	25,79	26,01	Cr	26,19	25,93	Cr	25,99	25,97
Mn	0,8	0,75	Mn	0,72	0,65	Mn	0,71	0,68
Ni	6,52	8,01	Ni	6,57	7,27	Ni	6,73	6,57
Mo	4,44	4,01	Mo	4,17	6,06	Mo	4,15	4,79
CP04			CP05			CP06		
% peso	Austenita	Ferrita	% peso	Austenita	Ferrita	% peso	Austenita	Ferrita
Si	0,33	0,32	Si	0,33	0,37	Si	0,36	0,37
Cr	26,13	26,37	Cr	26,07	26,38	Cr	25,86	26,14
Mn	0,72	0,63	Mn	0,65	0,68	Mn	0,73	0,67
Ni	6,38	6,44	Ni	6,34	6,75	Ni	6,85	6,65
Mo	4,02	4,47	Mo	3,95	4,54	Mo	3,94	5,04

Fonte: Próprio autor.

5.5 Ensaios de Dureza Vickers

As medições de dureza Vickers realizadas nas amostras estão apresentadas na Tabela 13. A Figura 54 apresenta, como exemplo, micrografias da impressão deixada em um ensaio de dureza Vickers na ZTA, enquanto a Figura 55 mostra a medição no metal de solda. Já na Figura 56 é apresentado um gráfico que demonstra a variação da dureza Vickers do metal de solda em função do aporte térmico.

Tabela 13 - Medições de dureza Vickers

CP 01					
ZTA		Solda		Metal Base	
Ponto	HV	Ponto	HV	Ponto	HV
1	317	1	336	1	322
2	326	2	346	2	322
3	321	3	321	3	297
4	317	4	326	4	303
5	312	5	357	5	315
6	299	6	313		
7	326	7	326		
8	331	8	317		
		9	357		
		10	317		
Média	318		331		312
DP	± 11		± 17		± 12

CP 02					
ZTA		Solda		Metal Base	
Ponto	HV	Ponto	HV	Ponto	HV
1	336	1	312	1	315
2	321	2	321	2	309
3	321	3	331	3	303
4	312	4	341	4	303
5	331	5	336	5	303
6	315	6	326		
7	312	7	331		
8	321	8	321		
		9	312		
		10	312		
Média	319		324		306
DP	± 7		± 10		± 6

CP 03					
ZTA		Solda		Metal Base	
Ponto	HV	Ponto	HV	Ponto	HV
1	312	1	303	1	309
2	307	2	317	2	303
3	315	3	299	3	315
4	297	4	312	4	315
5	321	5	326	5	315
6	303	6	326		
7	317	7	326		
8	315	8	321		
		9	326		
		10	303		
Média	311		316		312
DP	± 9		± 11		± 6

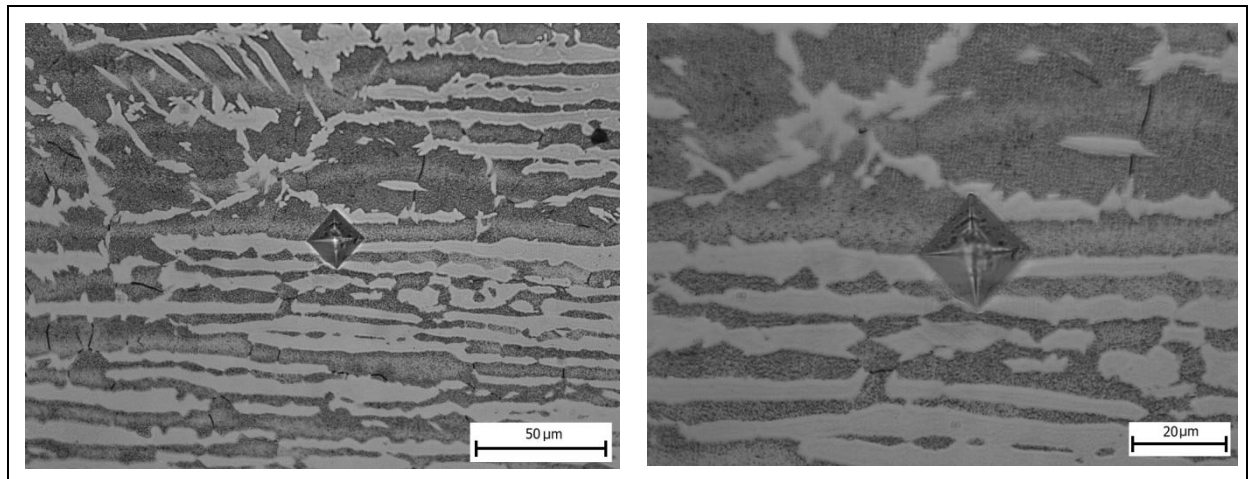
CP 04					
ZTA		Solda		Metal Base	
Ponto	HV	Ponto	HV	Ponto	HV
1	326	1	299	1	315
2	336	2	294	2	303
3	321	3	336	3	291
4	312	4	326	4	303
5	315	5	321	5	309
6	317	6	312		
7	312	7	317		
8	312	8	308		
		9	321		
		10	303		
Média	318		313		304
DP	± 9		± 13		± 9

CP 05					
ZTA		Solda		Metal Base	
Ponto	HV	Ponto	HV	Ponto	HV
1	303	1	312	1	303
2	326	2	307	2	309
3	321	3	303	3	291
4	321	4	303	4	303
5	312	5	317	5	297
6	303	6	312		
7	317	7	312		
8	312	8	290		
		9	312		
		10	321		
Média	316		309		300
DP	± 8		± 9		± 7

CP 06					
ZTA		Solda		Metal Base	
Ponto	HV	Ponto	HV	Ponto	HV
1	317	1	307	1	309
2	303	2	312	2	309
3	312	3	294	3	309
4	290	4	294	4	297
5	303	5	312	5	303
6	336	6	303		
7	326	7	294		
8	312	8	307		
		9	317		
		10	326		
Média	311		307		305
DP	± 15		± 10		± 5

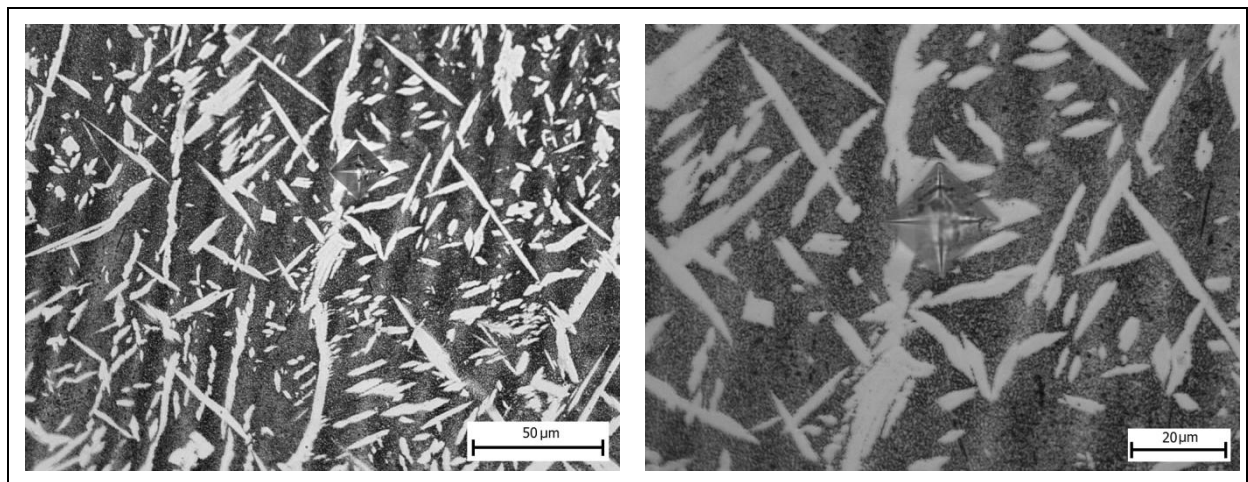
Fonte: Próprio autor.

Figura 54 - Impressão Vickers na ZTA da amostra.



