

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA - “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA
CÂMPUS DE ILHA SOLTEIRA

BRUNA BERBEL SELOTO

**ADIÇÃO DE ELEMENTOS GAMAGÊNICOS NA SOLDAGEM DE CHAPAS DE AÇO
SUPERDUPLEX UNS S32750 POR LASER PULSADO ND:YAG**

Ilha Solteira - SP
2021

BRUNA BERBEL SELOTO

**ADIÇÃO DE ELEMENTOS GAMAGÊNICOS NA SOLDAGEM DE CHAPAS DE AÇO
SUPERDUPLEX UNS S32750 POR LASER PULSADO ND:YAG**

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

Especialidade: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella

Orientador

Dr. Gillian da Silva Crespo

Coorientador

Ilha Solteira - SP

2021

FICHA CATALOGRÁFICA

Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

S468a Seloto, Bruna Berbel.
Adição de elementos gamagênicos na soldagem de chapas de aço
superduplex UNS S32750 por laser pulsado Nd:YAG / Bruna Berbel Seloto. --
Ilha Solteira: [s.n.], 2021
93 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de
Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Materiais e Processos de
Fabricação, 2021

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Coorientador: Gillian da Silva Crespo
Inclui bibliografia

1. Soldagem a laser. 2. Elementos gamagênicos. 3. Eletrólise. 4.
Superduplex.


Raiane da Silva Santos

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: ADIÇÃO DE ELEMENTOS GAMAGÊNICOS NA SOLDAGEM DE CHAPAS DE AÇO SUPERDUPLEX UNS S32750 POR LASER PULSADO ND:YAG

AUTORA: BRUNA BERBEL SELOTO

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

COORIENTADOR: GILLIAN DA SILVA CRESPO

Aprovada 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 (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP

Prof. Dr. ELI JORGE DA CRUZ JUNIOR (Participação Virtual)
Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo - IFSP

Ilha Solteira, 25 de junho de 2021

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao professor Dr. Vicente Afonso Ventrella pela paciência e orientação no meu mestrado. Além disso, agradeço aos alunos da iniciação científica: Leonardo, Sarah e Matheus.

Agradeço principalmente a minha mãe, meu pai e irmã por me apoiarem nos meus objetivos ao longo dos anos.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pela bolsa de mestrado concedida no período de fevereiro de 2019 a abril de 2021.

Agradeço ao pessoal do grupo de pesquisa de soldagem a Laser, principalmente à Carla e ao Rairton que foram meus amigos durante essa jornada.

Por fim, meus amigos da pós-graduação, entre eles o Vitor por me ajudar a compreender os assuntos pertinentes à corrosão e ao Luccas pelo amparo concedido com uso do Latex.

“Não há barreira, fechadura ou ferrolho que possas impor à liberdade da minha mente.”
(Virginia Woolf)

RESUMO

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex apresentam estrutura balanceada de aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita, porém ao soldá-los, devido à alta velocidade de resfriamento e ao elevado aporte térmico, a zona fundida se revela predominantemente ferrítica. Dessa forma, a soldagem a laser Nd:YAG apresenta boa alternativa para esses materiais visto que oferece energia relativamente baixa e concentrada no cordão, consequentemente, Zona Termicamente Afetada diminuta, porém, mesmo que esse processo apresente boa qualidade na soldagem dos aços inoxidáveis superduplex, ainda há desbalanceamento das fases na Zona Fundida. Alguns elementos de liga contribuem para estabilização da fase austenítica nos aços inoxidáveis, entre eles: zinco (Zn), cobre (Cu), nitrogênio (N), manganês (Mn), níquel (Ni), cobalto (Co) e carbono (C). Dessa maneira, o presente trabalho observou a capacidade de balanceamento de fases na região de solda por meio de adição dos elementos gamagênicos cobre, níquel e cobalto em chapas de aço inoxidável superduplex UNS S32750 por meio da eletrodeposição. As análises se basearam na macroscopia, microscopia e microdureza Vickers. Ao todo foram realizadas treze amostras, três com adição de cobre com banho eletrolítico de 60, 80 e 100 minutos; cinco banhadas por níquel com tempos de 5, 6, 7, 8 e 10 minutos e cinco de cobalto com 15, 30, 31, 32 e 40 minutos. Após a eletrólise as chapas foram soldadas em juntas topo e sem abertura de raiz pelo processo a laser Nd:YAG na condição pulsado com parâmetros fixos velocidade de 1mm/s, tempo de pico 5ms, frequência 9Hz, energia de pulso 10J, potência de pico 2kW e gás argônio com fluxo de 20L/min. Os resultados demonstram que as amostras de cobalto e níquel obtiveram bons cordões de solda, sem trincas e com pouca porosidade, destacando-se as amostras de níquel de 7 minutos e cobalto 31 minutos as quais houveram formação próxima de 50% de austenita e 50% de ferrita na Zona Fundida e com durezas semelhantes ao metal base. As amostras de cobre contiveram grande quantidade de trincas e porosidade, além disso, houve pouca formação de austenita para um longo banho eletrolítico. Referente a microdureza, entre as três amostras de cobre, a Cu100 apresentou a microdureza mais próxima em relação ao metal base.

PALAVRAS-CHAVE: Soldagem a laser. Elementos gamagênicos. Eletrólise. Superduplex.

ABSTRACT

The duplex and superduplex stainless steels have a balanced structure of approximately % 50 ferrite and 50 % of austenite, however, when welding them, due to the high cooling speed and the high thermal input, the molten zone is predominantly ferritic. Thus, Nd: YAG laser welding presents a good alternative for these materials since it offers relatively low and concentrated energy in the bead and, consequently, a small Thermally Affected Zone, however, even though this process shows good quality when welding superduplex stainless steel, there is still an imbalance of the phases in the Fused Zone. Some alloy elements contribute to stabilizing the austenitic phase in stainless steels, including zinc (Zn), copper (Cu), nitrogen (N), manganese (Mn), nickel (Ni), cobalt (Co) and carbon (C). Thus, the present work observed the ability to balance phases in the weld region by adding the copper, nickel, and cobalt gamma elements in UNS S32750 super-duplex stainless steel sheets through electrodeposition. The analyzes were based on macroscopy, microscopy, and Vickers microhardness. In all, thirteen samples were taken, three with the addition of copper with an electrolytic bath of 60, 80 and 100 minutes; five bathed in nickel with times of 5, 6, 7, 8, and 10 minutes and five cobalt with 15, 30, 31, 32, and 40 minutes. After electrolysis the plates were welded on top joints and without root opening by the Nd: YAG laser process in the pulsed condition with fixed parameters speed of 1mm / s, peak time 5ms, frequency 9Hz, pulse energy 10J, peak power 2kW and argon gas with a flow rate of 20L / min. The results show that the cobalt and nickel samples obtained good weld beads, with no cracks and with little porosity, highlighting the nickel samples of 7 minutes and cobalt 31 minutes which had a formation of near to 50 % of austenite and 50 % ferrite with a hardness similar to the base metal. The copper samples contained several cracks and porosity, also, there was little austenite formation for a long time of electrolytic bath. Regarding microhardness, among the three Cu samples, Cu100 presented the closest microhardness in relation to the base metal.

KEYWORDS: Laser welding. Gammagenic elements. Electrolysis. Superduplex.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1	Força relativa de elementos de liga. A esquerda são formadores de ferrita e a direita formadores de austenita	18
Figura 2	Espectro do laser e lâmpada.	20
Figura 3	Geração Nd:YAG : princípio de funcionamento na cavidade geradora do laser.	21
Figura 4	Representação esquemática do sistema de soldagem a laser Nd:YAG. . . .	22
Figura 5	Esboço do feixe laser, <i>keyhole</i> e solidificação.	24
Figura 6	Representação do aço inoxidável e seu filme passivador.	25
Figura 7	Respectivas composições e nomenclatura dos aços inoxidáveis.	27
Figura 8	Diagrama de Schaeffler	28
Figura 9	Microestrutura do Aço Inoxidável Matensítico AISI 410. Ataque utilizado Kalling.	29
Figura 10	Micrografia óptica aço inoxidável ABNT 304	30
Figura 11	Extrutura típica DDS laminado a quente. A região escura e a mais clara são, repectivamente, ferrita e austenita.	31
Figura 12	Precipitação de fases típicas que podem ocorrer em aços inoxidáveis duplex e superduplex.	32
Figura 13	Soldagem autogena aço inoxidável superduplex. Ataque- Behara.	33
Figura 14	Representação esquemática da camada eletrolítica.	35
Figura 15	Sentido soldagem Nd:YAG.	36
Figura 16	Eletrodeposição realizada no laboratório.	37
Figura 17	Máquina de soldagem a laser do Laboratório de Soldagem da FEIS - UNESP.	38
Figura 18	Cálculo da sobreposição do pulso.	39
Figura 19	Microscópios utilizados no trabalho	40
Figura 20	Corte realizado pela guilhotina antes do embutimento	40
Figura 21	Locais onde as fotos foram retiradas no cordão de solda para análise volumétrica de austenita e ferrita	41
Figura 22	Microdurômetro Buehler MicroMet 5114.	41
Figura 23	Esquematização do ensaio de Microdureza Vickers	42
Figura 24	Resultado eletrodeposição cobre	43
Figura 25	Espessura revestimento de cobre x tempo	44
Figura 26	Resultado eletrodeposição níquel	44
Figura 27	Resultado eletrodeposição níquel	45
Figura 28	Resultado eletrodeposição cobalto	46
Figura 29	Resultado eletrodeposição cobalto	47

Figura 30	Cordões de solda amostra Cu60	48
Figura 31	Cordões de solda amostra Cu80	49
Figura 32	Cordões de solda amostra Cu100	49
Figura 33	Cordões de solda com adição de níquel	50
Figura 34	Cordões de solda com adição de cobalto	51
Figura 35	Macrografia da seção transversal do cordão Cu100	53
Figura 36	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Cu60	53
Figura 37	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Cu80	54
Figura 38	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Cu100	54
Figura 39	Macrografia da seção transversal do cordão Ni07	55
Figura 40	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Ni05	55
Figura 41	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Ni06	56
Figura 42	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Ni07	56
Figura 43	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Ni08	57
Figura 44	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Ni10	57
Figura 45	Macrografia da seção transversal do cordão Co31	58
Figura 46	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Co15	58
Figura 47	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Co30	59
Figura 48	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Co31	59
Figura 49	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Co32	60
Figura 50	Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Co 40	60
Figura 51	A direita a microscopia óptica do cordão Ni05 e a esquerda o balanço volumétrico por meio de pixels.	61
Figura 52	A direita a microscopia óptica do cordão Co30 e a esquerda o balanço volumétrico por meio de pixels.	63
Figura 53	Imagem obtida por MEV da área onde foi realizada o EDS do exemplar do eletrodo de cobre.	70
Figura 54	Espectro gerado pelo EDS no exemplar do eletrodo de cobre.	70
Figura 55	Imagem obtida por MEV da área onde foi realizada o EDS do exemplar do eletrodo de níquel.	71
Figura 56	Espectro gerado pelo EDS no exemplar do eletrodo de níquel.	71
Figura 57	Imagem obtida por MEV da área onde foi realizada o EDS do revestimento de cobre	72
Figura 58	Espectro gerado pelo EDS no revestimento de cobre.	72
Figura 59	Imagem obtida por MEV da área onde foi realizada o EDS do revestimento de níquel	73
Figura 60	Espectro gerado pelo EDS no revestimento de níquel.	73
Figura 61	Imagem obtida por MEV da área onde foi realizada o EDS do revestimento de cobalto.	74

Figura 62	Espectro gerado pelo EDS no revestimento de cobalto.	74
Figura 63	Microscopia óptica Ni05 seção 1	75
Figura 64	Microscopia óptica Ni06 seção 1	76
Figura 65	Microscopia óptica Ni07 seção 1	77
Figura 66	Microscopia óptica Ni08 seção 1	78
Figura 67	Microscopia óptica Ni10 seção 1	79
Figura 68	Microscopia óptica Ni05 seção 2	80
Figura 69	Microscopia óptica Ni06 seção 2	81
Figura 70	Microscopia óptica Ni07 seção 2	82
Figura 71	Microscopia óptica Ni08 seção 2	83
Figura 72	Microscopia óptica Ni10 seção 2	84
Figura 73	Microscopia óptica Co15 seção 1	85
Figura 74	Microscopia óptica Co30 seção 1	86
Figura 75	Microscopia óptica Co31 seção 1	87
Figura 76	Microscopia óptica Co32 seção 1	88
Figura 77	Microscopia óptica Co40 seção 1	89
Figura 78	Microscopia óptica Co15 seção 2	90
Figura 79	Microscopia óptica Co30 seção 2	91
Figura 80	Microscopia óptica Co31 seção 2	92
Figura 81	Microscopia óptica Co32 seção 2	93
Figura 82	Microscopia óptica Co40 seção 2	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química UNS S32750.	35
Tabela 2 – Parâmetros de soldagem definidos.	39
Tabela 3 – Espessura média das amostras de cobre.	43
Tabela 4 – Espessura média das amostras de níquel.	45
Tabela 5 – Espessura média das amostras de cobalto.	46
Tabela 6 – Fração volumétrica de austenita-ferrita nas amostra de Ni	61
Tabela 7 – Fração volumétrica de austenita-ferrita nas amostra de cobre	62
Tabela 8 – Resultados do ensaio de Microdureza Vickers.	63

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISD	Aço inoxidável superduplex
AISI	<i>Iron and Steel Institute</i>
CCC	Cúbica de corpo centrado
CFC	Cúbica de face centrada
CNPq	Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico
Cr_{eq}	Cromo equivalente
DPSSL	<i>Diode Pumped Solid State Laser</i>
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
MB	Metal Base
MAG	<i>Metal-active gas arc</i>
MIG	<i>Metal-inert gas arc</i>
Nd:YAG	<i>Neodymium-doped yttrium aluminium garnet</i>
Ni_{eq}	Níquel equivalente
PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent Number</i>
TIG	<i>Tungsten inert gas</i>
UNESP	Universidade Estadual Paulista
UNS	<i>Unified Numbering System</i>
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona termicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

γ	Austenita
δ	Ferrita
σ	Fase sigma
χ	Fase chi
ϵ	Fase épsilon
%	Porcentagem
Cu	Cobre
Ni	Níquel
Co	Cobalto
W	Watt
CO_2	Gás Carbonico
Cr	Cromo
C	Carbono
Fe	Ferro
Au	Ouro
Pt	Platina
$M_{23}C_6$	Carboneto
Cr_7C_3	Carboneto
Mo	Molibdênio
Nb	Nióbio
Ti	Titânio
Si	Silício
N	Nitrogênio
Cr_2N	Nitreto de cromo

Cl^-	Ânion cloreto
$^{\circ}C$	Graus celsius
mm	Milímetro
g	Grama
NaOH	Hidróxido de sódio
$CuSO_4.5H_2O$	Sulfato de cobre
ml	Mililitro
H_2SO_4	Ácido sulfúrico
H_2O	água
$NiCl_2.6H_2O$	Cloreto de níquel
$NiSO_4.6H_2O$	Sulfato de níquel
H_3BO_3	Ácido bórico
$CoSO_4.7H_2O$	Sulfato de cobalto
NaCl	Cloreto de sódio
$K_2S_2O_5$	Metabissulfito de potássio
NH_4HF_2	Bifluoreto de amônio
m	Massa
M	mMssa molecular do elemento
i	Corrente
A	Ampere
s	Segundo
n	Carga iônica
F	Constante de Faraday
ρ	Densidade do metal de deposição
Hz	Hertz
μ	Micrómetro
O	Oxigênio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	17
2	OBJETIVOS	19
3	REVISÃO TEÓRICA	20
3.1	LASER	20
3.1.1	Princípio de funcionamento LASER	20
3.1.2	Meio Ativo	21
3.2	FUNDAMENTOS DA SOLDAGEM A LASER	22
3.2.1	Técnicas de Soldagem a Laser	23
3.3	AÇOS INOXIDÁVEIS	24
3.3.1	Histórico dos aços inoxidáveis	24
3.3.2	Princípios dos aços inoxidáveis	25
3.3.3	Relação entre a composição química e microestrutura	27
3.3.4	Aço inoxidável Martensítico	28
3.3.5	Aço Inoxidável Ferrítico	29
3.3.6	Aço inoxidável Austenítico	30
3.3.7	Aços inoxidáveis duplex	30
3.3.7.1	<i>Soldabilidade aços inoxidáveis duplex</i>	32
3.4	ELETRODEPOSIÇÃO	33
3.4.1	Eletrodeposição de Cobre	33
3.4.2	Eletrodeposição de Níquel	33
3.4.3	Eletrodeposição de Cobalto	34
4	MATERIAIS E MÉTODOS	35
4.1	ELETRODEPOSIÇÃO	36
4.1.1	Espessuras depositadas	37
4.2	SOLDAGEM	38
4.3	CARACTERIZAÇÃO MACROGRÁFICA E MICROGRÁFICA	39
4.4	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS	41
5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
5.1	ELETRÓLISE	43
5.1.1	Deposição de Cobre	43
5.1.2	Deposição de Níquel	44
5.1.3	Deposição de Cobalto	45