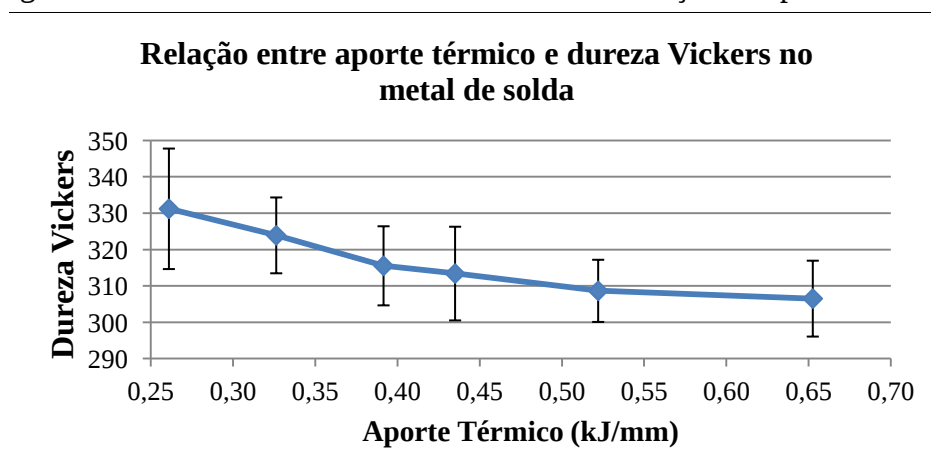
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 55 - Impressão Vickers no metal de solda.



Fonte: Próprio autor.

Figura 56 - Dureza Vickers no metal de solda em função do aporte térmico.



Fonte: Próprio autor.

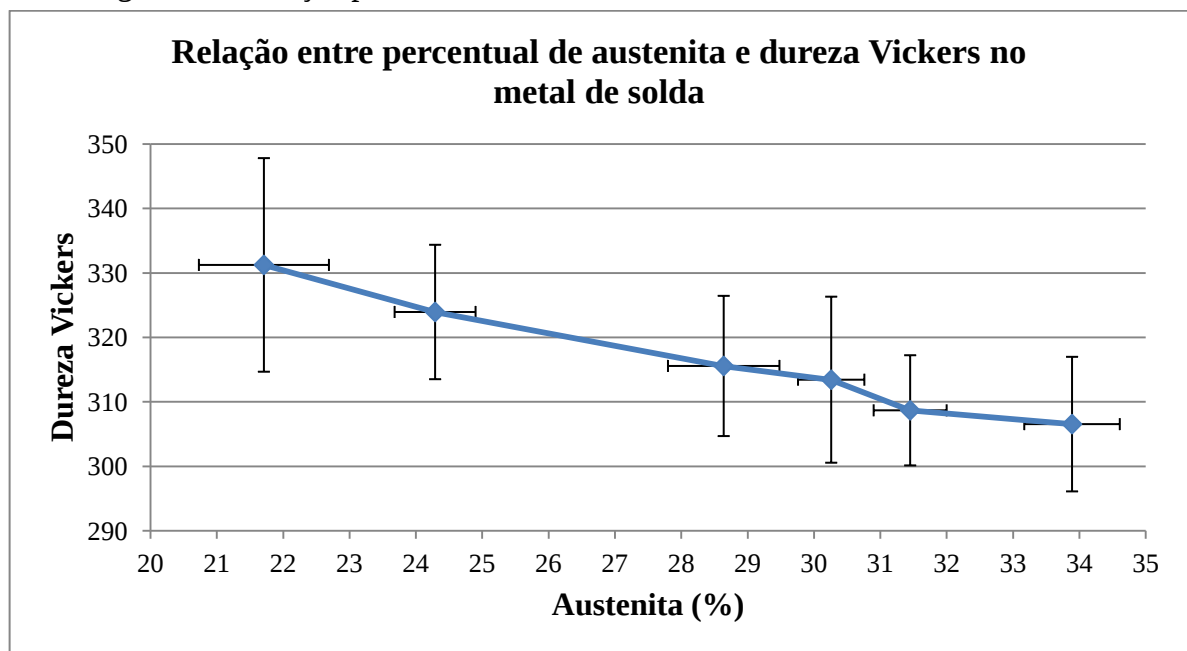
Observando a Tabela 13, vemos que o valor de dureza Vickers encontrado para o metal base foi de 306,57 HV com desvio padrão de $\pm 8,10$ HV, o que está próximo do valor apresentado por Mourad (2012), que é de 305HV e por Crespo (2014), que encontrou 286HV.

Na zona termicamente afetada das amostras, houve um leve aumento nos valores de dureza em relação ao metal base, que pode ter se ocorrido em razão do aquecimento provocar a formação de ferrita nessa região, fenômeno também observado por Cardoso (2012).

No metal de solda, houve uma diminuição nos valores de dureza, decrescendo de acordo com o aumento do aporte térmico, como mostra o gráfico apresentado na Figura 56, justificado pelo aumento da composição de austenita, que se mostrou uma fase menos dura que a ferrita.

O gráfico da Figura 57 apresenta a relação entre a proporção de austenita presente no metal de solda e a dureza média deste, demonstrando que o aumento do percentual de austenita diminui a dureza do material.

Figura 57 - Relação percentual de austenita e dureza Vickers no metal de solda.



Fonte: Próprio autor.

Para evidenciar a diferença da dureza entre as fases, na Tabela 14 são mostrados os valores de dureza obtidos para cada fase. Os valores demonstram que a ferrita é mais dura que a austenita, o que justifica as medidas de dureza obtidas no metal de solda deste trabalho, e

condiz com o que se encontra na literatura (Callister, 2012) e com os resultados de Gadelrab (2012).

Tabela 14 - Durezas Vickers das fases Ferrita e Austenita.

Amostra 1			Amostra 2		Amostra 3	
Austenita	Ferrita		Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita
264	351		285	383	254	351
254	336		274	366	245	366
264	366		254	351	245	366
237	336		254	336	228	366
245	336		245	351	237	383
Média	253	345	263	357	242	367
DP	± 12	± 14	± 16	± 18	± 10	± 11

Amostra 4			Amostra 5		Amostra 6	
Austenita	Ferrita		Austenita	Ferrita	Austenita	Ferrita
254	366		274	351	264	351
264	366		254	351	237	366
264	383		264	366	254	336
254	351		254	336	274	351
237	383		245	366	254	336
Média	255	370	258	354	257	348
DP	± 11	± 14	± 11	± 13	± 14	± 13

Fonte: Próprio autor.

6 CONCLUSÕES

Após as análises e discussões realizadas ao longo deste trabalho, chegou-se as seguintes conclusões:

- No metal base, a análise via MO e MEV revelou a presença de grãos alongados no sentido de laminação do material, enquanto o ensaio de difração de raios-X atestou que as fases presentes no material eram apenas ferrita e austenita, conforme o que se encontra na literatura. O balanço médio das fases ferrita/austenita verificado no metal base foi de 49%/51%, valor muito próximo do esperado, que é 50%/50%. Além disso, a estimativa do percentual em peso dos elementos de liga analisados por EDS no metal base confirmou as informações do fabricante.
- A observação da geometria dos cordões de solda ao longo de seu comprimento demonstrou que o aumento do aporte térmico produz soldas mais largas e profundas, com profundidade variando entre 0,65 e 1,29 mm e largura entre 3,9 e 5,9 mm. Verificou-se que a oscilação dos parâmetros de soldagem, como a corrente e a velocidade, podem influenciar significativamente a variabilidade da profundidade e da largura do cordão. Portanto, o processo de soldagem GTAW autógeno, com variação de aporte térmico entre 261,00 J/mm e 652,5 J/mm, permite a junção de chapas finas do aço UNS S32205, sendo mais adequada a soldagem autógena de ambos os lados e com maior aporte térmico quando aplicada à união de chapas mais espessas como, por exemplo, a deste estudo, que possui 3 mm de espessura.
- O estudo via MEV e MO do desbalanceamento da relação 50% ferrita e 50% austenita no metal de solda demonstrou que quanto maior o aporte térmico utilizado na soldagem do aço duplex UNS S32205, maior é o percentual volumétrico de austenita presente nessa região do material. Isso ocorre porque elevados valores de energia de soldagem mantém o material na temperatura necessária para formação da austenita por mais tempo. Nas condições de soldagem deste trabalho, com auxílio do software ImageJ, observou-se a presença de austenita variando entre de 21,71 a 33,89% no metal de solda. O uso da soldagem GTAW com aporte térmico acima de 0,5kJ/mm, conforme recomendado pela literatura, produziu teores acima de 30% de austenita no

metal de solda. A elevada fração volumétrica da fase ferrita encontrada no metal de solda das amostras pode resultar na fragilização da região, o que pode ser prejudicial à resistência à corrosão e mecânica.