5.2	ANÁLISE MACOGRÁFICA	48
5.2.1	Cordão de solda cobre	48
5.2.2	Cordão de solda níquel	50
5.2.3	Cordão de solda cobalto	51
5.3	MICROSCOPIA	52
5.3.1	Microscopia cobre	52
5.3.2	Microscopia níquel	54
5.3.3	Microscopia cobalto	57
5.4	FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DAS MICROESTRUTURAS	60
5.4.1	Cobre	60
5.4.2	Níquel	60
5.4.3	Cobalto	62
5.5	MICRODUREZA VICKERS	63
6	CONCLUSÃO	65
	REFERÊNCIAS	66
	APÊNDICE A – ESPECTROS EDS ELETRODO DE COBRE E NÍQUEL	70
	APÊNDICE B – ESPECTROS EDS CAMADA REVESTIDA DE COBRE, NÍQUEL E COBALTO	72
	APÊNDICE C – MICROSCOPIA ÓPTICA CORDÃO DE NÍQUEL	75
	APÊNDICE D – MICROSCOPIA ÓPTICA CORDÃO DE COBALTO	85

1 INTRODUÇÃO

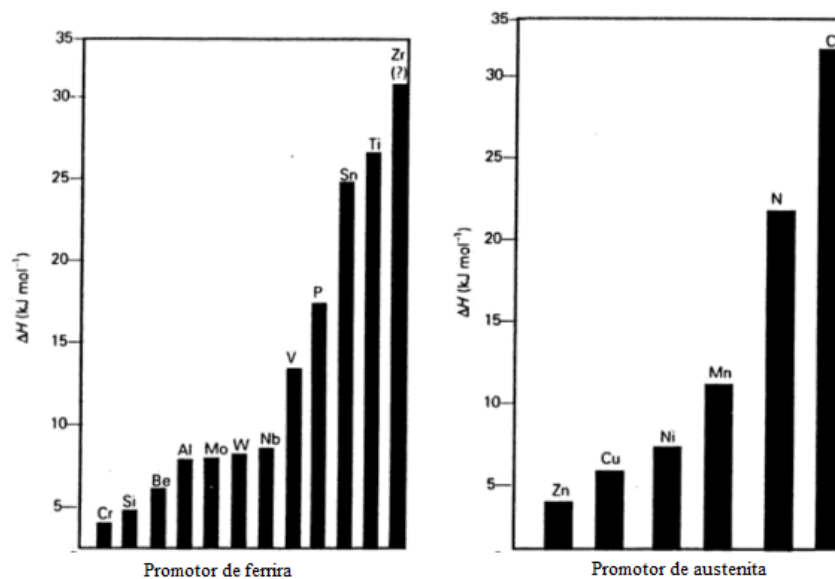
Os aços inoxidáveis superduplex (AISD) são materiais que combinam elevadas propriedades mecânicas como tensão ao escoamento e tenacidade ao impacto com alta resistência à corrosão. Essas características são obtidas principalmente devido a microestrutura praticamente bifásica balanceada de austenita (γ) e ferrita (δ) advindas de tratamento termomecânico (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007). Por essas razões o aço inoxidável superduplex é utilizado em indústrias químicas e petroquímicas principalmente *offshore* (MIRAKHORLI; GHAINI; TORKAMANY, 2012).

Embora possua boas propriedades, é um desafio a manutenção da estrutura dos aços inoxidáveis superduplex após a soldagem (SIVAKUMAR; SARAVANAN; RAGHUKANDAN, 2017). Considerando a elevada taxa de resfriamento nos processos de soldagem na Zona Fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada pelo Calor (ZTA) é esperado haver maior quantidade de ferritidades nesses materiais (MIRAKHORLI; GHAINI; TORKAMANY, 2012). Atualmente, os processos semi-automáticos ou totalmente automatizado como *tungsten inert gas* (TIG), *metal inert-gas* (MIG) e *metal-active gas arc* (MAG) são os processos mais utilizados na manufatura e soldagem de aços inoxidáveis, porém, possuem muitas deficiências como baixa eficiência de soldagem e alta deformação térmica (WU et al., 2018). Por essas razões faz necessário o estudo de processos de soldagem para aços inoxidáveis superduplex. Uma das alternativas é a soldagem a laser.

Entre as vantagens da soldagem a laser estão a alta velocidade de soldagem, facilidade de automatização, baixo calor de entrada e pequena ZTA (BOLUT et al., 2016). A estreita área de focalização do feixe do laser produz baixo aquecimento de entrada no cordão de solda que, por conseguinte, cria uma ZTA diminuta, inclusive menor que no processo TIG (QUINTINO et al., 2007). Devido a isso, a soldagem a laser é viável para aços inoxidáveis duplex e superduplex pois os precipitados - fases sigma (σ), chi (χ), e épsilon (ϵ) - podem ser evitados.

Apesar das vantagens da soldagem a laser em materiais duplex e superduplex com relação aos processos citados, alguns trabalhos mostraram que o balanceamento de 50% de ferrita e 50% de austenita na região de soldagem autógena são afetados (MUTHUPANDI et al., 2005; SIVAKUMAR; SARAVANAN; RAGHUKANDAN, 2017). Alguns elementos como carbono (C), nitrogênio (N), níquel (Ni) e outros como indicado na Figura 1, são gamagênicos, ou seja, estabilizadores de austenita (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007). Portanto a união dos elementos citados com a soldagem a laser em aços inoxidáveis duplex é vantajoso.

Figura 1 – Força relativa de elementos de liga. A esquerda são formadores de ferrita e a direita formadores de austenita



Fonte: Bhadeshia e Honeycombe (2017)

Trabalhos indicam a melhora no balanceamento de fases na soldagem de duplex ou superduplex com adição de elementos gamagênicos. Segundo o trabalho de Leite et al. (2019) na soldagem dissimilar a laser Nd:YAG entre os materiais UNS S32750 e 316L houve a formação de austenita na Zona Fundida por causa da influência do níquel da aço inoxidável austenítico. No trabalho de Junior et al. (2019) os autores adicionaram níquel eletrolítico em formas de folhas de 30 μm de espessura em chapas de UNS S32750 soldados a laser pulsado, os resultados demonstraram formação de aproximadamente 50% de ferrita e 50% austenita no cordão de solda. Dessa forma, o presente trabalho pretende adicionar os elementos gamagênicos cobre (Cu), níquel (Ni) e Cobalto (Co) em chapas de aço superduplex UNS S32750 com uso com o uso do laser pulsado Nd:YAG, porém o acréscimo dessas substâncias serão com o auxílio da eletrólise. Esse método é uma boa alternativa para depositar pequenas espessuras como o necessário para obtenção de fases balanceadas em aços superduplex na soldagem a laser.

2 OBJETIVOS

Haja vista a importância do balanço de fases nos aços inoxidáveis duplex e superduplex para manutenção das propriedades mecânicas e de corrosão, foram adicionados os elementos gamagênicos – cobre, níquel e cobalto – com uso da eletrólise no material superduplex UNS S32750 e então foram soldados com laser pulsado Nd:YAG. O objetivo foi obter um cordão de solda com aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita, similar ao Metal de Base. Os objetivos específicos são:

- Fazer macrografia no cordão de solda para observar as nuances das zona fundida, zona afetada pelo calor e metal de base, ou ainda possíveis defeitos como trincas;
- Realizar o ensaio de microdureza Vickers na superfície do material, a fim de analisar as variações de dureza ao longo das diferentes regiões da solda;
- Analisar pela microscopia eletrônica de varredura a amostra e observar a microestrutura formada nas respectivas regiões;

3 REVISÃO TEÓRICA

3.1 LASER

A palavra Laser provém de *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation* (Amplificação da Luz por Emissão Estimulada de Radiação). Em 1964, dois cientistas estadunidenses (Schawlow e Townes) e dois russos (Basov e Projorov) que, apesar de estarem distantes e não se comunicarem entre si, apresentaram quase simultaneamente a possibilidade de produção de osciladores e amplificadores baseado no princípio dos maser-laser (laser de microondas). Por esse feito, os quatro dividiram o prêmio Nobel de Física (RENK, 2012).

Apesar da criação do Laser em 1964, seu princípio foi desenvolvido nas primeiras décadas do século XX com a criação do modelo atômico de Bohr. A mecânica quântica portou-se como base teórica para sua criação. Outro estudo que possibilitou esse feito foi em 1917, quando Einstein introduziu a teoria de um terceiro processo de emissão estimulada de radiação (KATAYAMA, 2013).

3.1.1 Princípio de funcionamento LASER

A radiação Laser acontece quando os átomos recebem energia externa, tornando-se excitados, liberando energia em forma de fótons quando retornam ao seu estado fundamental. Esse processo repete dentro de um tubo, amplificando-se.

A diferença entre uma lâmpada comum e um laser consiste em seu nível de coerência, enquanto a primeira emite raios de luz em todas as direções, o laser o faz de forma ordenada e direcionada (RENK, 2012).

Outra característica do laser é que sua luz é monocromática, visto que a energia carregada pelo fóton estimulante e o emitido são as mesmas (BAGNATO, 2008). Assim, possui uma largura espectral estreita e com grande coerência temporal diferente do que ocorre com uma lâmpada, como pode se observar na Figura 2.

Figura 2 – Espectro do laser e lâmpada.



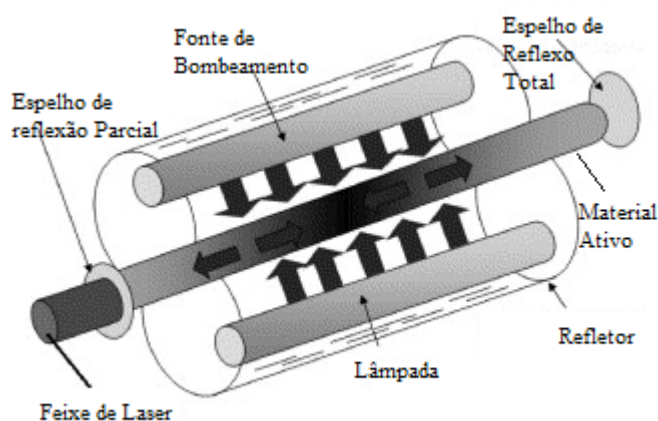
Fonte: Bagnato (2008)

A intensidade do feixe laser pode ser extremamente grande. Existem duas formas de laser: pulsado e contínuo. Nos lasers pulsados a potência de pico pode ser muito maior que os lasers contínuos, atingindo até 1 petawatt ($1\text{Petawatt} = 10^{15}\text{W}$) (HANNA, 1989).

Os Laser em estado sólido são todos em que o meio ativo seja cristalino, vidro ou cerâmico. Os primeiros lasers de estado sólido foram realizados em 1960, entretanto, eram volumosos e ineficientes pois eram bombeados por lâmpadas de flash. Em 1964 surgiu o primeiro laser bombeado por diodo (KEYES; QUIST, 1964), o que permitiu produzir altas potências, diminuir custos e tamanho.

A elevada potência atingida pelo bombardeamento de diodo possibilitou o uso do laser no estado sólido – Laser de Estado Sólido Bombeados por Diodo (*Diode Pumped Solid State Laser – DPSSL*) (FAN; BYER, 1988). Esse fator também acarretou em um elevado aquecimento do meio ativo, por isso é necessário um sistema de refrigeração. Em suma, o feixe de laser é gerado dentro de uma cavidade a qual contém um material ativo, uma fonte de bombeamento e uma cavidade ressonante (RIBOLLA; DAMOULIS; BATALHA, 2005), indicados pela Figura 3.

Figura 3 – Geração Nd:YAG : princípio de funcionamento na cavidade geradora do laser.



Fonte: Ribolla, Damoulis e Batalha (2005)

3.1.2 Meio Ativo

O meio ativo pode ser líquido, gasoso (CO_2) ou sólido, os quais normalmente são cristais ou vidros dopados de terras raras (WEBER, 2019). O material deve possuir características térmicas, mecânicas e ópticas adequadas e ser transparente ao comprimento de onda do laser para que não absorva a radiação. O material ativo é responsável pela amplificação da energia emitida pela fonte de bombeamento.

Os laser de estado sólido compostos de rubi e Nd:YAG são amplamente utilizados em processos de manufatura. (MAHAMOOD et al., 2013).

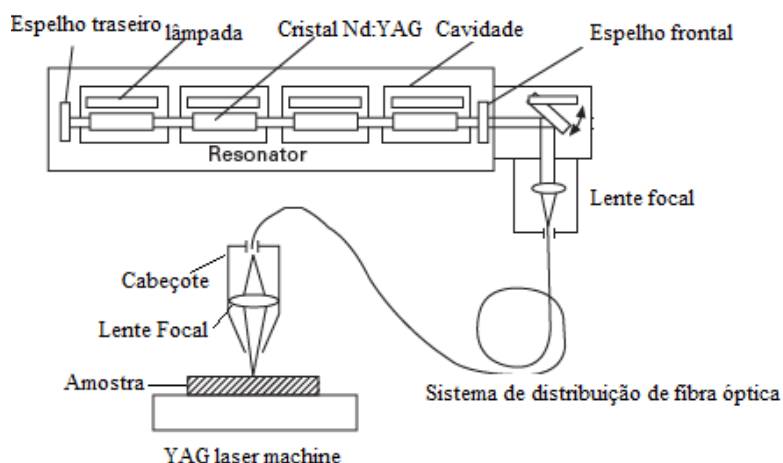
3.2 FUNDAMENTOS DA SOLDAGEM A LASER

Devido a elevada gama de fontes a laser, é possível atender vários níveis de espectros eletromagnéticos como, por exemplo, ultravioleta extremo até o infravermelho; além disso, o feixe a laser pode ser definido em relação ao tempo, seja como corrente contínua ou pulsada. Por fim, há a possibilidade de controlar a seção transversal do feixe, dessa forma a soldagem a laser é capaz de inserir uma grande quantidade de energia em uma pequena área em picosegundo (10^{-12} s) (KATAYAMA, 2013). Essa quantidade de alternativas permite que exista um controle no fluxo de energia em um determinado ponto específico do material e, consequentemente, maior controle no processo de transformação de fases.

As principais vantagens da soldagem a laser podem ser elencadas por: presença de ZTA diminuta devido a energia concentrada, capacidade de alta velocidade de soldagem e de automatização do processo. A principal desvantagem é alto investimento no equipamento.

Os dois principais laser que são utilizados na soldagem são com os meios CO_2 e o Nd:YAG. Os equipamentos que os constituem são uma fonte de energia e seus controles, a fonte a laser (a cavidade ressonante) e o sistema de refrigeração. A Figura 4 esquematiza o funcionamento de um sistema a laser Nd:YAG. A cavidade ressonante possui a função de amplificar a radiação, posteriormente há dois espelhos os quais amplificam o feixe a laser, um é complementar refletor e outro apresenta um orifício. Os sistemas de soldagem a laser Nd:YAG contêm comprimento de onda até 1,06mm o qual é entregue por meio de uma fibra óptica. Atualmente, as máquinas a laser Nd:YAG atingem potência de 6 a 10kW, podendo ser do modo contínuo ou pulsado (KATAYAMA, 2013).

Figura 4 – Representação esquemática do sistema de soldagem a laser Nd:YAG.



Fonte: Modificado de Katayama (2013)

Os Laser Nd:YAG são utilizados na soldagem de pequenas peças como caixas de bateria, componentes eletrônicos, lâminas de barbear, aços inoxidáveis e em componentes de carros feito de alumínio, ou seja, em peças que precisam de alta precisão ou com baixa espessura (KATAYAMA, 2013).

3.2.1 Técnicas de Soldagem a Laser

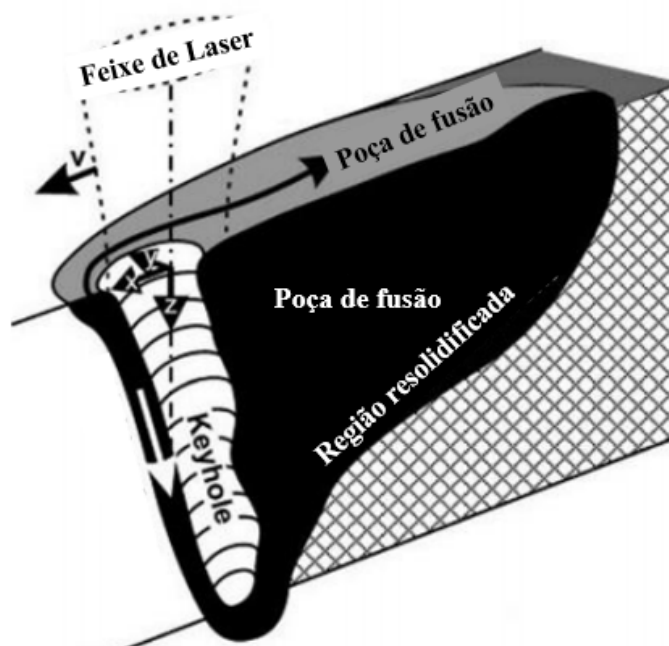
Existem duas técnicas de soldagem a laser: por condução ou por penetração, essa última é também conhecida por *keyhole*. No primeiro caso, o cordão de solda resultante apresenta baixa penetração, caracterizado por uma relação entre largura e profundidade na proporção de no máximo de um para um. O segundo método apresenta alta penetração devido a elevada densidade de energia do laser o que proporciona a evaporação de parte do material.

A vantagem do método por condução é sua estabilidade que culmina em menores defeitos como porosidades, porém, grande parte do feixe do laser é refletido, sendo menos de 30% absorvido pela peça (SVENUNGSSON; CHOQUET; KAPLAN, 2015). Graças a sua alta precisão, é possível utilizá-la na soldagem de componentes eletrônicos e biomédicos (DAVIM, 2013).

A intensa vaporização do material na técnica *keyhole* faz com que o processo de soldagem a laser se distinga dos demais. Esse método causa um grande aumento da pressão de vapor (de recuo) permitindo que o feixe a laser penetre o material profundamente, conforme isso ocorre, os raios de luz atingem a superfície das paredes do orifício onde parte é absorvida e parte é refletida, consequentemente a taxa de absorção de energia nessa condição é de aproximadamente 90%. A relação entre profundidade e largura nesse método pode atingir a ordem de 100. Porém, se os parâmetros de soldagem não forem controlados corretamente, podem causar defeitos como porosidade (SVENUNGSSON; CHOQUET; KAPLAN, 2015).

A Figura 5 esquematiza a técnica *keyhole*. Nota-se que devido a elevada eficiência do método, quando o feixe se desloca ao longo da peça, o metal fundido preenche o espaço atrás do orifício, permitindo que haja um aumento na velocidade de soldagem, o que configura mais uma vantagem em soldagens a laser.

Figura 5 – Esboço do feixe laser, *keyhole* e solidificação.



Fonte: Modificado de Svenungsson, Choquet e Kaplan (2015)

3.3 AÇOS INOXIDÁVEIS

3.3.1 Histórico dos aços inoxidáveis

Antes dos aços inoxidáveis, já era sabido que ouro (Au), prata (Ag), níquel e cromo (Cr) não se corroíam em alguns ambientes, assim, dependendo da função os aços carbono eram revestidos por esses materiais, entretanto não eram eficientes. Nessa época, as pias de cozinha eram feitas de cerâmicas, por exemplo (COBB, 2010).

Durante o século XIX, vários cientistas escreveram trabalhos na Inglaterra, França, Alemanha e USA sobre experimentos com aços e ligas com variação de cromo, níquel e carbono. Assim, notou-se que aumentando o cromo, maior era a resistência à corrosão em alguns ambientes quando comparado a aços convencionais.

Sete homens que não se conheciam e moravam em locais diferentes descobriram o aço inoxidável entre os anos de 1905 e 1912. Entretanto, tinham dificuldade em relação ao preço do material e no processo de fabricação pois o cromo retira a escória durante a fundição (STAINLESS, 2013).

Em 1892 Robert A Hadfield, criou uma liga contendo 9,18% de cromo. Por testar em ambientes com ácido sulfúrico, o material dissolveu-se, então ele considerou que o material não era resistente à corrosão e abandonou a pesquisa. Em 1911, Monnartz publicou um artigo o qual apontava que ligas de Fe-Cr apresentava resistência considerável à corrosão em alguns ambientes (STAINLESS, 2013).

Na mesma época, Harry Brearley fez experimentos com ligas com 12-14% de cromo. A

descoberta foi por acaso, em 1907, Brearley trabalhava no laboratório para companhia de aço da cidade de Sheffield. Os fabricantes de arma pediram-lhe para que desenvolvesse um material capaz de evitar os desgastes nos canos internos. Com humildade disse:

O leitor observará que meus primeiros trabalhos em aços de alto cromo não foram inspirados por nenhuma intenção ou esperança da minha parte de descobrir um aço inoxidável. Ninguém ficou impressionado com a minha sugestão. Talvez a ideia de produzir em escala comercial um aço que não deveria corroer soasse ridículo. (PADILHA A F, 1994, p.12)

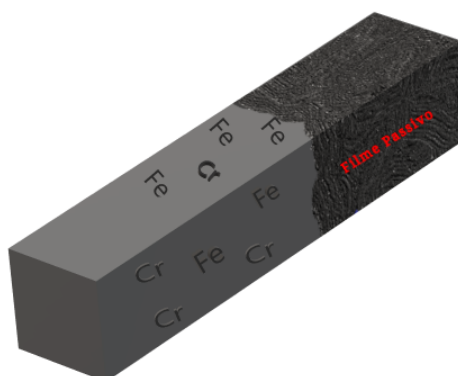
Apenas após a Segunda Guerra mundial os aços inoxidáveis se desenvolveram como os conhecidos atualmente. A primeira referência dos aços inoxidáveis duplex foi em 1927 quando Bain e Griffith relataram o resultado de coexistência das fases ferrítica e austenítica (ALVAREZ-ARMAS, 2008). O aço inoxidável Duplex foi desenvolvido pela primeira vez em 1930 na empresa suíça Avesta com duas propriedades em destaque: resistência ao calor e aos meios ácidos. Essa liga, porém, não apresentava soldabilidade visto que se formava grande quantidade de ferrita na Zona Termicamente Afetada. Essa propriedade foi melhorada com a adição de nitrogênio, surgindo então UNS2205.

3.3.2 Princípios dos aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são materiais compostos basicamente de ferro(Fe) e cromo, esses elementos e os demais, exceto ouro e platina(Pt), reagem com facilidade na presença do meio ambiente. Assim, define-se aço inoxidável como aços que contêm no mínimo cerca de 10,5% de cromo (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

A diferença entre os metais nobres (ouro e platina) e os aços inoxidáveis é que este último formam um filme de óxido rico em cromo como representado na Figura 6. Em geral os aços inoxidáveis apresentam boa resistência à corrosão em meio oxidante, entretanto, os meios redutores não permitem a formação do filme de proteção e assim os corroem (DILLON, 1995).

Figura 6 – Representação do aço inoxidável e seu filme passivador.



Fonte: Própria autora

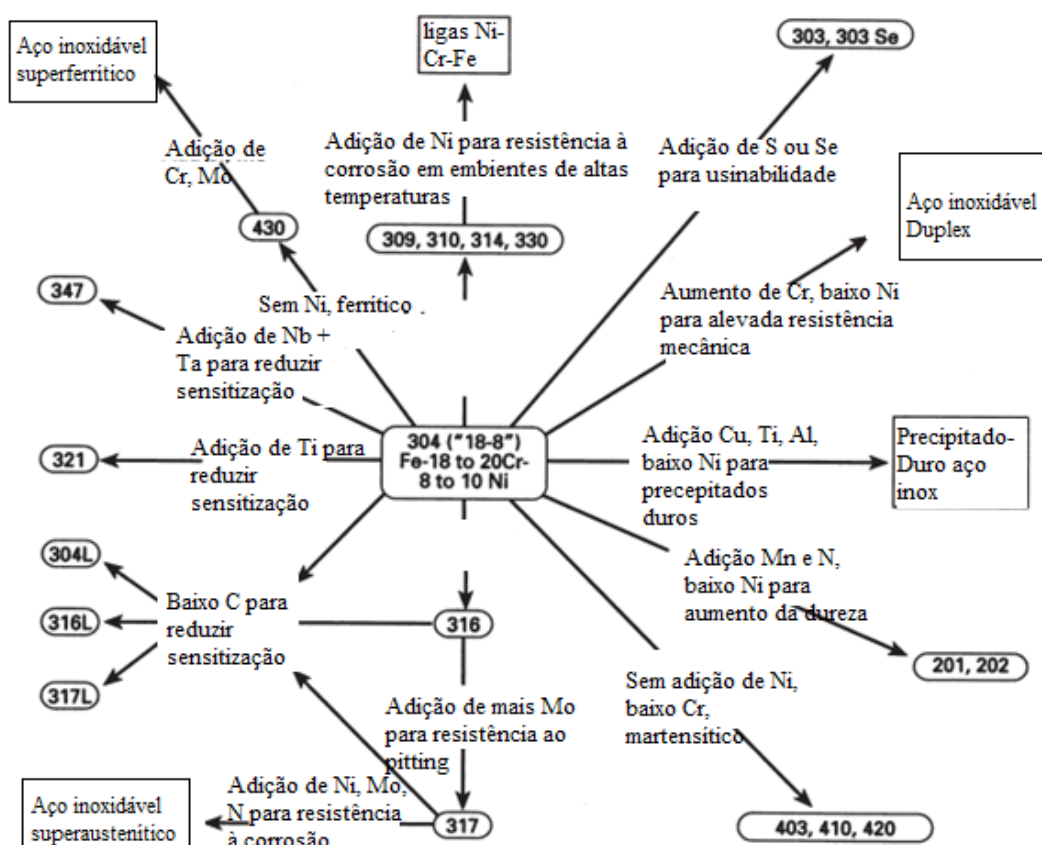
Dependendo da necessidade, alguns elementos de liga podem ser adicionados aos aços inoxidáveis a fim de obter propriedades características, a seguir estão alguns elementos e suas respectivas influências nos aços inoxidáveis (CUNAT, 2004):

- Cromo: formador de ferrita. Principal elemento responsável pelo aumento da resistência à corrosão em meios oxidantes, como em ácidos nítricos. Esse elemento é um forte formador de carboneto, o mais comum é o M_23C_6 o qual é encontrado em praticamente todo aço inoxidável (LIPPOLD; KOTECKI, 2005). O Cr pode formar o carboneto Cr_7C_3 , porém não é tão comum.
- Carbono: formador de austenita. Aumenta resistência mecânica e dureza, porém afeta resistência a corrosão pois pode formar carboneto de cromo e empobrecer o material desse elemento.
- Níquel: a principal função do Ni é a formação de austenita. Geralmente, não gera componentes intermetálicos e carbonetos. Ao proporcionar mudanças na estrutura do material, melhora a resistência mecânica a quente, soldabilidade e ductilidade. Apesar de não influenciar na camada passiva, o níquel contribui na resistência à corrosão em meios com ácido sulfúrico, porém está associado à corrosão sob tensão (LO; SHEK; LAI, 2009).
- Molibdênio: formador de ferrita e carboneto. Normalmente utilizado em um intervalo de 2-4%, pois possui poder de elevar a resistência a corrosão por *pitting* em ambientes com cloretos.
- Nióbio: trata-se de um elemento estabilizador de ferrita, o qual previne corrosão intergranular e em zonas afetadas pelo calor.
- Titânio: elemento altamente reativo que forma o precipitado TiN na fase líquida na presença do nitrogênio.
- Silício: esse elemento em pequena quantidade aumenta a dureza do aço inoxidável. Normalmente incorporado para melhorar resistência à oxidação e estabilizar a ferrita. Em aços inoxidáveis austeníticos, ele previne formação de carepa em altas temperaturas.
- Cobre: elemento relativamente austenitizante. Usualmente adicionado para aumentar a dureza por precipitados ou para melhorar a resistência à corrosão principalmente em água do mar e ambientes com ácido sulfúrico.
- Cobalto: formador de austenita, baixa capacidade de formar precipitados. Não é indicado em locais com uso de tecnologia nuclear, visto que se torna altamente radioativo (CASTANHEIRA et al., 2006).
- Nitrogênio: em aços inoxidáveis austeníticos e duplex, esse elemento aumenta a resistência a corrosão localizada (*pitting* e intergranular) graças ao precipitado Cr_2N formado em vez de Cr_23C_6 . Aumenta a resistência mecânica em aços austeníticos.

Os aços inoxidáveis podem ser designados pela *American Iron and Steel Institute* (AISI) e pela *Unified Numbering System* (UNS). A nomenclatura AISI é mais antiga e mais utilizada, entretanto, UNS contém um maior número de aços visto que está incorporado, inclusive, os últimos materiais desenvolvidos.

Os aços inoxidáveis são divididos em quatro grupos principais de acordo com sua microestrutura: ferrítico, austenítico, martensítico e austeno-ferrítico (duplex). Entre os aços ferríticos, encontra-se uma série de ligas de Fe-Cr, mas também superferríticas contendo altas frações de molibdênio (Mo). Aços inoxidáveis austeníticos são geralmente ligados com Ni, além do Cr-Fe usual. Como exemplo podemos citar o 18Cr-9Ni (AISI 304) (OLSSON; LANDOLT, 2003). A Figura 7 explana a classificação dos aços inoxidáveis que serão abordados em tópicos específicos.

Figura 7 – Respectivas composições e nomenclatura dos aços inoxidáveis.



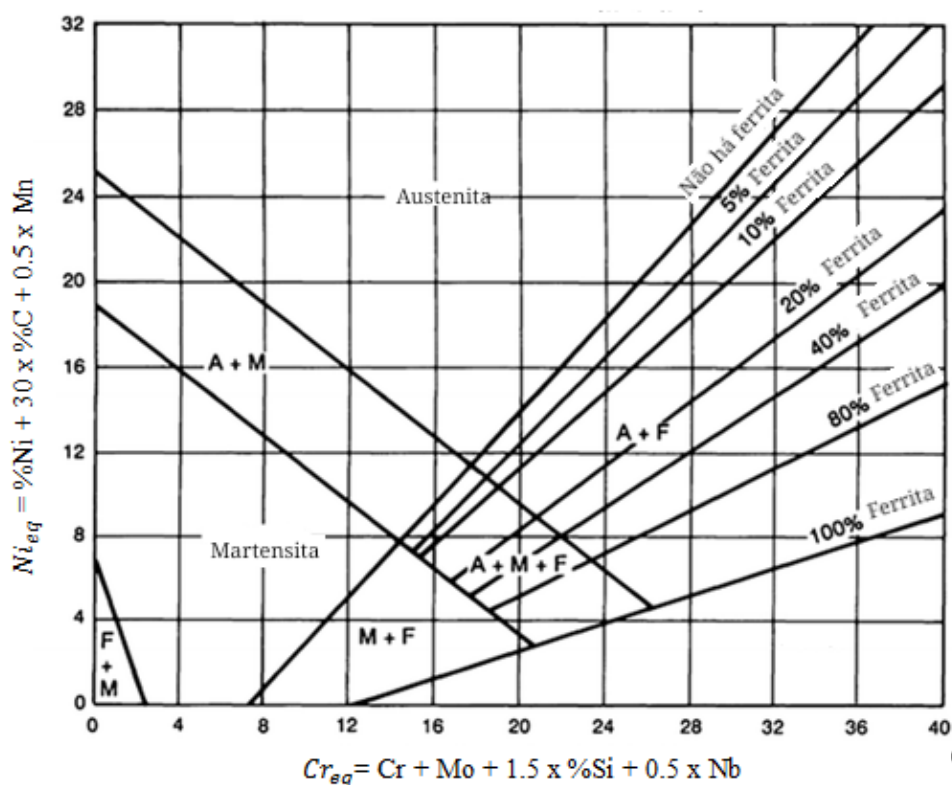
Fonte: Modificado de ASM (1994)

3.3.3 Relação entre a composição química e microestrutura

A microestrutura dos aços inoxidáveis e a composição química estão intimamente relacionadas. De modo prático, utilizam-se os diagramas Delong e Schaffler. Embora ambos tenham sido desenvolvidos para prever o teor de ferrita em metal depositado por solda e aços fundidos, eles apresentam informação útil aos materiais laminados e forjados (KOTECKI; SIEWERT, 1992).

Os elementos estabilizadores de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) são calculados pelo Cr_{eq} , fórmula na abscissa do gráfico da Figura 8. Os elementos que favorecem a formação da estrutura cúbica de face centrada (CFC) são representados pela fórmula do Ni_{eq} , na ordenada do gráfico da Figura 8.