- No metal de solda verificou-se a presença de austenita com morfologia de Widmanstätten, característica da solidificação da ferrita primária, que durante o resfriamento da soldagem promove a formação da austenita em seus contornos de grão, conforme se observa no diagrama pseudo-binário 70%Fe-Cr-Ni para a composição do aço UNS S32205.
- Na ZTA mais próxima ao metal de solda, observou-se a formação de uma faixa com maior percentual de ferrita. Isso se deve ao fato dessa região, durante a soldagem, atingir temperaturas de pico em que a austenita se torna instável, ocasionando a formação da ferrita. Com o rápido resfriamento característico do processo de soldagem, não há tempo suficiente para a transformação da ferrita em austenita novamente.
- Nas medições de dureza Vickers no metal de solda e na zona termicamente afetada, notou-se um aumento de dureza em relação ao metal base, fato devido a maior presença de ferrita em ambas regiões. A dureza do metal de solda, quando comparada entre as amostras, variou de forma decrescente com relação ao aumento do aporte térmico, pelo mesmo motivo.
- Durante todos os ensaios e análises via MEV e MO, tanto no metal de solda quanto na ZTA, não foi identificada a presença de fases frágeis.

Portanto, o processo GTAW autógeno pode ser adequado para a soldagem de chapas finas do aço duplex UNS S32205, porém seu potencial só pode ser adequadamente explorado se os efeitos da taxa de resfriamento inerentes ao processo forem bem conhecidos, afim de que permita controlar a fração volumétrica de austenita/ferrita. Esse controle pode ser realizado através dos parâmetros de soldagem e do uso de gás de proteção com adição de nitrogênio, que é um elemento estabilizador da austenita. O uso de metal de adição e a realização de tratamentos térmicos também pode ser uma alternativa.

Em trabalhos futuros, sugere-se: a caracterização das juntas soldadas com o uso de aportes térmicos mais elevados, variando entre 0,5 kJ/mm e 2,5 kJ/mm; a avaliação do efeito do uso de metais de adição e do gás de proteção com adição de nitrogênio; a realização de ensaios de corrosão nas juntas soldadas.

REFERÊNCIAS

- AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding handbook**. 8 ed. Miami: AWS, 1998. v. 4.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.
- CARDOSO, R. J. **Avaliação da soldagem multipasse de chapas espessas do aço inoxidável Lean Duplex UNS S32204 Soldadas pelos Processos SMAW, GMAW e FCAW**. 2012. 106 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. 7. ed. ampl. e rev. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 2005.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. e atual. São Paulo: Edgard Blücher, 2008.
- CRESPO, G. S. **Influência da energia do pulso de soldagem laser Nd:YAG no balanço de fases ferrita/austenita do aço inoxidável duplex UNS S32205**. 2014. 87f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Materiais e Processos de Fabricação) – Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", Ilha Solteira, 2014.
- FONTES, T. F. **Efeito da fase alfa linha nas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UR 52 N+**, 2009. 91 f. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear – Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2009.
- GADELRAH, K. R.; GUANG, L.; CHIESA, M.; SOUIER, T. Local characterization of austenite and ferrite phases in duplex stainless steel using MFM and nanoindentation. **Journal of Materials Research**, New York, n. 27, n. 12, p. 1573-1579, 2012.
- INAL, K.; GERGAUD, P.; FRANCOIS, M.; LEBRUN, J. L. X-ray diffraction methodologies of macro and pseudo-macro stress analysis in a textured duplex stainless steel. **Scandinavian Journal of Metallurgy**, Weinheim, n. 28, p. 139–150, 1999.
- MATHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P.B.; SHANKAR, S.K.; SUNDARESAN, S. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31805) weld metals. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 59, n. 18, p. 2305-2309, 2005.
- MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. São Paulo: Ed. SENAI-SP, 2001. 100 p.
- MOURAD, 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**, Amsterdam, n. 549, p. 105-113, 2012.

NEVES, M. D. M., LOTTO, A., BERETTA, J. R., ROSSI, W., DIAS, N. V. J. Solidificação da zona de fusão na soldagem do AISI 304 com inconel 600 por laser de Nd: YAG. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 14, n. 2, p. 104-113, 2009.

NUNES, E. B.; CAVALCANTE, N. E.; BARRETO, A. S.; SILVA, A. I. N.; MOTTA, M. F. Avaliação do efeito da energia de soldagem na deposição de aço inoxidável superduplex pelo processo plasma pó. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, n. 20, v. 2, p. 205-218, 2015.

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços Inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades**. São Paulo: Ed. Hemus, 1994.

TAN, H.; WANG, Z.; JIANG, Y.; YANG, Y.; DENG, B.; SONG, H. LI, J. Influence of welding thermal cycles on microstructure and corrosion resistance of 2304 duplex stainless steels. **Corrosion Science**, Kidlington, v. 55, p. 368-377, 2012.

RAMÍREZ-LONDOÑO, A. J. **Precipitação das fases intermetálicas e austenita secundária na zac de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex**. 2001. 241 f. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of stainless steels**. 2. ed. New York: Wiley-Interscience, 1996.

SHACKELFORD, J. F. **Ciência dos materiais: introdução à ciência dos materiais para engenheiros**. 6. ed. São Paulo: Pearson Prentice Hall, 2008.

SOUZA, C. S. **Avaliação da resistência à corrosão localizada do aço inoxidável lean duplex UNS S32204 soldado pelos processos SMAW, GMAW e FCAW**. 2012. 100f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.

TANIGUCHI, C.; OKUMURA, T. **Engenharia e soldagem e aplicações**. Rio de Janeiro: LTC, 1982.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo : Edgard Blücher, 1992.

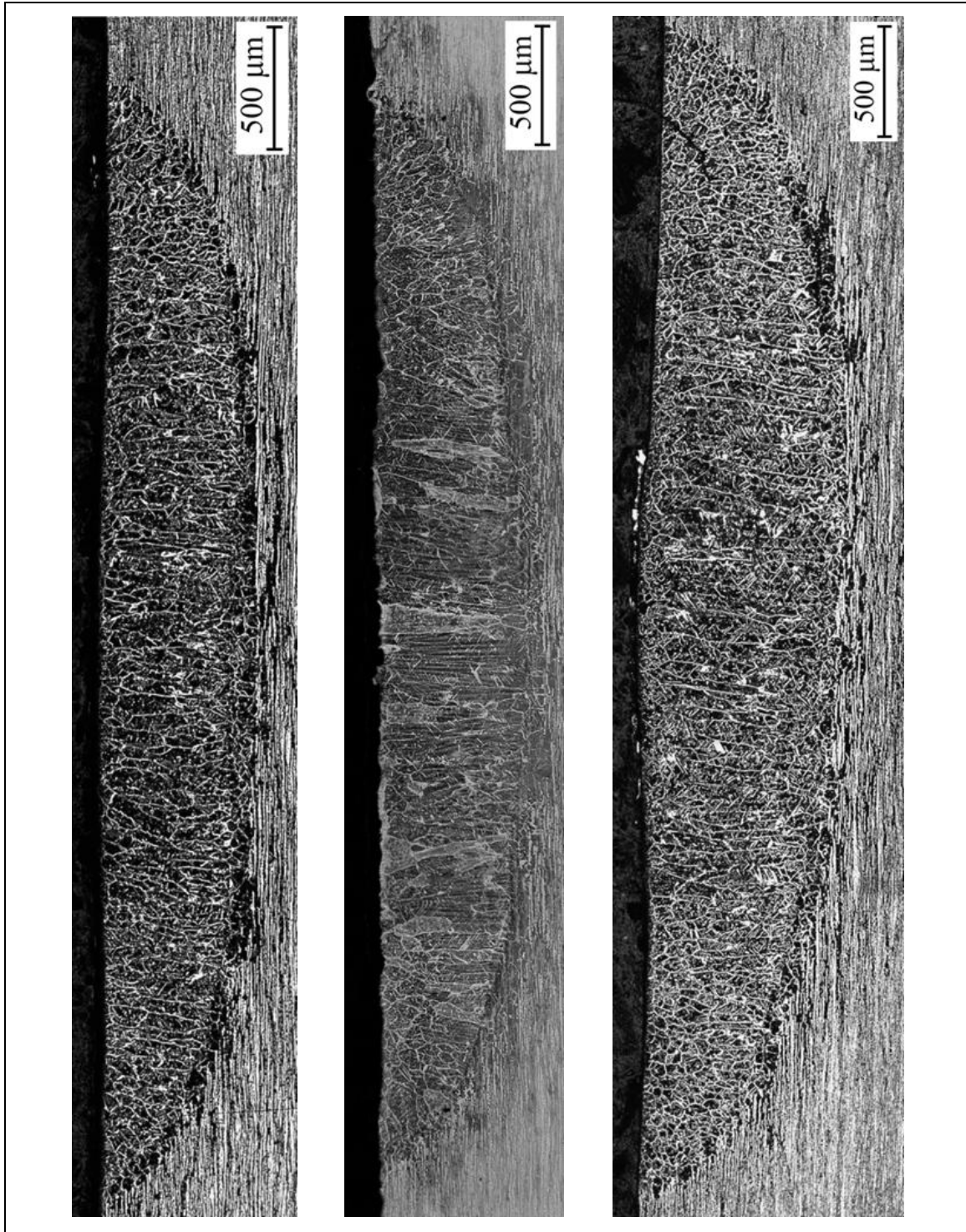
XAVIER, C. R.; JUNIOR, H. G. D.; CASTRO, J. A. An experimental and numerical approach for the welding effects on the duplex stainless steel microstructure. **Materials Research**, São Carlos, v. 18, n.3, p. 489-502, 2015.