Figura 8 – Diagrama de Schaeffler



Fonte: Kotecki e Siwert (1992)

3.3.4 Aço inoxidável Martensítico

Ao contrário dos outros aços inoxidáveis, as propriedades dos aços inoxidáveis martensíticos podem ser alteradas pelo tratamento térmico. Assim são utilizados para diversas aplicações, tais como geradores de vapor, vasos de pressão, ferramentas de corte e plataformas marítimas de petróleo (ISFAHANY; SAGHAFIAN; BORHANI, 2011).

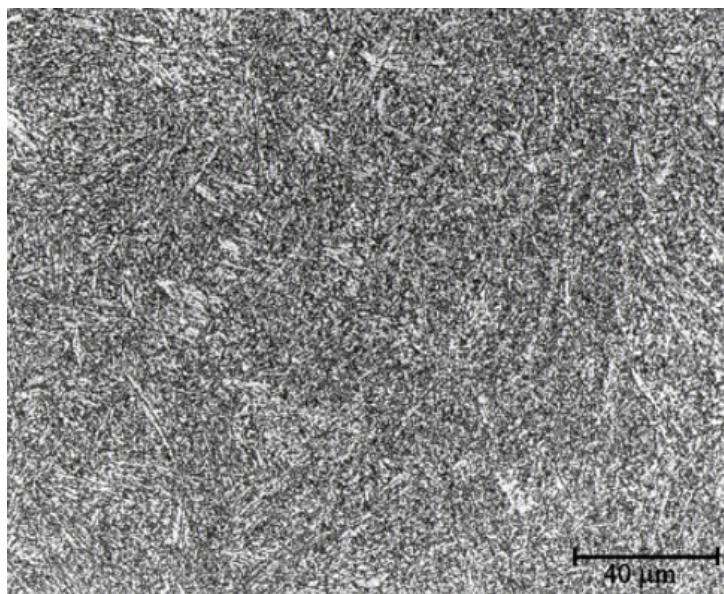
Os aços inoxidáveis martensíticos são basicamente ligas ternárias contendo ferro, cromo (na faixa de 10,5-18%) e carbono. Apresentam baixo teor de Ni (ROWCLIFFE et al., 2018). A concentração de carbono nessas ligas permite que a fase ferrítica transforme-se em austenítica em altas temperaturas que, quando resfriado, formem a fase martensítica (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

Existem basicamente três tipos de aços inoxidáveis martensíticos: o primeiro compreende aqueles que contêm carbono os quais são reforçados pela precipitação de carbonetos de liga no revenimento a temperaturas elevadas ou por precipitação de carbonetos quando temperados. O

segundo são aços com baixa taxa de carbono, mas fortalecido por partículas de Cu. O terceiro tipo é fortalecido por ambos modelos citados (JUNIOR; AMUDA, 2017).

O mais conhecido entre os aços inoxidáveis martensíticos é o 420. A Figura 9 exemplifica a microestrutura do aço AISI 410 temperado e revenido (revenido duplo a 730°C e 690°C) (COLPAERT et al., 2008).

Figura 9 – Microestrutura do Aço Inoxidável Martensítico AISI 410. Ataque utilizado Kalling.



Fonte: Colpaert et. al (2008)

3.3.5 Aço Inoxidável Ferrítico

Contém uma quantidade maior de Cr em comparação com os martensíticos (entre 16 a 30% de cromo). Esse fator favorece a resistência à corrosão sob tensão, por pite e por fenda, entretanto, diminui a resistência ao impacto. Assim, os aços inoxidáveis ferríticos são compostos basicamente por ferro, cromo e níquel, portanto, estuda-se sua metalurgia com base no sistema ternário Fe-Cr-C (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

A estrutura cristalina dos inoxidáveis ferríticos é a cúbica de corpo centrado (CCC) (LI et al., 2019).

O mais popular dos aços ferríticos é o 430 o qual apresenta ótima resistência à corrosão. Considerados como primeira geração dessa classe de material, não apresentam boa soldabilidade, pois há um aumento excessivo dos tamanhos de grãos, precipitação de carbonitretos de cromo e formação de martensita (LIPPOLD; KOTECKI, 2005).

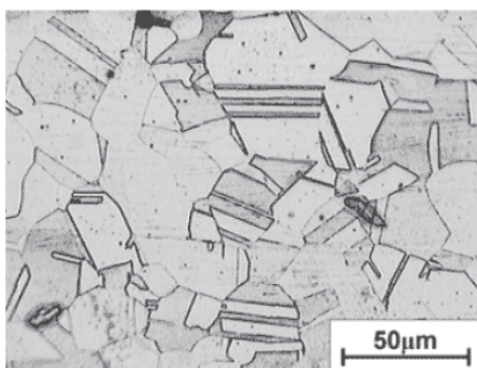
Os aços inoxidáveis ferríticos são amplamente utilizados como materiais em aplicações automotivas, como sistema de exaustão (YAZAWA et al., 2003).

3.3.6 Aço inoxidável Austenítico

O aço inoxidável austenítico representa o maior grupo entre os inoxidáveis e, também, de maior produção. Possuem excelente resistência à corrosão, ductilidade, tenacidade e soldabilidade (MOTESHAKKER; DANAEE, 2016) . Muitas dessas características estão intimamente relacionadas com a estrutura Cúbica de Face Centrada (CFC) (TSCHIPTSCHIN; PINEDO, 2010).

A liga mais popular AISI 304 (18% cromo-8% níquel) é utilizada em trocadores de calor, linhas de tubulação (papel e celulose) e serpentinas de resfriamento e aquecimento. A adição de molibdênio (cerca de 2%) transforma-o em AISI 316, um material mais resistente à corrosão por pite e por frestas. A Figura 10 apresenta a micrografia ótica do aço ABNT 304 atacado com glicerégia (SANTOS; ANDRADE; CASTRO, 2009).

Figura 10 – Micrografia óptica aço inoxidável ABNT 304



Fonte: Santos, Andrade e Castro (2009)

3.3.7 Aços inoxidáveis duplex

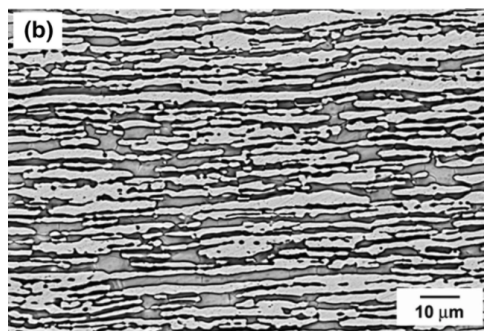
São ligas que contém cerca de 18% a 30% de cromo, 1,5 a 4,5% molibdênio e outros elementos estabilizadores de austenita como níquel e nitrogênio. Os aços inoxidáveis Duplex (Duplex stainless steels – DSS) são compositamente formulados e termo-mecanicamente processado de forma que apresente duas microestruturas com aproximadamente a mesma proporção: ferrita e austenita (MOTESHAKKER; DANAEE, 2016). Os DSSs são utilizados na indústria *onshore* e *offshore* de óleo e gás, papel e celulose, destilarias e petroquímicas (JUNIOR et al., 2019).

A Figura 11 mostra a microestrutura óptica convencional do aço inoxidável duplex laminado a quente atacado com Behara.

Os aços inoxidáveis duplex se dividem em três grupos baseado na composição química (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007):

- Aços inoxidáveis dúplex de baixa liga: com menor teor de elementos de liga, não possuem molibdênio na composição. Podem substituir os aços inoxidáveis austeníticos (304L e 316L, por exemplo).

Figura 11 – Extrutura típica DDS laminado a quente. A região escura e a mais clara são, repectivamente, ferrita e austenita.



Fonte: Junior et al. (2019)

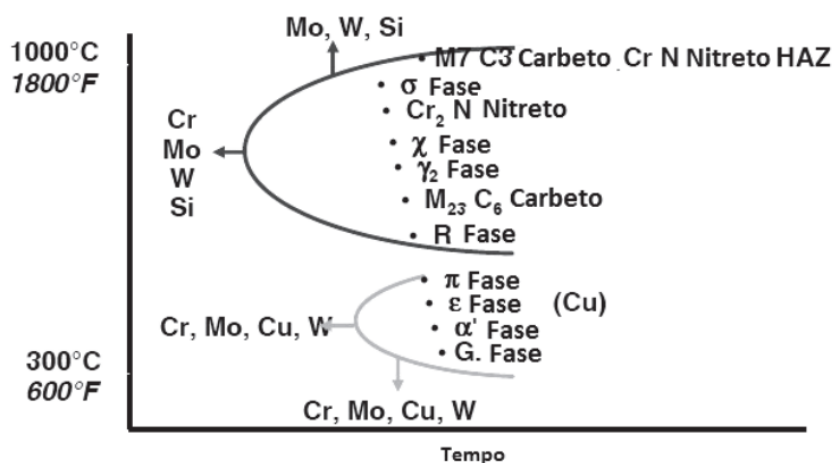
- Aços inoxidáveis dúplex de média liga: trata-se dos aços inoxidáveis mais utilizados. A qualidade típica é o UNS S31803 (SAF 2205), aço da família duplex responsável por quase 80% da produção.
- Aços inoxidáveis dúplex de alta liga: também denominados como superduplex. O UNS S32750 (SAF 2507) apresenta elevada resistência à corrosão equiparável aos superausteníticos.

De acordo com ASTM A890/A890M a diferença básica entre os aços duplex e superduplex é a concentração de níquel, cromo, molibdênio e nitrogênio, as quais as três últimas interferem na resistência à corrosão por *pitting* – resistência ao ataque em ambientes contendo íons halogênios, por exemplo, Cl^- . Uma forma empírica de quantificar a resistência equivalente por *pitting* é por meio do cálculo do PRE_N (*Pitting Resistance Equivalent*). De acordo com ASTM A890/A890M calcula-se pela equação 3.1.

$$PRE_N = \%Cr + [(3,3).(\%Mo)] + [(16).(\%N)] \quad (3.1)$$

Assim, se o valor de PRE_N for da ordem de 35 a 40 trata-se da família de aços inoxidáveis duplex, caso o valor for superior a 40, constituem a família de aços inoxidáveis superduplex (NOBLE, 1993). Os aços inoxidáveis duplex e superduplex, graças as suas composições químicas, são suscetíveis à presença de fases intermetálicas tais como: fases sigma (σ), chi (χ), e épsilon (ϵ) e, também, carbonetos e nitretos (VASCONCELLOS; ROSENTHAL; PARANHOS, 2010). A fase chi (χ) - $Fe_{30}Cr_{18}Mo_4$ - é mais enriquecida de molibdênio do que a fase sigma, portanto, quanto maior a quantidade desse elemento, maior a probabilidade de surgir esse precipitado. A fase chi é normalmente formada nos contornos de ferrita e austenita em temperaturas entre 750°C e 950°C, temperatura essa presente na soldagem, por isso é necessário atenção nesse processo de fabricação em aços duplex e superduplex (SANTOS; MAGNABOSCO; NETO, 2012). A Figura 12 indica a temperatura que cada precipitado é formado em função do tempo nos aços duplex.

Figura 12 – Precipitação de fases típicas que podem ocorrer em aços inoxidáveis duplex e superduplex.



Fonte: Darmin, Generoso e Neto (2017)

A fase sigma (σ) é rica em cromo e está diretamente relacionada a perda de resistência mecânica em aços inoxidáveis duplex e superduplex. Trata-se de intermetálico duro, não magnético e de célula unitária tetragonal.

Tanto a fase chi quanto sigma são responsáveis pela diminuição da resistência à corrosão pois são responsáveis por “roubar” o molibdênio e cromo do material.

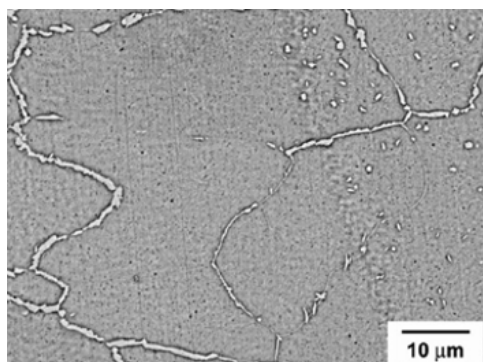
3.3.7.1 Soldabilidade aços inoxidáveis duplex

O grande desafio na soldabilidade desses materiais está na obtenção de uma junta isenta de precipitados e com fração de fases mais balanceada, visto que, de forma geral, o aço duplex após a soldagem apresenta microestrutura predominantemente ferrítica (JUNIOR et al., 2019).

Para isso, pode-se controlar a composição química da poça de fusão e os ciclos térmicos. Uma alta energia de soldagem resulta em baixa velocidade de resfriamento, facilitando a formação de ferrita em austenita, entretanto, apresenta grãos mais grosseiros e aumento da possibilidade de formação de ferrita na ZTA e de precipitados intermetálicos. Velocidades altas de solidificação favorece a formação de ferrita visto que não há tempo necessário para transformar-se em austenita, além disso, há maior probabilidade do surgimento de fases chi e sigma pela falta de tempo para difusão (VASCONCELLOS; ROSENTHAL; PARANHOS, 2010).

Sabe-se que a formação de austenita advém da ferrita, primeiro forma-se a partir dos contornos de grão e podendo se ramificar em austenita de Widmanstatten (MIRAKHORLI; GHAINI; TORKAMANY, 2012). A Figura 13 mostra o crescimento de austenita (em branco) ao redor dos grãos de ferrita.

Figura 13 – Soldagem autogena aço inoxidável superduplex. Ataque- Behara.



Fonte: Junior et al. (2019)

3.4 ELETRODEPOSIÇÃO

Eletrólise significa, etimologicamente, decomposição por eletricidade. Esse processo transforma a energia elétrica em reação química (não espontâneo). Para que isso aconteça é necessário um gerador de corrente elétrica contínuo para forçar os elétrons circularem entre os eletrodos da célula eletrolítica (FERNANDES, 2015).

A eletrólise também pode ser denominada como galvanoplastia quando deseja-se realizar a eletrodeposição de um dado metal. A superfície em que se deseja o revestimento metálico se comporta como cátodo (polo negativo), o material que fornece o revestimento se comporta como ânodo (positivo) (FERNANDES, 2015). O revestimento metálico pode servir para decoração, proteção contra a corrosão ou para engenharia (PINTO et al., 2003).

3.4.1 Eletrodeposição de Cobre

A deposição de cobre é utilizada para estética, revestimento de proteção, termocondutores e condutores em circuitos (DAVIS et al., 2001).

A solução aquosa mais utilizada na eletrólise de cobre é constituída de ácido sulfúrico e sulfato de cobre (DJOKIC, 2010). As equações 3.2 e 3.3 indicam as semirreações que regem na solução.

Semirreação catódica:



Semirreação anódica:



3.4.2 Eletrodeposição de Níquel

A niquelagem ou eletrodeposição de níquel começou em 1843 por Botger. O processo é semelhante aos demais processos de revestimento metálico que utilizam ânodos metálicos solúveis.

O níquel que está na solução é o Ni^{2+} que, quando se associa a dois elétrons, converte-se em íons metálicos na superfície do cátodo (PINTO et al., 2003). As equações 3.4 e 3.5 descrevem as reações que se sucedem na eletrólise.

Semirreação catódica:



Semirreação anódica:



O banho de Watts é o banho mais importante entre as eletrólises de níquel. As substâncias utilizadas nesse banho e suas respectivas funções são (PINTO et al., 2003):

- Sulfato de níquel: é a principal fonte de íons de níquel da solução, sendo mais barato de que o cloreto de níquel;
- Cloreto de níquel: a principal função do cloreto é a dissolução do ânodo. Quando não há cloreto, o ânodo de níquel passiva-se tornando-se inerte. Esse componente melhora a uniformidade da espessura depositada de níquel no cátodo;
- Ácido bórico: funciona como substância tampão, ou seja, ajuda a controlar o pH da solução.

3.4.3 Eletrodeposição de Cobalto

O cobalto é um material utilizado em baterias recarregáveis e em ligas resistentes à corrosão e ao desgaste. O cobalto puro é geralmente provindo de eletrólise em meio com sulfeto (PATNAIK et al., 2015a). Utilizando eletrodo inerte de platina, a reação química que se sucede estão nas equações químicas 3.6 e 3.7.

Semirreação catódica:



Semirreação anódica:



O desprendimento de H^+ na solução diminui a eficiência da corrente, além disso pode comprometer a qualidade da superfície depositada (YEFIMOV, 2019). Sabendo que o ideal em uma eletrodeposição é obter uma superfície brilhante, uniforme e aderente, nesse casos adiciona-se ácido bórico (H_3BO_3) para auxiliar nesses problemas.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A pesquisa foi realizada nos laboratórios da área de Materiais e Processos de Fabricação da UNESP-Campus de Ilha Solteira. O metal de base utilizado foi o UNS S32750 conformado em chapas laminadas de 1,5mm de espessura, cortadas por eletroerosão a fio (Eletrocut NOVIK em IFSP - Votuporanga), de forma que as dimensões finais fossem de 30x12,5x1,5mm. A composição química do material encontra-se na Tabela 1.