YONEKUBO, A. E., **Caracterização microestrutural do aço inoxidável superduplex UNS S 32520 (UR 52 N+) processado por moagem de alta energia**. 2010. 109 f. Tese (Mestrado em Engenharia e Ciência de) – Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2010.

APÊNDICE A - Micrografias da análise geométrica

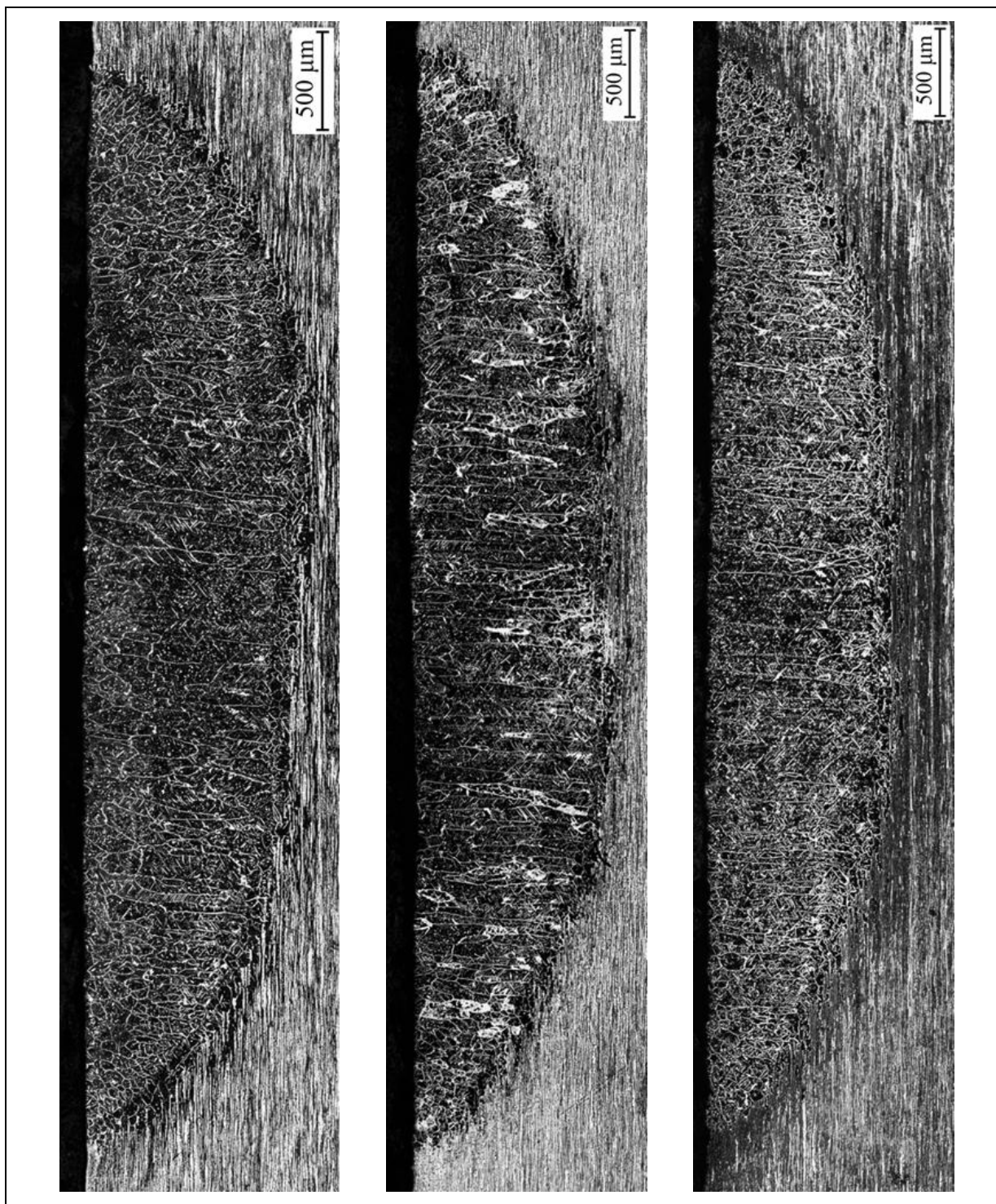
Nas Figuras 58 e 59 são mostradas em maior escala as imagens apresentadas na Figura 44.

Figura 58 - Imagens das amostras CP01, CP02 e CP03.



Fonte: Próprio autor.

Figura 59 - Imagens das amostras CP04, CP05 e CP06.

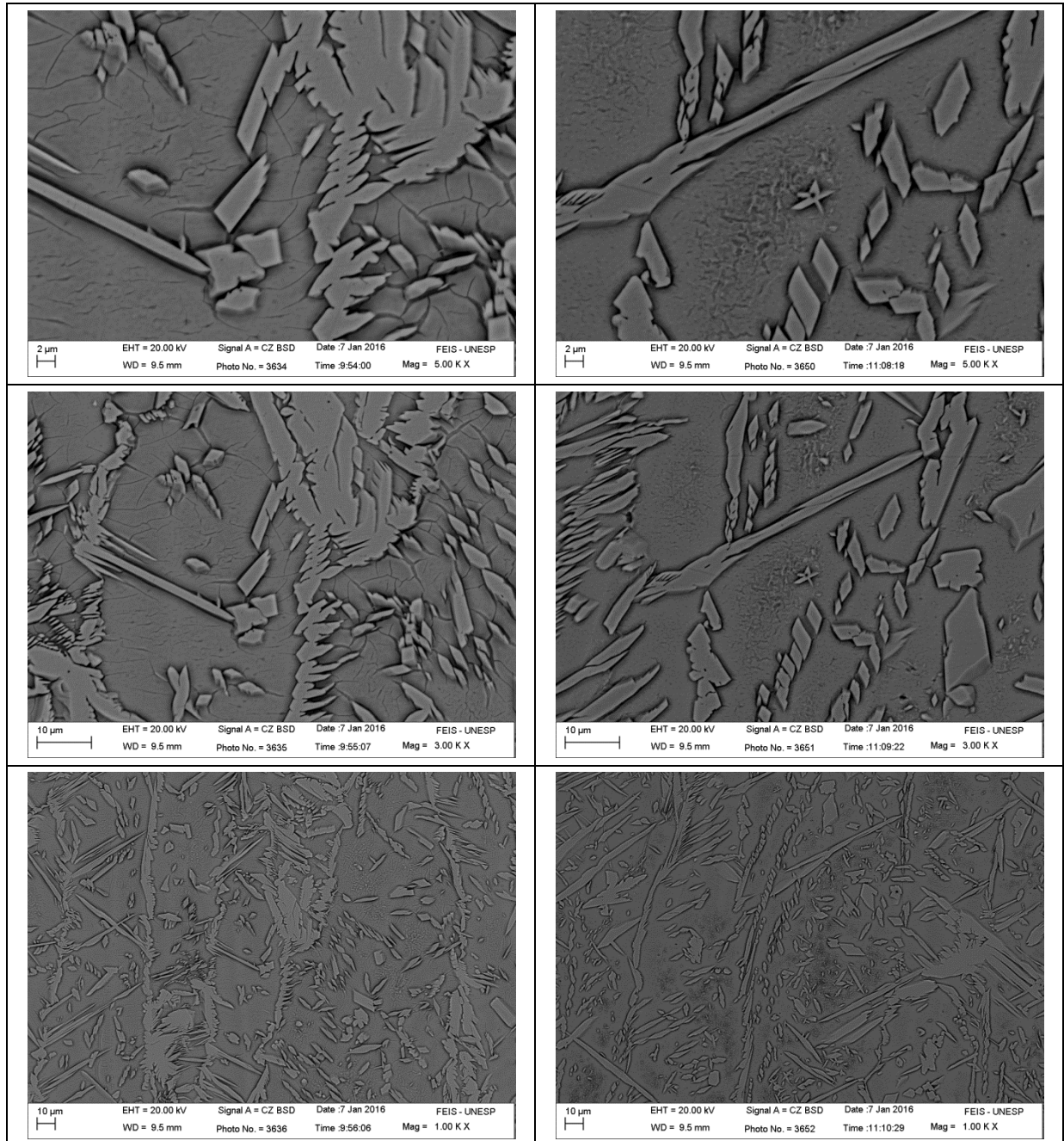


Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE B - Microestrutura típica do metal de solda

Na Figura 60 são mostradas algumas micrografias do metal de solda.