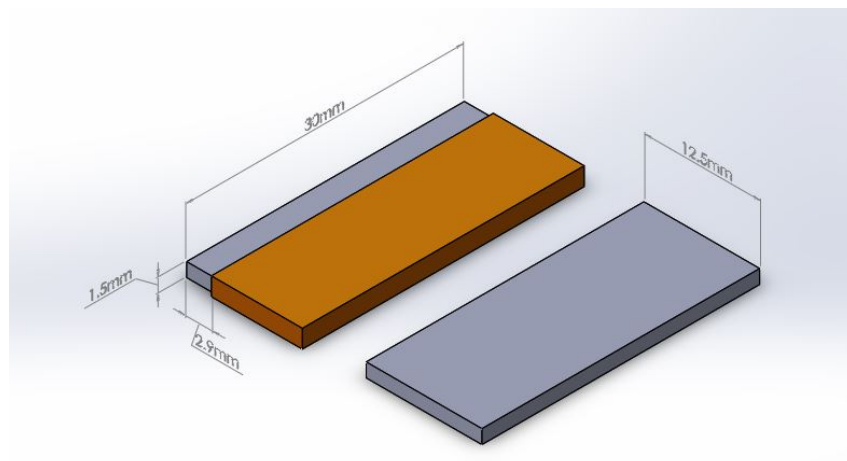
Tabela 1 – Composição química UNS S32750.

Metal Base	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%S	%P	%N
UNS S 32750	0,018	0,29	0,63	25,61	6,97	3,84	0,003	0,022	0,269

Fonte: Própria autora

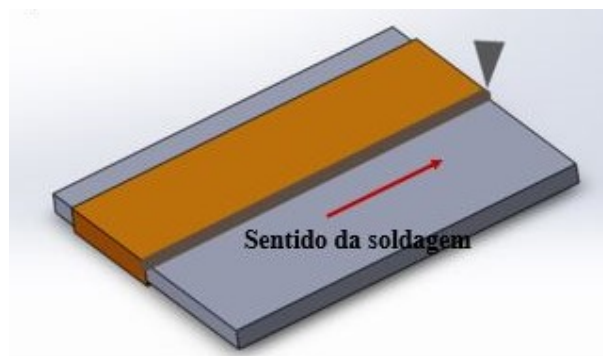
Após o corte, cada amostra foi preparada em lixa com granulometria 1500 e colocadas em banho de NaOH 200g/L em agitação ultrassônica por 5 minutos. Subsequentemente, depositou-se eletroliticamente uma camada de 9,6mm de altura, totalizando uma área recoberta de $650mm^2$ como representado em laranja na Figura 14. Finalmente, o material foi soldado no sentido longitudinal a laminação do metal de base utilizando o processos de soldagem a laser Nd:YAG na condição pulsado, esquematizado na Figura 15.

Figura 14 – Representação esquemática da camada eletrolítica.



Fonte: Própria autora

Figura 15 – Sentido soldagem Nd:YAG.



Fonte: Própria autora

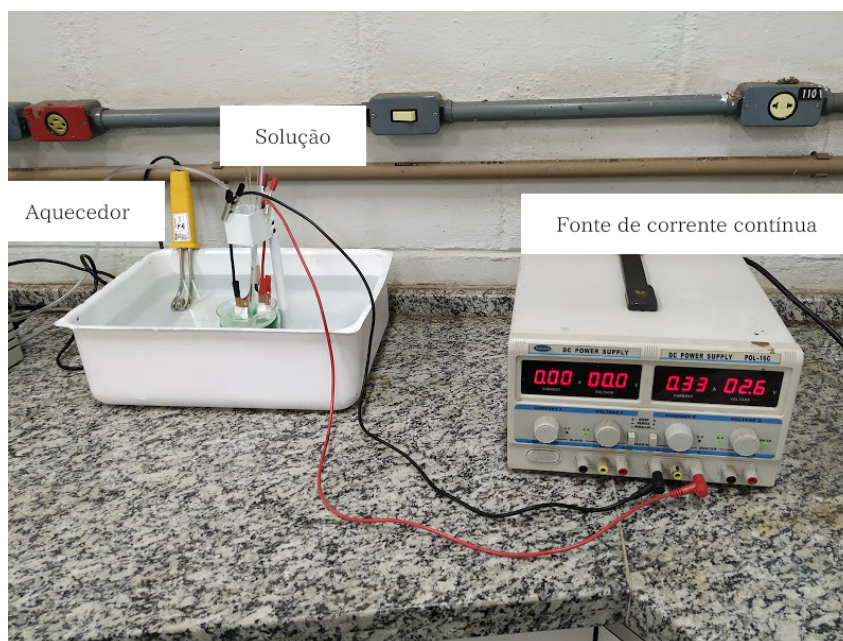
Os parâmetros de soldagem levaram em conta a literatura como Junior et al. (2019) e alguns pré-testes. Este trabalho não teve como objetivo encontrar os parâmetros de soldagem, apenas analisar a influência dos elementos gamagênicos na soldagem a laser no aço superduplex. Os elementos adicionados eletroliticamente foram cobre, níquel e cobalto.

4.1 ELETRODEPOSIÇÃO

A eletrodeposição do cobre, níquel e cobalto ocorreram com auxílio de uma fonte de corrente contínua e de um agitador. Os aparatos para o procedimento pode ser visualizado na Figura 16. Para cada elemento foi empregada uma solução baseada na literatura, no caso do cobre a solução utilizada foi 10g de $CuSO_4 \cdot 5H_2O$, 4ml de H_2SO_4 dissolvidos em 200ml de H_2O a 50°C e pH próximo de 1. A densidade de corrente foi de $2A/dm^2$ (KANANI, 2004); para o níquel, a solução foi 9g de $NiCl_2 \cdot 6H_2O$, 52,6g de $NiSO_4 \cdot 6H_2O$, 7,6g H_3BO_3 dissolvidos em 200ml de H_2O também a 50°C e pH 4. A densidade de corrente nesse caso foi de $5A/dm^2$ (ROSE; WHITTINGTON, 2014); por fim, a solução de cobalto foi de 31,2g de $CoSO_4 \cdot 7H_2O$, 2g de NaCl, 7,6g de H_3BO_3 em 100ml de H_2O , em temperatura ambiente, pH 2 e densidade de corrente de $3,7A/dm^2$ (PANDA, 2008). Apenas para a eletrólise de cobalto foi utilizado eletrodo inerte, para os demais utilizaram-se eletrodos ativos.

A quantidade de tempo para cada elemento foi baseado em resultados oriundos da realização de diversos testes experimentais. Após a eletrodeposição e a soldagem, cada amostra foi cortada na guilhotina e embutida em baquelite. Posteriormente, preparadas em lixas com granulometria de 60, 120, 220, 320, 400, 600, 800, 1200, 1500, 2000 e 3000, nessa ordem. Por fim, polidas em alumina $1\mu m$ e banhadas em ultrassom por 10 minutos, em seguida cada amostra foi atacada em Behara Modificado (20ml de HCl, 80ml de água destilada e deionizada, 1g de $K_2S_2O_5$, 2g de NH_4HF_2). Depois de todo esse processo, foi verificado no microscópio óptico (Carl Zeiss - Neophoto 21, Jena, Alemanha) a quantidade aproximada de austenita formada. O objetivo era de aproximadamente 50% de austenita, dependendo do resultado, o banho eletrolítico permaneceria por mais ou menos tempo nas amostras subsequentes, dessa forma o processo citado se repetiria novamente até encontrar a resposta ideal.

Figura 16 – Eletrodeposição realizada no laboratório.



Fonte: Própria autora

4.1.1 Espessuras depositadas

O cálculo da massa depositada na eletrodeposição foi calculado a partir da Lei de Faraday (PEREIRA, 2000), pela equação 4.1 temos:

$$m = \frac{M \cdot i \cdot t}{n \cdot F} \quad (4.1)$$

Onde:

m = massa depositada(g);

M = massa molecular do elemento (g/mol);

i = corrente(A);

t = tempo(s);

n = carga iônica;

F = constante de Faraday.

A espessura da camada depositada foi resolvida pela Equação 4.2:

$$L = \frac{m}{A \cdot \rho} \quad (4.2)$$

Em que:

ρ = densidade do metal de deposição (g/cm^3);

A = área do substrato a ser depositado (cm^2).

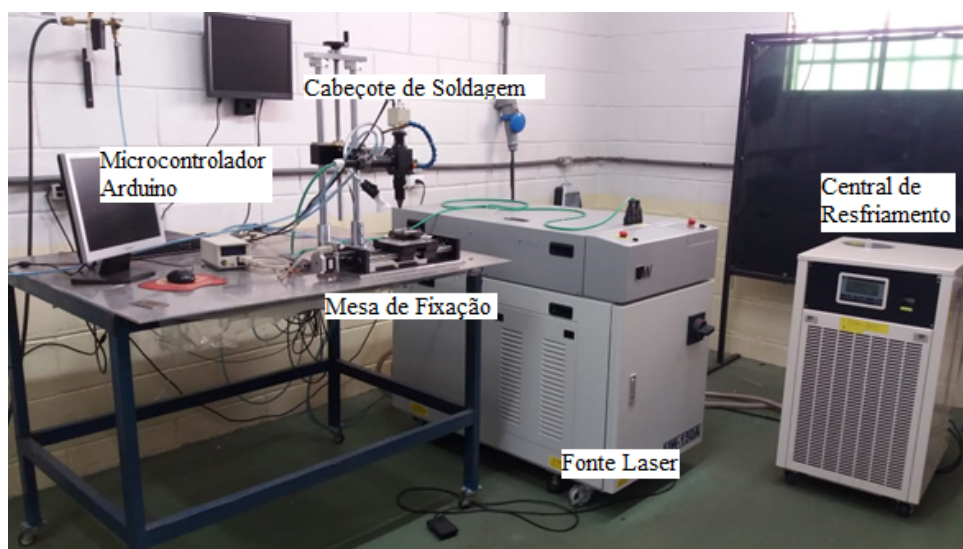
Dessa forma notou-se a necessidade de se manter a área recoberta constante para não influenciar no cálculo da espessura. Mantida a altura de deposição de 9,6mm a área restante

do substrato foi isolada no momento da eletrólise por fita isolante. Após o banho, mediu-se o filme depositado com uso de micrômetro externo digital (293-230 da Mitutoyo) em dez pontos diferentes para calcular a média e o desvio padrão.

4.2 SOLDAGEM

O processo de soldagem a laser Nd:YAG pulsado contou com o modelo UW 150A, fabricado pela United Winners. Além da fonte a laser, há uma central de resfriamento, um cabeçote de soldagem, sistema de alimentação a gás e uma mesa para fixação de chapas a qual controla a velocidade de um única direção por arduino. A Figura 17 demonstra os dispositivos para realizar a soldagem.

Figura 17 – Máquina de soldagem a laser do Laboratório de Soldagem da FEIS - UNESP.



Fonte: Própria autora

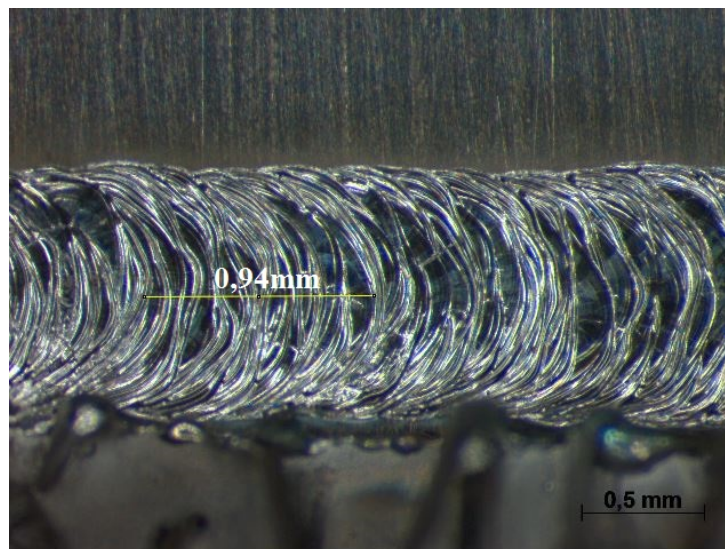
Todas as amostras foram soldadas com o mesmo parâmetro de soldagem, baseado em estudos anteriores do grupo de soldagem a laser o qual concluiu o padrão ótimo indicado na Tabela 2. Esses valores foram definidos de forma que a sobreposição dos pulsos fossem de aproximadamente 90% (FRANZINI, 2016).

Uma boa taxa de sobreposição garante penetração ideal no cordão de solda, visto que em soldagens pulsadas isso ocorre de forma semelhante a "cones". A Equação 4.3 demonstra como é realizado esse cálculo.

$$Taxa\ de\ sobreposio = 1 - \frac{velocidade\ de\ soldagem\ (mm/s)}{dimetro\ do\ pulso\ (mm) * frequencia\ (Hz)} \quad (4.3)$$

A Figura 18 exemplifica o cálculo realizado para confirmar a sobreposição de aproximadamente 90% de todas as amostras, nesse caso o valor foi de 88%.

Figura 18 – Cálculo da sobreposição do pulso.



Fonte: Própria autora

Tabela 2 – Parâmetros de soldagem definidos.

Parâmetro de soldagem	Valor estabelecido
Potência de Pico	2,00kW
Gás de proteção	20L/min
Velocidade	1,00mm/s
Tempo de Pico	5,00ms
Energia de Pulso	10,00J
Frequência	9,00Hz

Fonte: Própria autora

Para cada amostra, soldou-se de forma topo a topo e em apenas uma das faces das chapas, entretanto, para amostras de cobre, o cordão foi refundido para haver maior homogeneização no poça de fusão entre o cobre e o superduplex.

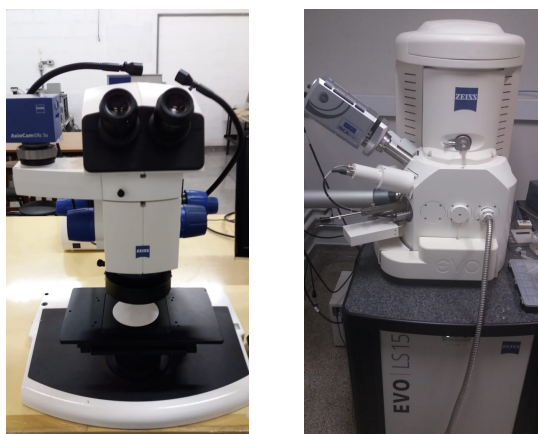
4.3 CARACTERIZAÇÃO MACROGRÁFICA E MICROGRÁFICA

Logo após a soldagem, o cordão de solda foi analisado macroscopicamente utilizando Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery V8 do laboratório de microscopia da Unesp – Ilha Solteira da Figura 19 (a). Essa análise permite identificar a qualidade do cordão, seja por respingos, trincas ou coloração. Após a retirada de fotos pelo Estéreo Microscópio, as amostras foram cortadas transversalmente em relação ao cordão de solda pela guilhotina como indicado na Figura 20. Para a análise de fração volumétrica de ferrita e austenita, duas amostras foram retiradas de cada cordão de solda (Figura 20). Dessa forma, todo o processo metalográfico já citado se desenvolveu.

Para fins estatísticos, em cada uma das duas seções dos cordões foram retiradas quatro micrografias: duas no topo do cordão, uma ao centro e uma perto a raiz da solda, totalizando 8 fotos por ensaio. A Figura 21 esquematiza o procedimento. Cada micrografia foi binarizada no software ImageJ que, ao utilizar o comando *threshold*, calculou a porcentagem de pixels escuros (ferrita) e pixels claros (austenita).

A fim de fazer uma análise micrográfica mais precisa da microestrutura da Zona Fundida e da ZTA, foi utilizando o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca Zeiss, modelo EVO LS15 mostrado na Figura 19 (b) situado no Departamento de Física e Química da FEIS UNESP. O mesmo equipamento realizou a análise química da camada depositada de cobre, níquel, cobalto e dos anodos de cobre e níquel através do método de Espectrografia por Dispersão de Energia (EDS) para confirmar suas purezas.

Figura 19 – Microscópios utilizados no trabalho

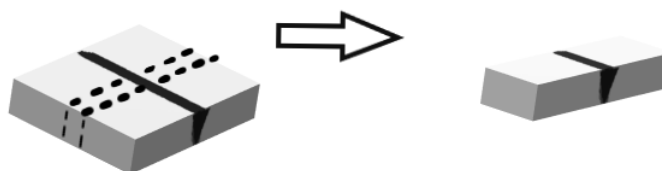


(a) Estéreo Microscópio.

(b) Microscópio Eletrônico de Varredura.

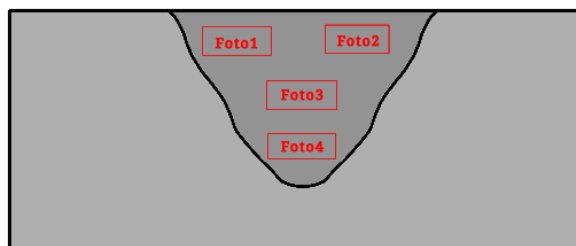
Fonte: Própria autora

Figura 20 – Corte realizado pela guilhotina antes do embutimento



Fonte: Própria autora

Figura 21 – Locais onde as fotos foram retiradas no cordão de solda para análise volumétrica de austenita e ferrita

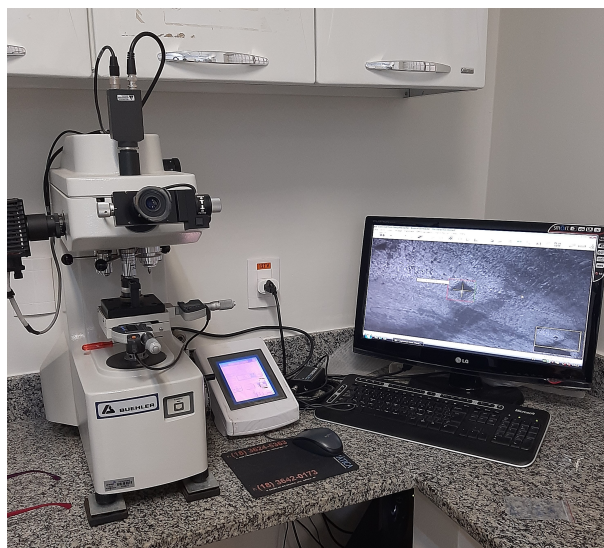


Fonte: Própria autora

4.4 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

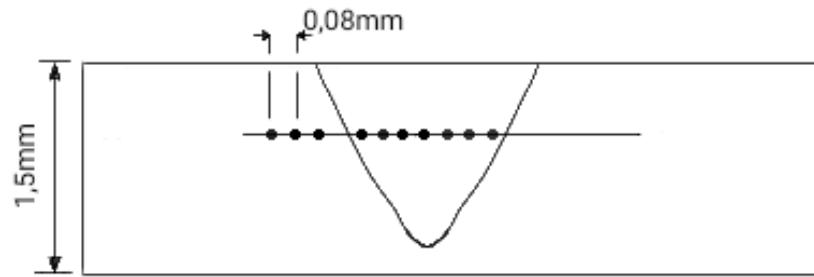
O ensaio mecânico de dureza foi realizado sobre o cordão de solda de todas as amostras de apenas uma secção. O equipamento utilizado foi o microdurômetro do laboratório da área Pediatria da UNESP-Campus de Araçatuba (modelo MicroMet 5114 do fabricante Buehler) da Figura 22. As indentações foram realizadas na horizontal do cordão de solda, com carga de 100g por 10s em distâncias de $80\mu\text{m}$, respeitando-se a norma ASTM E384 que estabelece uma distância mínima de 2,5 vezes o diâmetro da indentação, a representação de como foi realizado o ensaio está na Figura 23.

Figura 22 – Microdurômetro Buehler MicroMet 5114.



Fonte: própria autora

Figura 23 – Esquematização do ensaio de Microdureza Vickers



Fonte: Própria autora

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

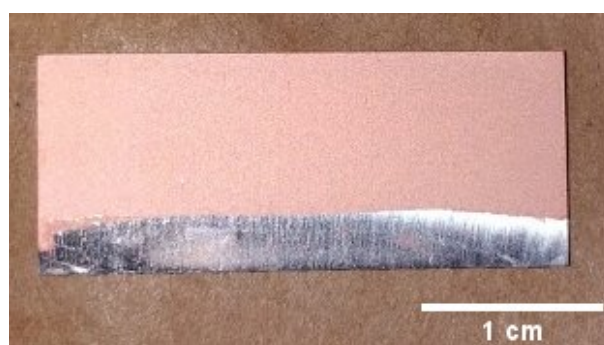
5.1 ELETRÓLISE

5.1.1 Deposição de Cobre

A deposição de cobre formou um revestimento uniforme, aderente de cor alaranjada constatado na Figura 24. Além disso, fez teste de pH na solução com fita na solução eletrolítica e constatou valor de $\text{pH}=2$. Ao todo, foram produzidas três amostras de cobre, com 60, 80 e 100 minutos de deposição. Logo após a eletrólise, mediu-se a espessura com micrômetro, a Tabela 3 indica esses valores e as respectivas amostras.

Para avaliar a pureza do eletrodo ativo de cobre utilizado no ensaio, foi realizado EDS em um exemplar, constatando a porcentagem de massa de 96,29 de cobre. O espectro desse ensaio está no Apêndice A. O mesmo ensaio foi realizado no revestimento proveniente da eletrólise, desse modo, a porcentagem de massa de cobre foi de 77,4. Os demais elementos contidos foram cloro (Cl) com 5,06%, flúor (F) com 4,71% e Oxigênio (O) com 4,16 %, essas últimas substâncias provavelmente são frutos de fatores externos, como ataque com Behara que contém grande quantidade de cloro e flúor. O espectro desse revestimento pode ser visto no Apêndice B.

Figura 24 – Resultado eletrodeposição cobre



Fonte: Própria autora

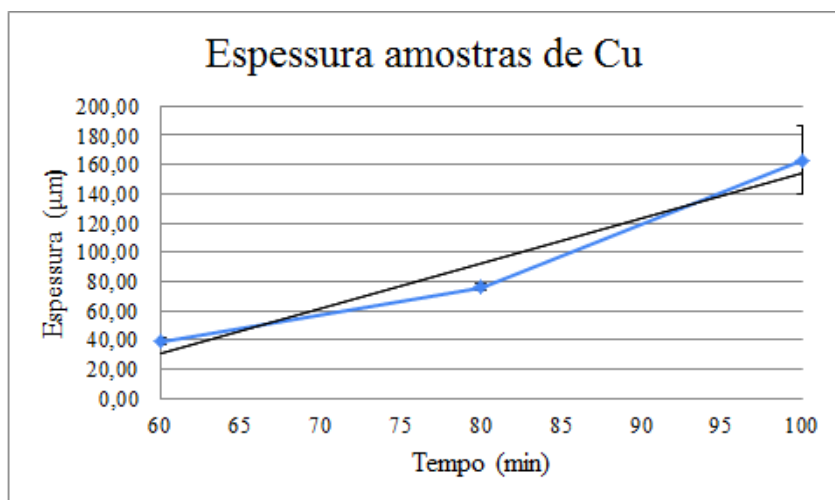
Tabela 3 – Espessura média das amostras de cobre.

Nome da amostra	Tempo (min)	Espessura (μm)	Desvio Padrão (μm)
Cu60	60	38,70	2,53
Cu80	80	75,90	2,41
Cu100	100	163,10	23,43

Fonte: Própria autora

Ao plotar os elementos da Tabela 3 em um gráfico espessura versus tempo é possível notar que o resultado se aproxima da reta linear, concordante com a fórmula provinda da Lei de Faraday (Equações 4.1 e 4.2). A seguir na Figura 25 está o gráfico elaborado.

Figura 25 – Espessura revestimento de cobre x tempo

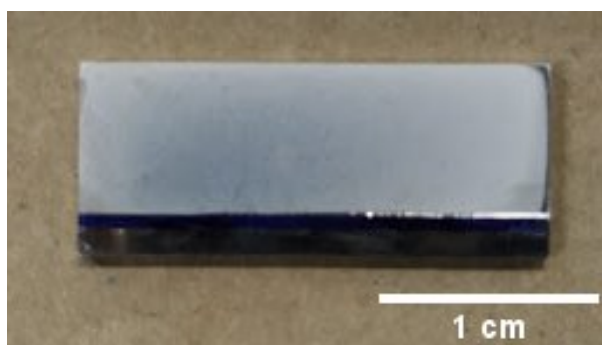


Fonte: Própria autora

5.1.2 Deposição de Níquel

O resultado da eletrodeposição do níquel apresentou qualidade satisfatória, com camada uniforme, aderente e ligeiramente brilhante. A Figura 26 ilustra o estado final. Para esse experimento, utilizou-se eletrodo ativo de níquel o qual, segundo análise por EDS, apresenta 98% de pureza (vide Apêndice A) e a solução com pH 4. Foram produzidas amostras de 5, 6, 7, 8 e 10 minutos as quais foram medidas as espessuras, a Tabela 4 exibe os resultados por amostra.

Figura 26 – Resultado eletrodeposição níquel



Fonte: Própria autora

A fim de analisar a qualidade do revestimento, realizou o EDS da camada obtendo o 89,02% de massa de níquel, 8,4% de carbono e 1,4% de ferro. Considerando que os exemplares foram embutidos em baquelite (polifenos) e lixados, alguns resíduos de carbono e ferro do aço inoxidável podem ter se aderido à superfície.

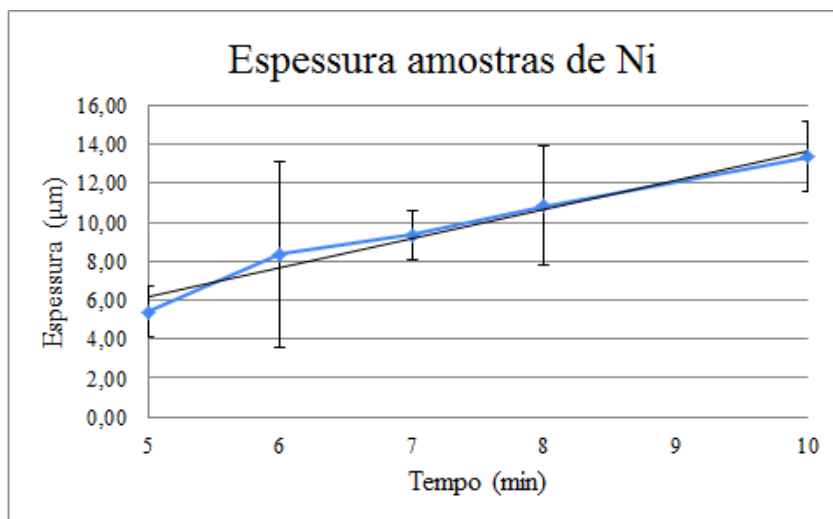
Tabela 4 – Espessura média das amostras de níquel.

Nome amostra	Tempo (min)	Espessura (μm)	Desvio Padrão (μm)
Ni05	5	5,40	1,28
Ni06	6	8,35	4,79
Ni07	7	9,35	1,27
Ni08	8	10,85	3,05
Ni10	10	13,35	1,80

Fonte: Própria autora.

O gráfico da Figura 27 contém as espessuras do revestimento de níquel com o respectivo intervalo de tempo. Nota-se que ao plotar a linha de tendência linear, há grande similaridade entre ambas as curvas, ou seja, a eletrólise portou-se próxima à lei de Faraday.

Figura 27 – Resultado eletrodeposição níquel



Fonte: Própria autora.

5.1.3 Deposição de Cobalto

A superfície depositada de cobalto demonstrou-se satisfatoriamente aderente, uniforme e fosca como evidenciada na Figura 28. Para esse experimento utilizou-se eletrodo inerte. Nesse processo há liberação de oxigênio gasoso responsável por provocar acidificação da solução. De fato, essa hipótese foi comprovada com a medida de fita de papel indicador de pH. Antes do ensaio, o pH da solução era de aproximadamente 5 posteriormente pH permaneceu em torno de 2. O desprendimento de oxigênio contribuiu para manter a superfície fosca, porém não houve comprometimento da qualidade.

Figura 28 – Resultado eletrodeposição cobalto



Fonte: Própria autora

Ao todo foram produzidas amostras de 15, 30, 31, 32 e 40 minutos. Após medida da espessura final por micrômetro, plotou-se a Tabela 5.

Tabela 5 – Espessura média das amostras de cobalto.

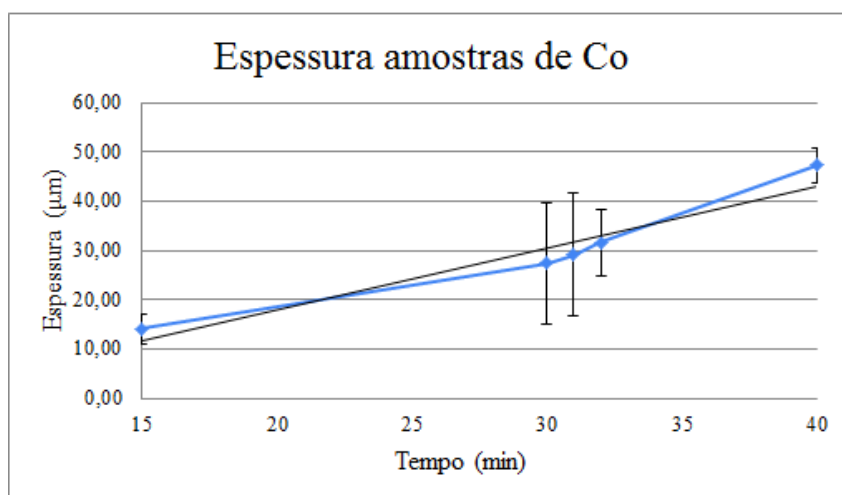
Nome amostra	Tempo (min)	Espessura (μm)	Desvio Padrão (μm)
Co15	15	14,10	2,96
Co30	30	27,45	12,37
Co31	31	29,90	12,43
Co32	32	31,70	6,78
Co40	40	47,35	3,45

Fonte: Própria autora.

Da mesma forma que se fez para os elementos níquel e cobre, a análise da superfície depositada de cobalto desenvolveu-se. O EDS concluiu que houve 94,44% de massa de cobalto, 2,51% de oxigênio e 2,17% de ferro, o último elemento é presente no aço inoxidável, onde também foi encontrado, em pequena quantidade cromo (0,43% de massa), elemento responsável pela formação da camada passiva natural dos aços inoxidáveis. Ou seja, é possível que o ferro e cromo sejam provindos do próprio aço inoxidável pois a amostra que foi analisada EDS foi a mesma lixada para análise da microestrutura do cordão. Maiores detalhes encontram-se no Apêndice B.

Por fim, a Tabela 5 foi elaborado em forma de gráfico como da Figura 29. Os pontos geram valores similares à linha de tendência linear, condizendo com a o cálculo de deposição.

Figura 29 – Resultado eletrodeposição cobalto



Fonte: Própria autora

5.2 ANÁLISE MACOGRÁFICA

5.2.1 Cordão de solda cobre

Com a análise macroscópica dos cordões de solda de cobre foi possível observar que houve trinca nas três amostras em toda extensão.

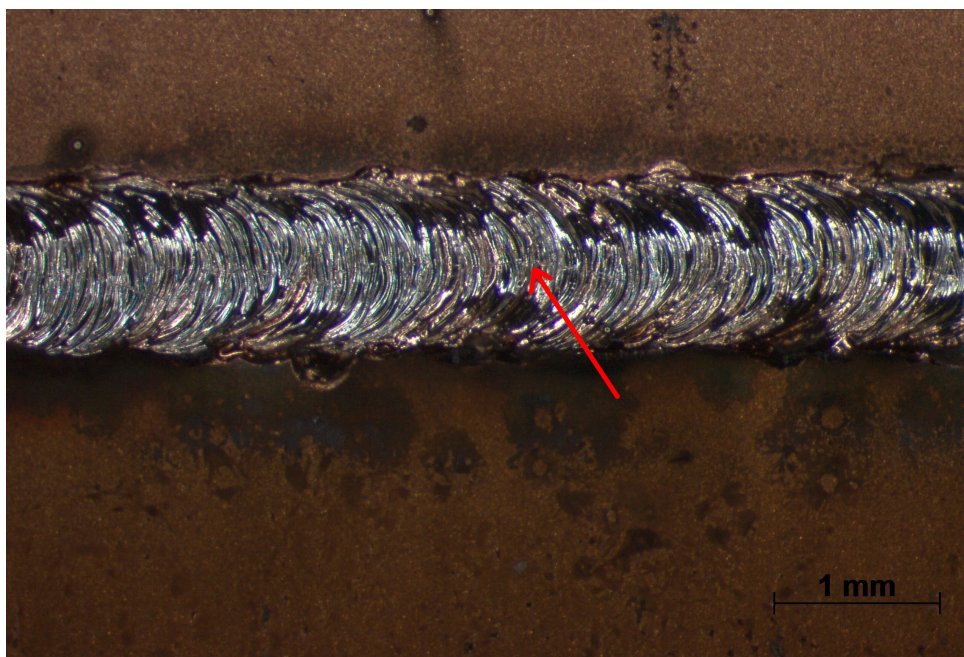
Observa-se que a Figura 30 apresenta superfície oxidada devido as colorações cinza e azul em alguns pulsos. As amostras da Figura 31 e Figura 32 não contêm oxidação, com cordões limpos e brilhantes.