Figura 60 - Micrografias do metal de solda.

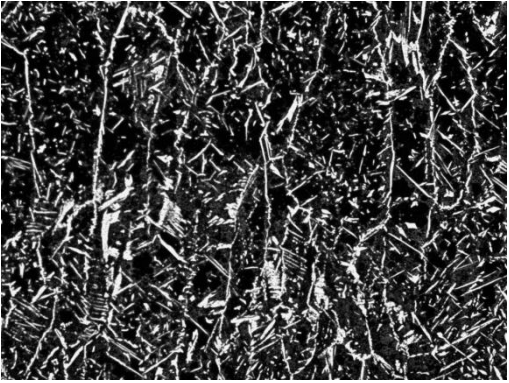
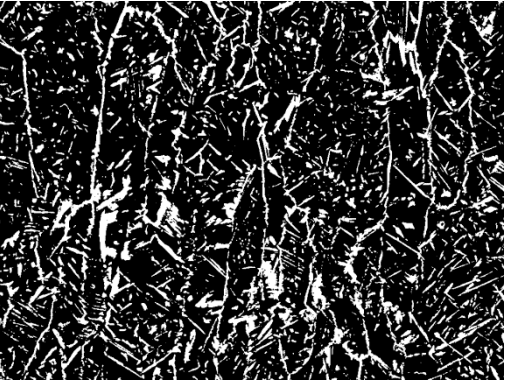
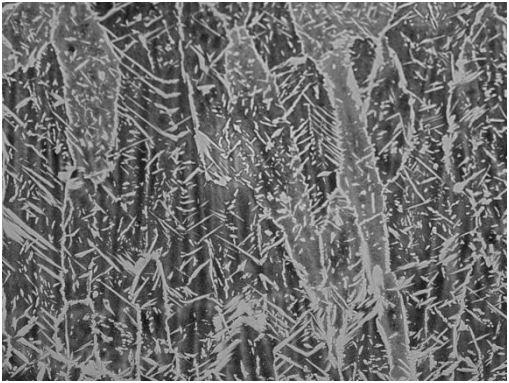
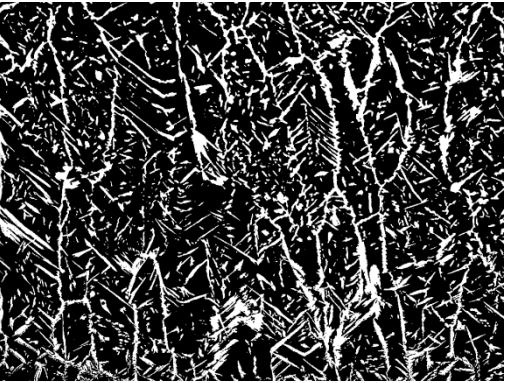
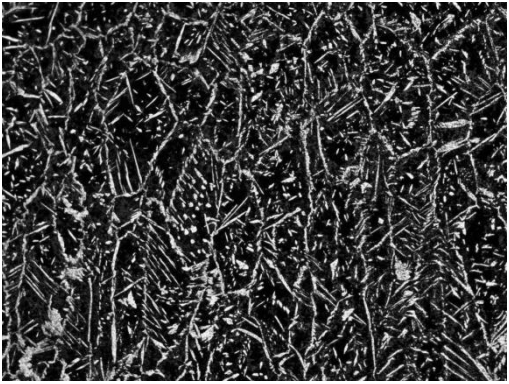
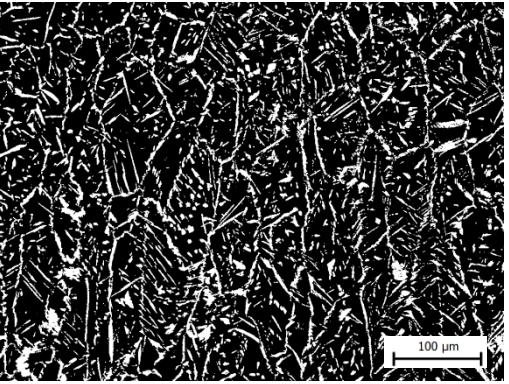


Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE C - Micrografias da análise das fases

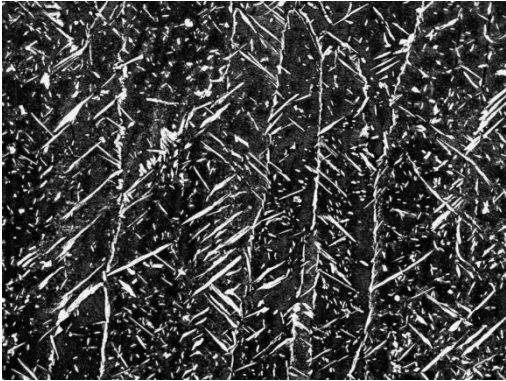
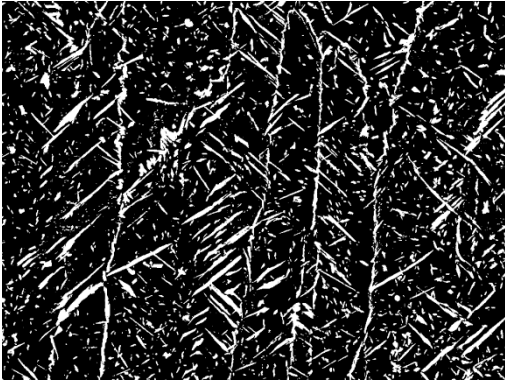
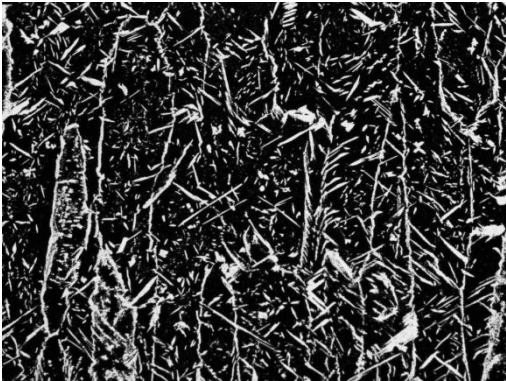
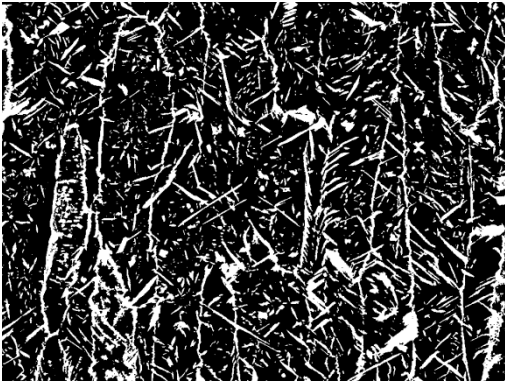
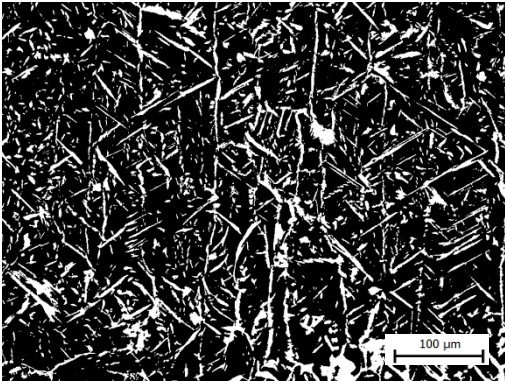
Nas Figuras 61, 62, 63 e 64 são apresentadas algumas micrografias de cada amostra e suas respectivas imagens binarizadas utilizadas para a avaliação da proporção das fases no metal de solda.

Figura 61 - Micrografias do metal de solda e imagens binarizadas das amostras CP01, CP02 e CP03.