Figura 30 – Cordões de solda amostra Cu60



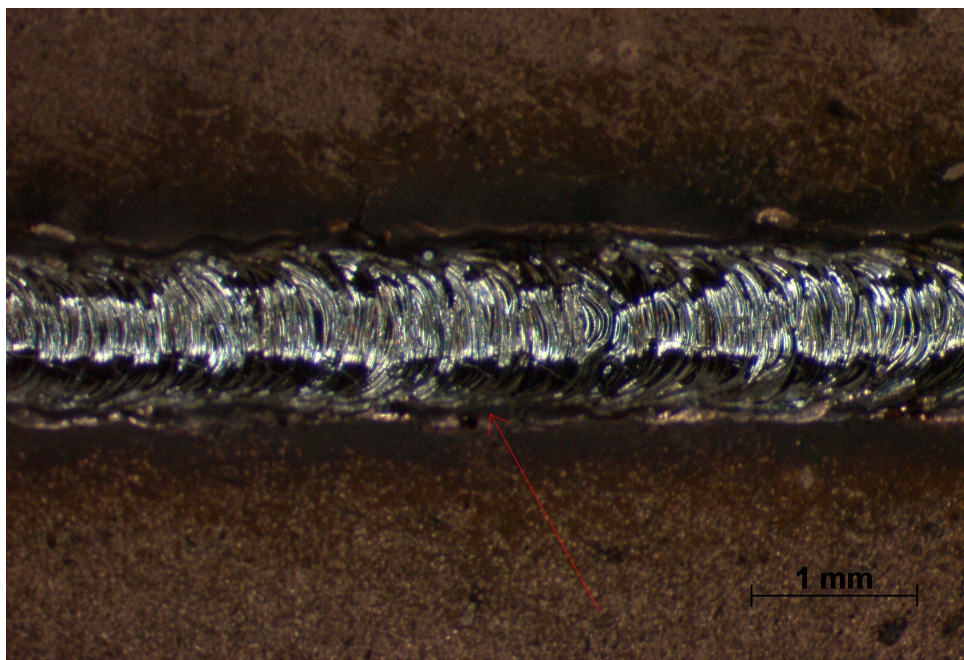
Fonte: Própria autora

Figura 31 – Cordões de solda amostra Cu80



Fonte: Própria autora

Figura 32 – Cordões de solda amostra Cu100

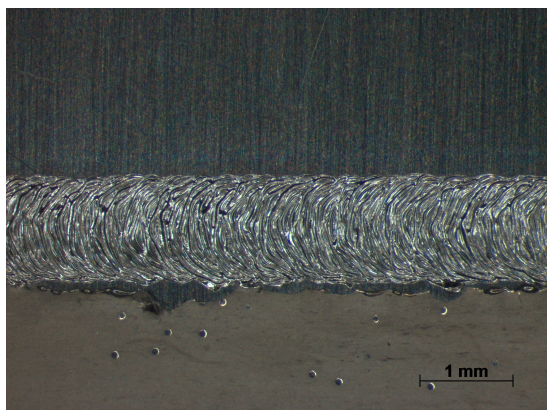


Fonte: Própria autora

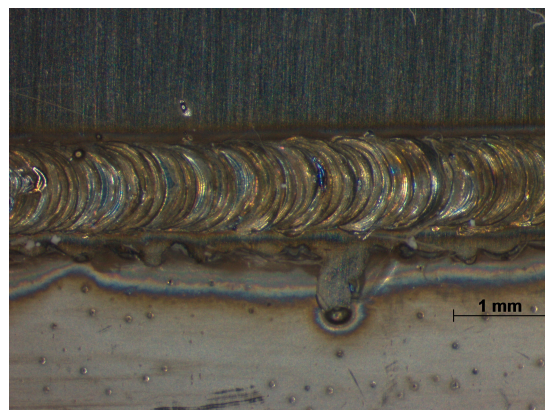
5.2.2 Cordão de solda níquel

Nota-se que nas Figuras Figura 33(a) , Figura 33(c), Figura 33(d) e Figura 33(e) os cordões de solda apresentam boa sobreposição dos pulsos e coloração prateada brilhante, exceto para amostra Ni06 da Figura 33(b) que houve oxidação provavelmente por insuficiência da proteção do fluxo de gás de argônio.

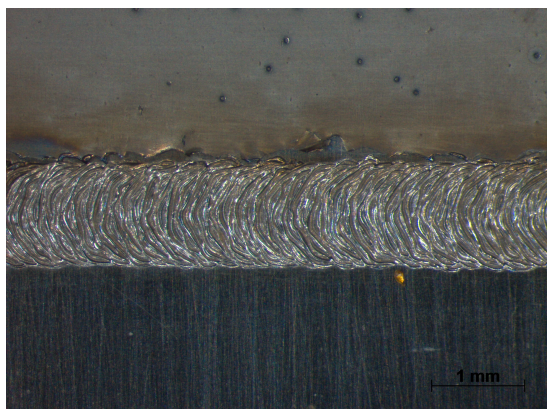
Figura 33 – Cordões de solda com adição de níquel



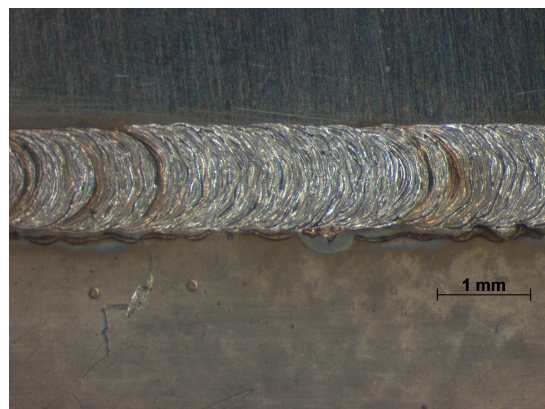
(a) Amostra Ni05.



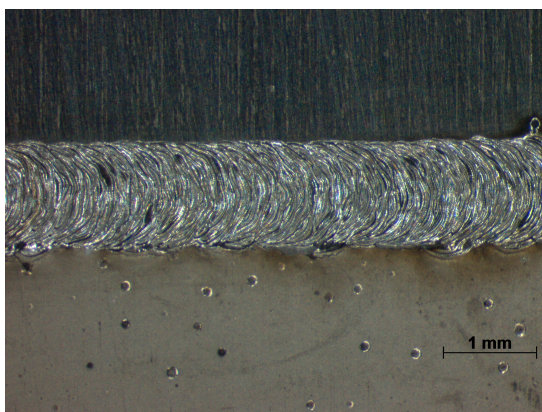
(b) Amostra Ni06.



(c) Amostra Ni07.



(d) Amostra Ni08.



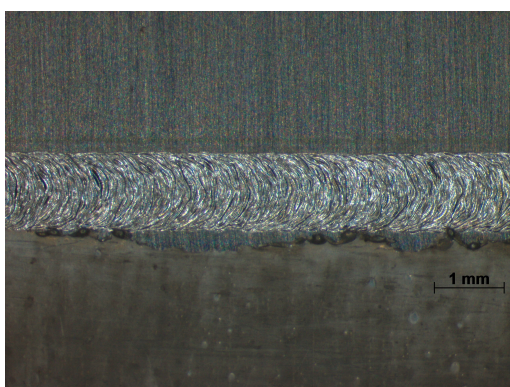
(e) Amostra Ni10.

Fonte: Própria autora

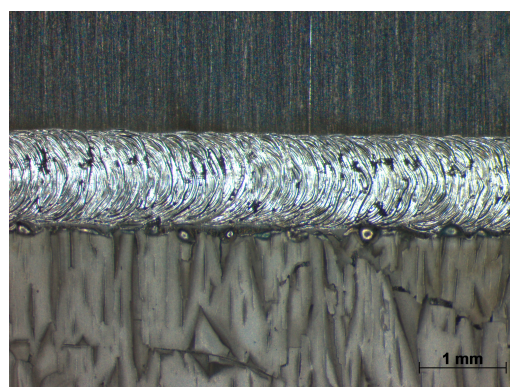
5.2.3 Cordão de solda cobalto

Os cordões da Figura 34(a), Figura 34(b), Figura 34(c), Figura 34 (d) e Figura 34 (e) apresentam características semelhantes aos cordões de solda de níquel: bom espaçamento entre pulsos, amostras brilhantes e prateadas. Apenas na amostra Co30 há alguns pontos escuros na superfície que são defeitos de solidificação, possivelmente pelo desprendimento de pedaços metálicos de cobalto da deposição que não se difundiram pelo cordão.

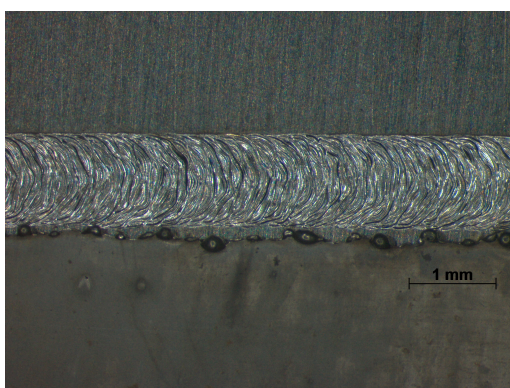
Figura 34 – Cordões de solda com adição de cobalto



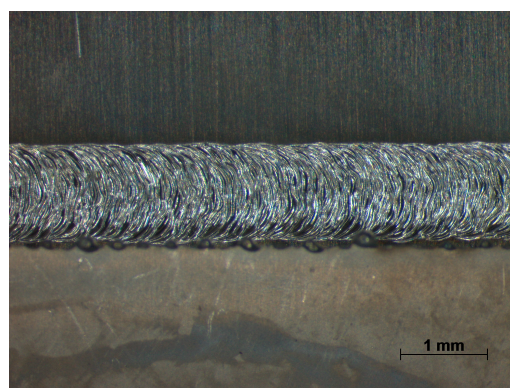
(a) Amostra Co15.



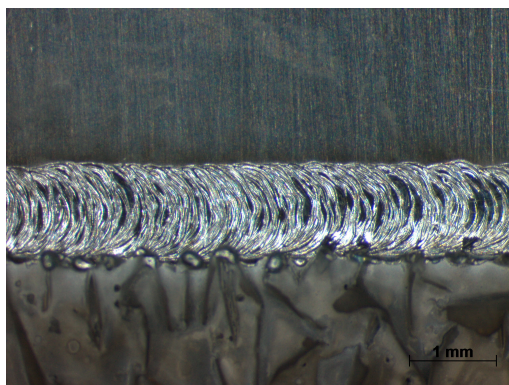
(b) Amostra Co30.



(c) Amostra Co31.



(d) Amostra Co32.



(e) Amostra Co40.

Fonte: Própria autora

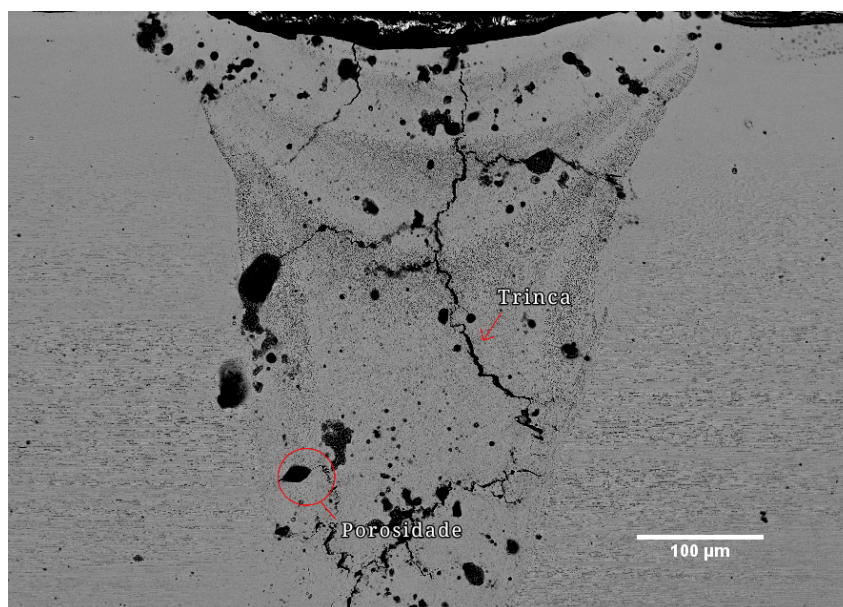
5.3 MICROSCOPIA

5.3.1 Microscopia cobre

Para a Figura 36(b), Figura 37(b) e Figura 38(b) é possível notar a região de transição do Metal Base para Zona Fundida e entre eles a ZTA diminuída como explanado na Revisão Bibliográfica. No Metal de Base é possível notar o sentido da laminação e os grão de ferrita e austenita, este último cresce radialmente na ZTA, aumentando a sua quantidade.

As Zona Fundida das Figura 36(a) e Figura 37 (a) há uma estrutura predominantemente ferrítica, com austenita apenas nos contornos de grãos. A Figura 38(a) apresentou austenita intragranular, porém não apresentou valores próximo as 50% de ferrita e 50% de austenita. Maiores quantidades de cobre não foram testadas pois existe um limite de espessura a ser adicionada a junta, por se tratar de um sistema de soldagem a laser há um valor fixo máximo para o seu foco, consequentemente, aumentar o tempo de eletrodeposição prejudicaria o resultado da junta soldada. Além disso, quanto maior a quantidade de cobre, maior a dificuldade de dissolvê-lo no aço inoxidável. Pré-testes realizados com a adição de cobre no superduplex constataram a existência de glóbulos de cobre não dissolvidas com o material, dessa forma, a fim de tentar diminuí-las, os cordões com adição de cobre foram refundidos. Muitos estudos apresentaram a dificuldade em se soldar juntas dissimilares de cobre e aços inoxidáveis visto que ambos apresentam Pontos de Fusão diferentes e coeficiente de condutividade térmica discrepantes. O estudo de (MAGNABOSCO et al., 2006) investigou a soldagem por feixes de elétrons entre a solda dissimilar do Aço inoxidável Austenítico 304L e cobre, os resultados indicaram que houve grande quantidade porosidade, trincas e "ilhas" não derretidas de cobre. Resultados semelhantes foram obtidos no estudo de Chen et al. (2013) o qual soldou cobre com Aço Inoxidável Austenítico com processo de soldagem a Laser contínuo (CHEN et al., 2013). Fica claro, portanto, que as trincas são inerentes a esses materiais. A Figura 35 demonstra a seção transversal da amostra Cu100, a microscopia foi retirada no MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) onde é possível notar grande quantidade de trincas e certa porosidade.

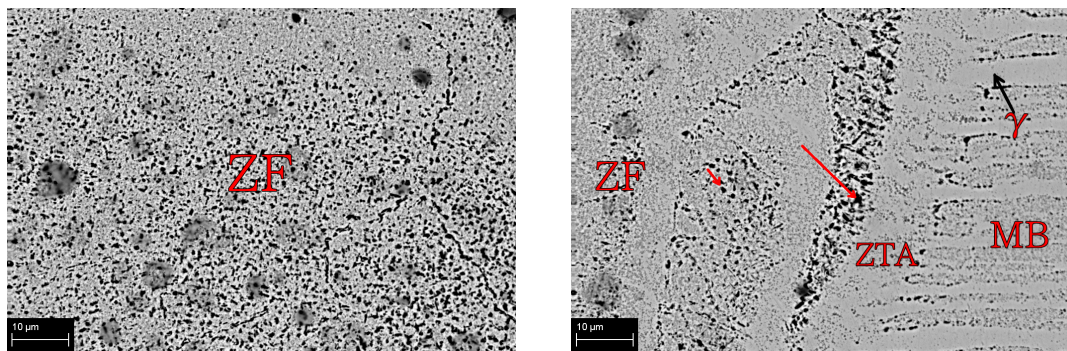
Figura 35 – Macrografia da seção transversal do cordão Cu100



Fonte: Própria autora

Os pequenos pontos negros presentes nas três amostras de cobre, exemplificado pela seta vermelha da 37(b) são provavelmente microaglomerados de cobre os quais foram atacados pelo reagente Behara.