Amostra	Micrografia	Micrografia Binarizada
CP01		
CP02		
CP03		

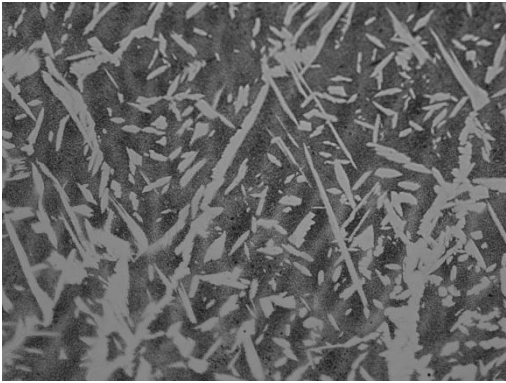
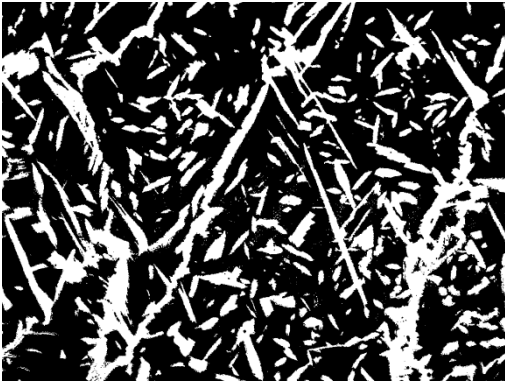
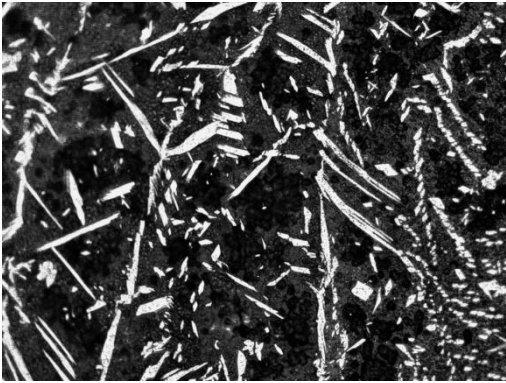
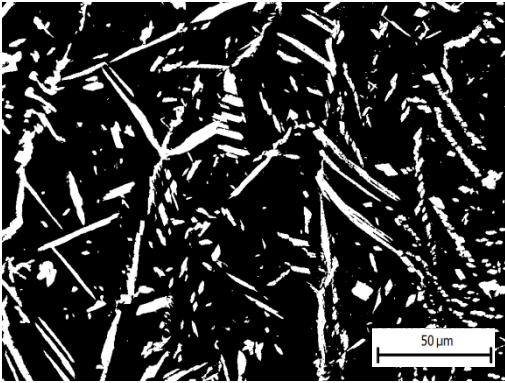
Fonte: Próprio autor.

Figura 62 - Micrografias do metal de solda e imagens binarizadas das amostras CP04, CP05 e CP06.

Amostra	Micrografia	Micrografia Binarizada
CP04		
CP05		
CP06		

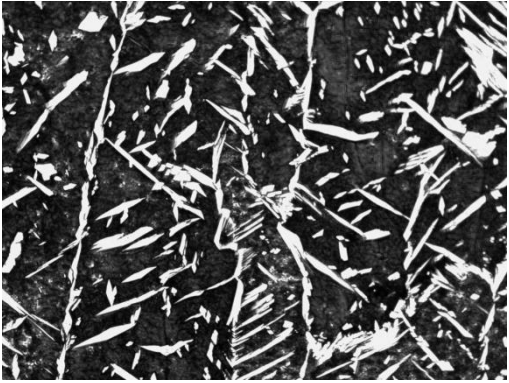
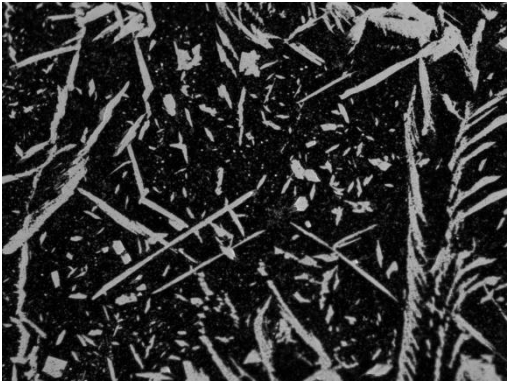
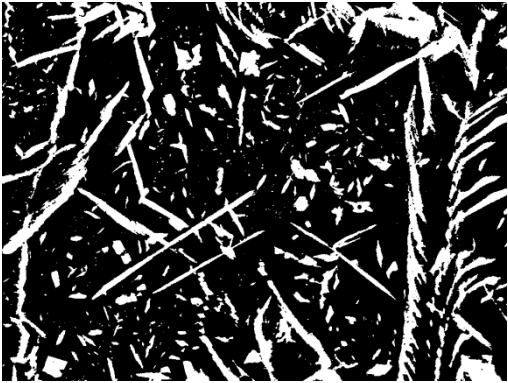
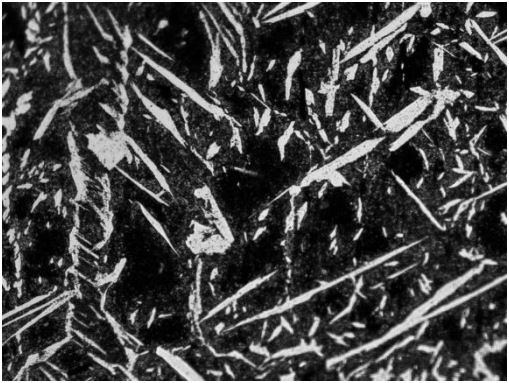
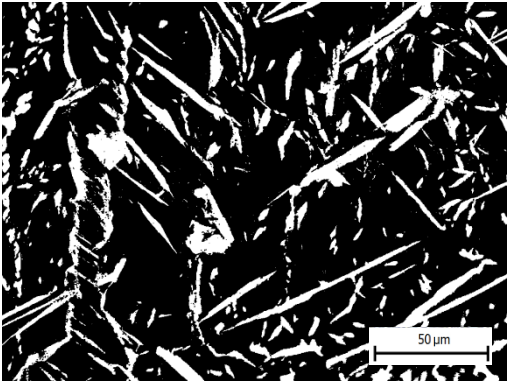
Fonte: Próprio autor.

Figura 63 - Micrografias do metal de solda e imagens binarizadas das amostras CP01, CP02 e CP03.

Amostra	Micrografia	Micrografia Binarizada
CP01		
CP02		
CP03		

Fonte: Próprio autor.

Figura 64 - Micrografias do metal de solda e imagens binarizadas das amostras CP04, CP05 e CP06.

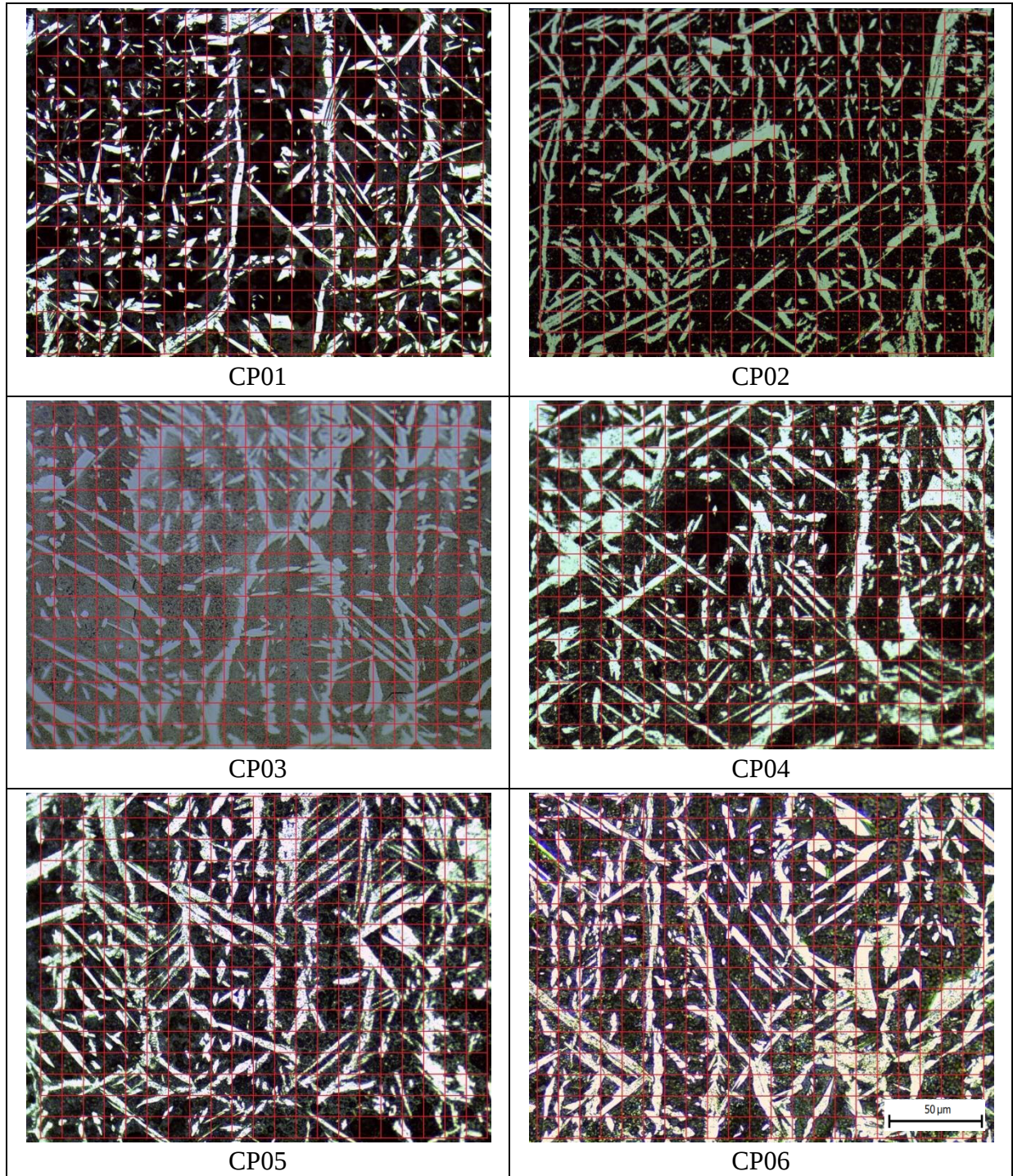
Amostra	Micrografia	Micrografia Binarizada
CP04		
CP05		
CP06		

Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE D - Micrografias para contagem dos pontos

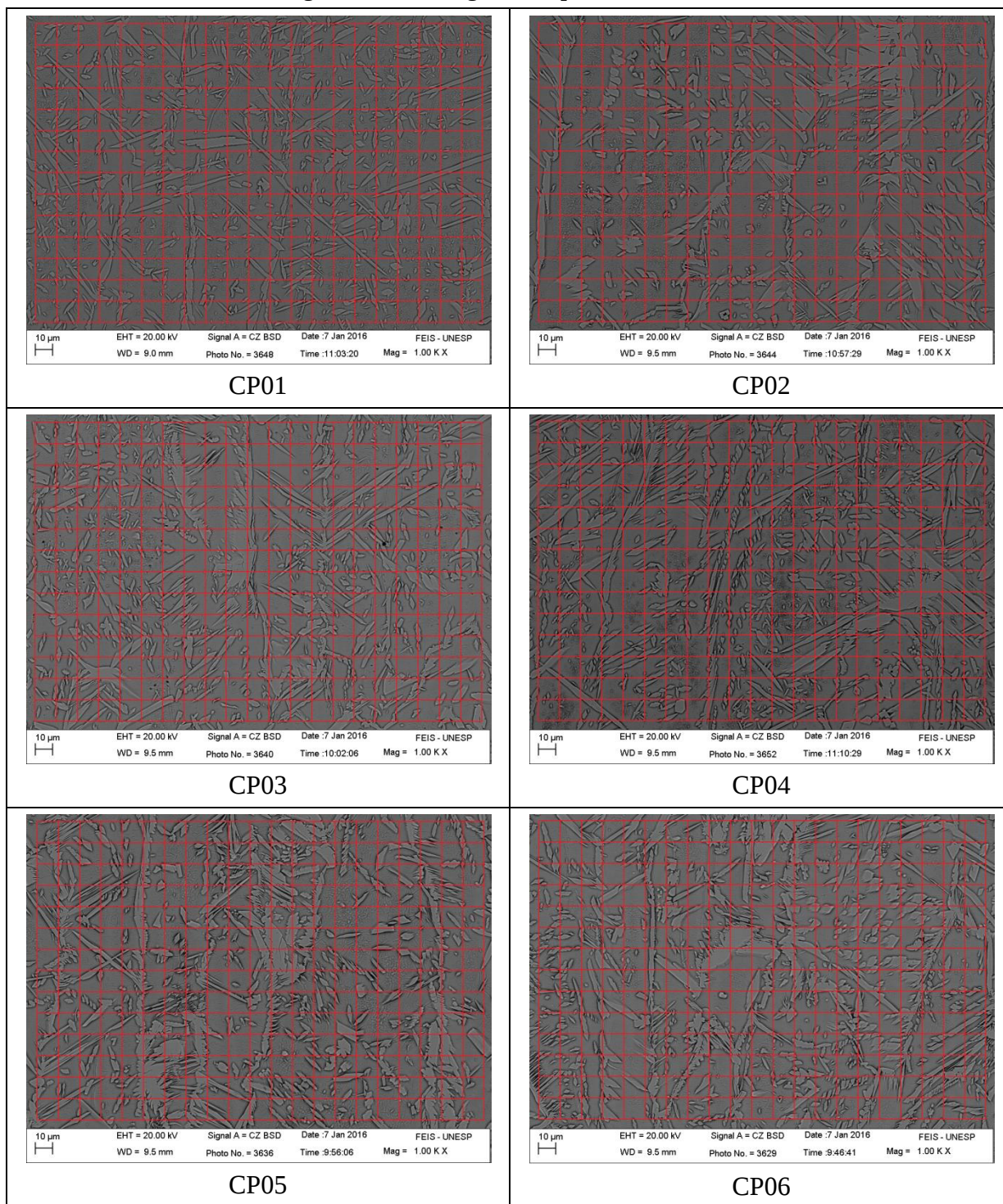
Na Figuras 65 são mostradas as micrografias de MO e na Figura 66 as de MEV, todas com a grade sobreposta para contagem dos pontos e determinação do percentual das fases.

Figura 65 - Contagem dos pontos com MO



Fonte: Próprio autor.

Figura 66 - Contagem dos pontos com MEV

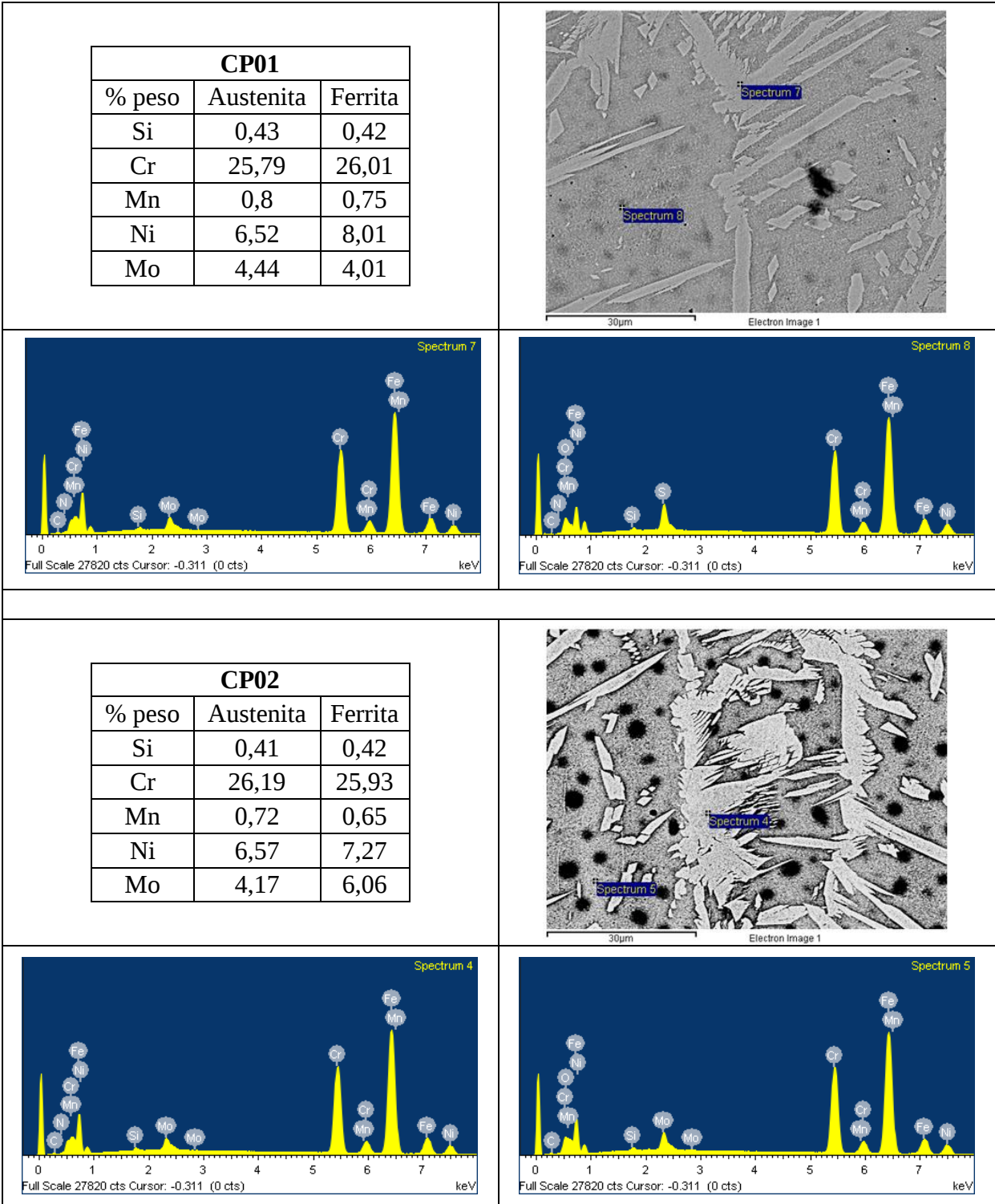


Fonte: Próprio autor.

APÊNDICE E - Ensaios de EDS

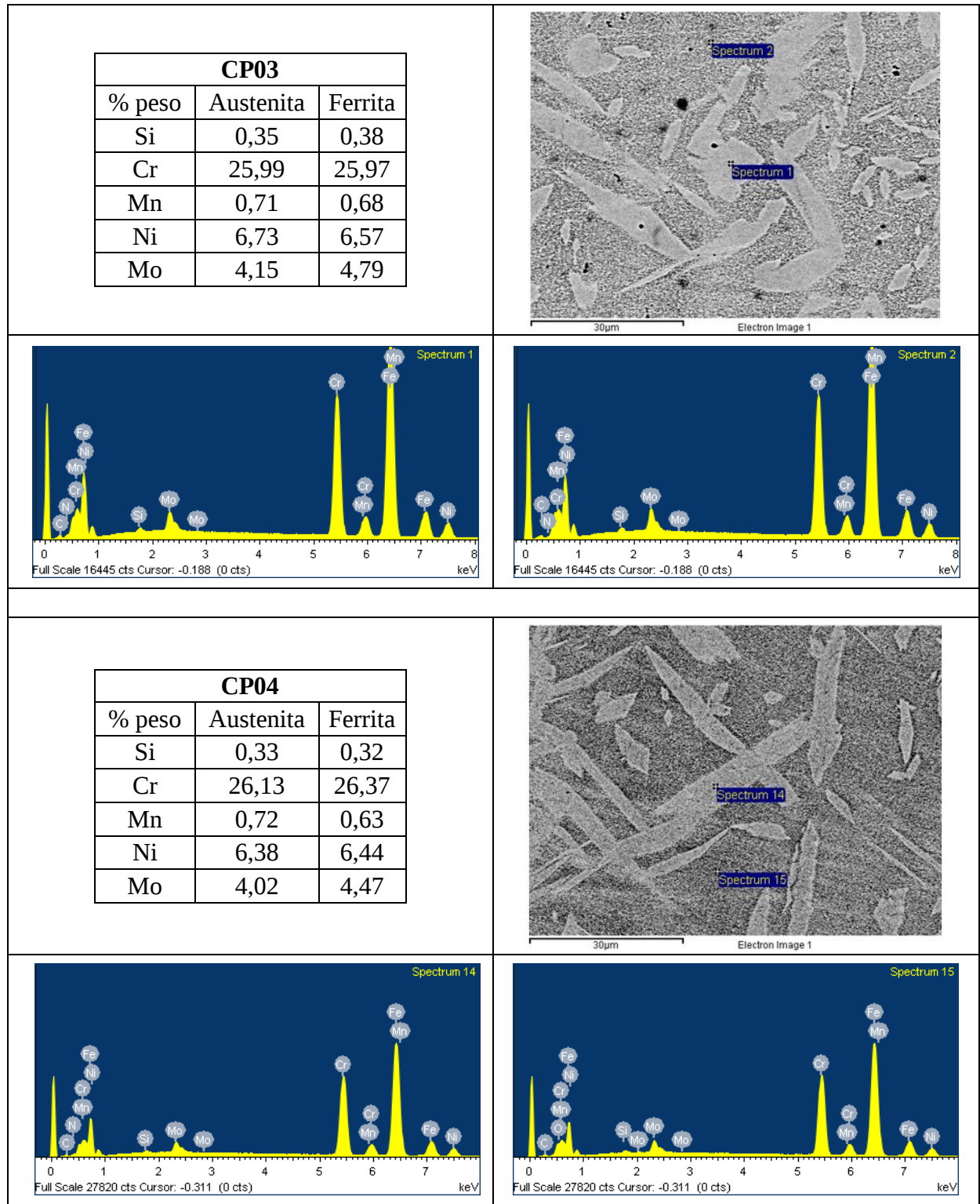
Nas Figuras 67, 68 e 69 são apresentados os resultados dos ensaios de EDS indicando a localização da aferição.

Figura 67 - EDS CP01 e CP02.



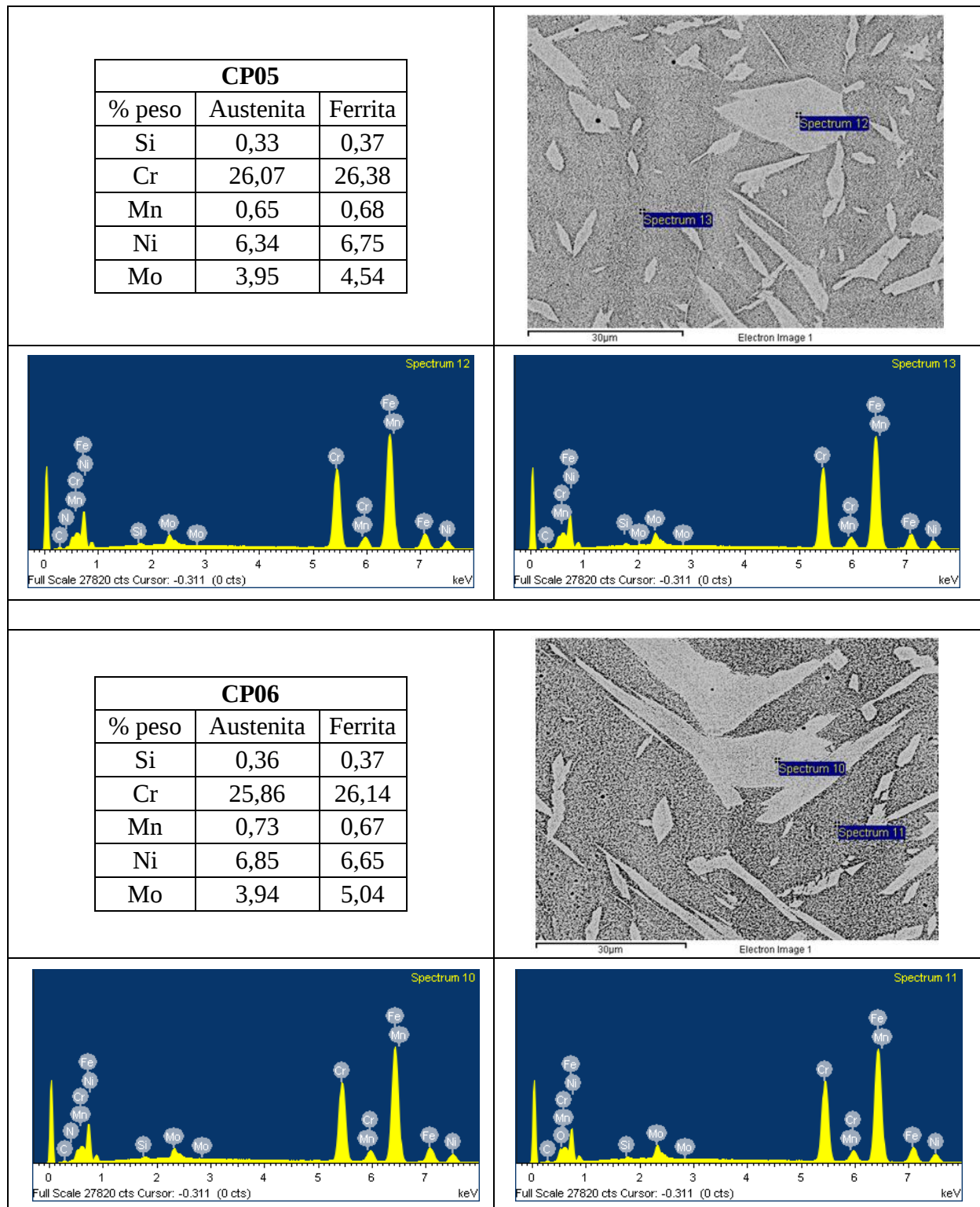
Fonte: Próprio autor.

Figura 68 - EDS CP03 e CP04



Fonte: Próprio autor.

Figura 69 - EDS CP 05 e CP06.



Fonte: Próprio autor.