Figura 36 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Cu60

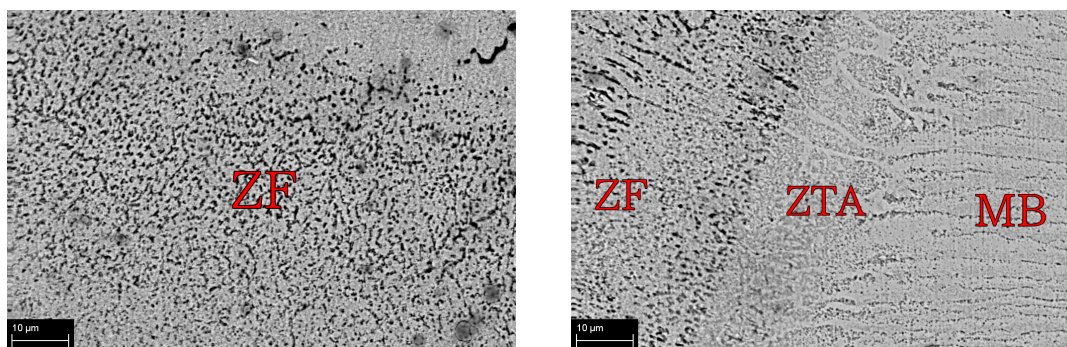


(a) Zona Fundida.

(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

Figura 37 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Cu80

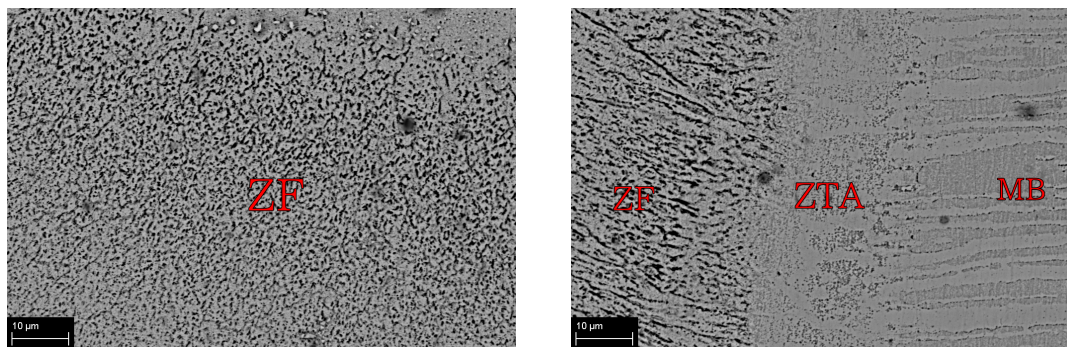


(a) Zona Fundida.

(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

Figura 38 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Cu100



(a) Zona Fundida.

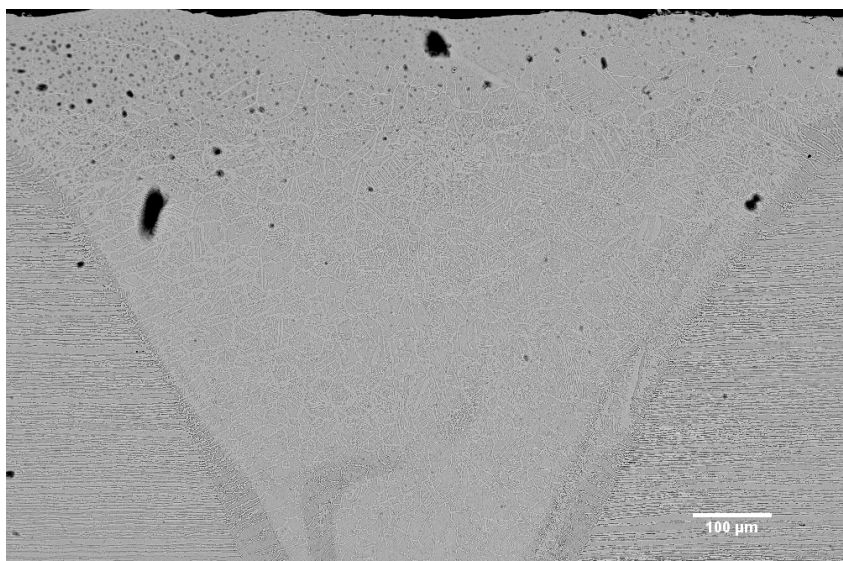
(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

5.3.2 Microscopia níquel

A Figura 39 apresenta a micrografia do seção transversal do cordão Ni07 realizada pelo MEV. A imagem consta que não houve formação de trincas e possuiu boa penetração.

Figura 39 – Macrografia da seção transversal do cordão Ni07

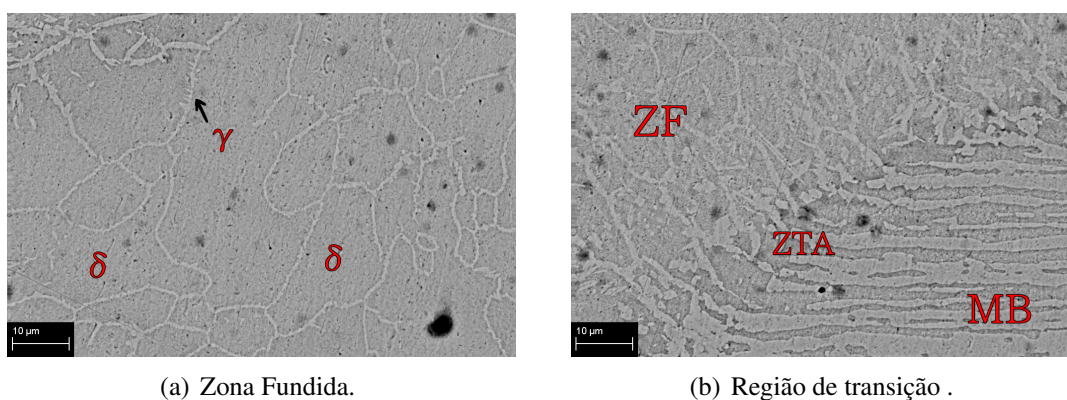


Fonte: Própria autora

Ao atacar-se o aço inoxidável supduplex com o reagente Behara, destacam-se duas cores distintas: as regiões claras tratam-se de austenita (γ) e as cinzentas são ferritas (δ). Dito isso, nota-se que na Figura 40(a) há formação de austenita nos contornos de grãos (indicada pela seta) da ferrita poligonal. Essa quantidade é semelhante a formada na solda autôgena do UNS S32750 com uso do Laser Nd:YAG pulsado.

A Figura 40(b) apresenta a transição, da direita para esquerda, do MB, ZTA e ZF. Notável que há uma ZTA, porém diminuta.

Figura 40 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Ni05



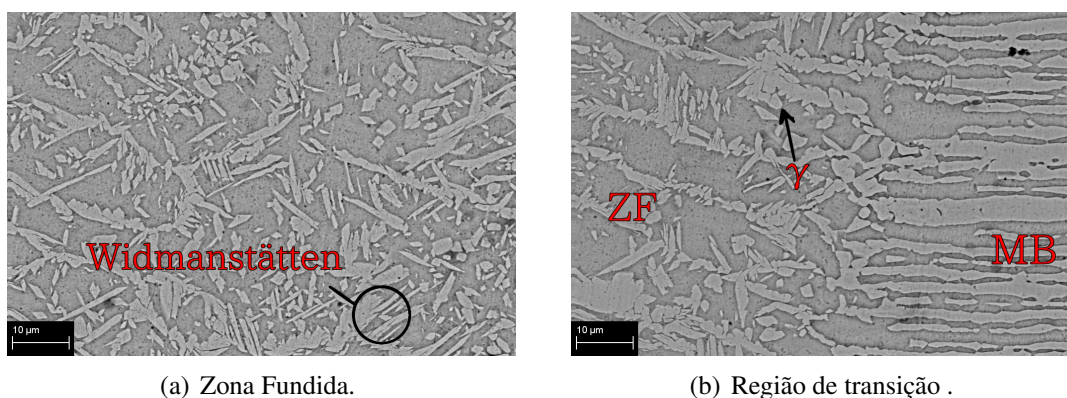
(a) Zona Fundida.

(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

Ao analisar a Figura 41(a) percebe-se que há a formação de austenitas intragranulares e de Widmanstatten (região circulada), na Figura 41(b) há ZTA menor que ao cordão Ni05, onde se observa uma transição suave, com proporção de austenita muito parecida com aquela encontrada no interior do cordão.

Figura 41 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Ni06



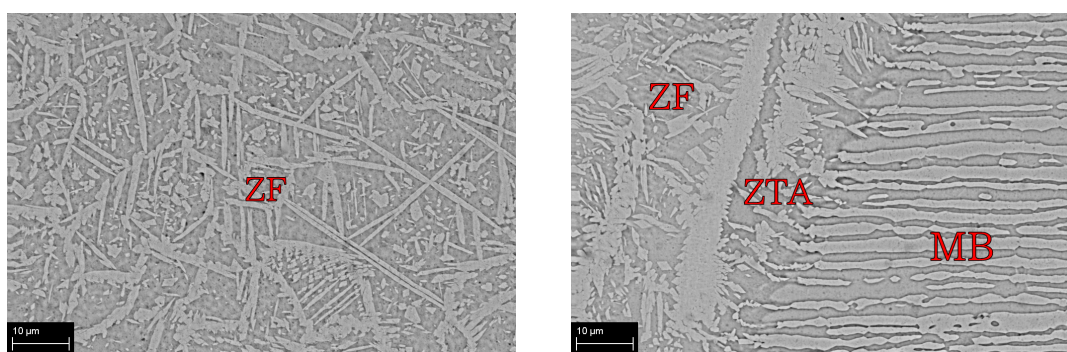
(a) Zona Fundida.

(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

Assim como esperado, ao aumentar a quantidade de tempo de deposição de níquel, há maior formação de austenita. Com acréscimo de 1 minuto houve crescimento considerável de austenita presentes na amostra Ni07 da Figura 42(a) e Figura 42(b).

Figura 42 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Ni07



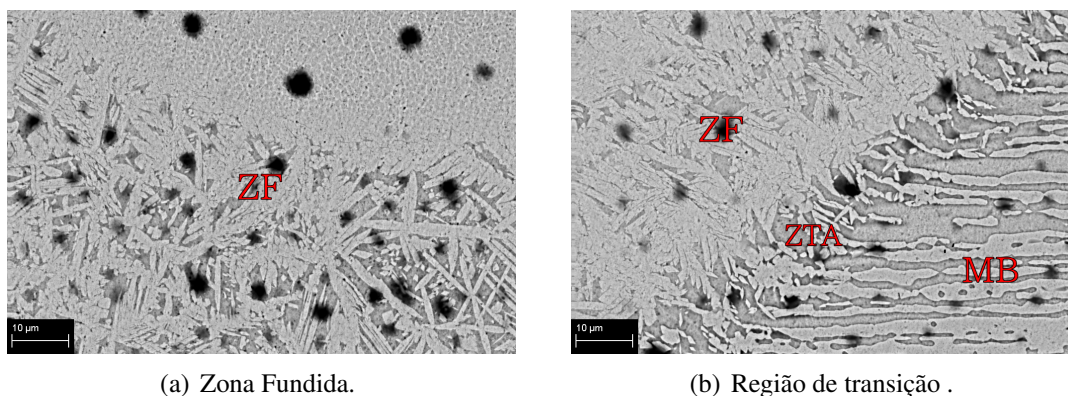
(a) Zona Fundida.

(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

A ZF da amostra Ni08 (Figura 43 (a)) possui uma estrutura visivelmente desbalanceada, com excesso de austenita; além disso, a sua quantidade não é uniforme, contendo áreas com elevada densidade de austenita, próximo a 100%. Os pontos negros da Figura 43 são em decorrência do ataque.

Figura 43 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Ni08



(a) Zona Fundida.

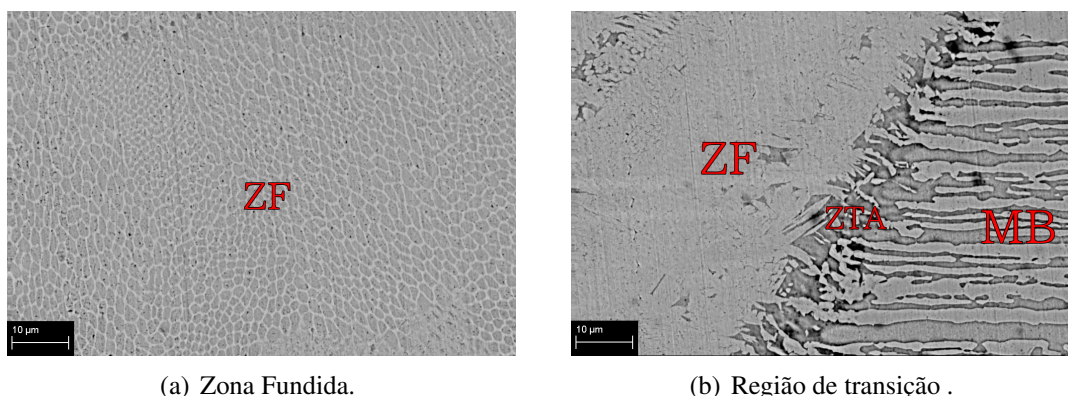
(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

Por fim, a amostra com maior tempo de eletrodeposição testada, a Ni10 encontra-se repleta de austenita (Figura 44(a)). A ZTA apresenta estrutura semelhante à amostra Ni08, demonstrada na Figura 43(b).

Na região de transição da Figura 43(b), precisamente na ZTA, percebe-se que há quantidade de ferrita que, ao chegar na região ZF se desvanece.

Figura 44 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Ni10



(a) Zona Fundida.

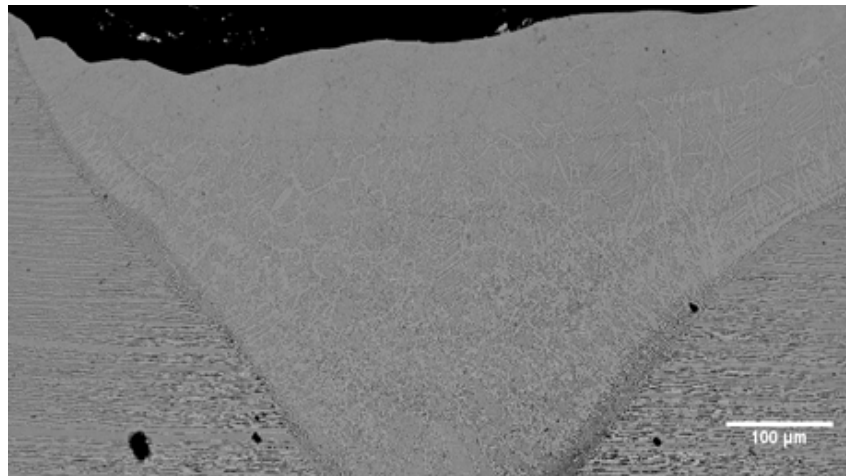
(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

5.3.3 Microscopia cobalto

A Figura 45 demonstra a imagem do MEV da região interna do cordão de solda para a amostra Co31. Não há formação de trincas nem porosidade, porém houve menor penetração em relação aos cordões de Ni para o mesmo parâmetro de soldagem.

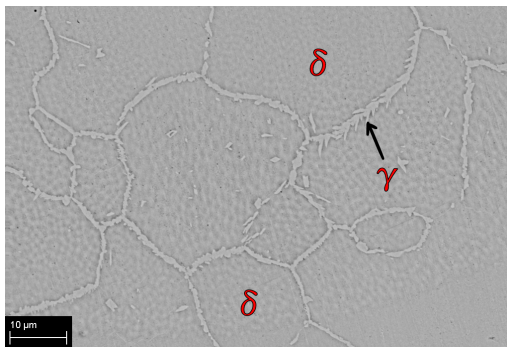
Figura 45 – Macrografia da seção transversal do cordão Co31



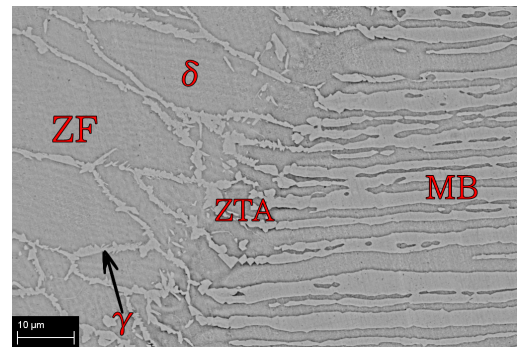
Fonte: Própria autora

Nota-se na Figura 46(a) e Figura 46(a) que há pouca formação de austenita, desde ZTA até a ZF, nesse último caso apenas ao redor dos grão da ferrita poligonal.

Figura 46 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Co15



(a) Zona Fundida.

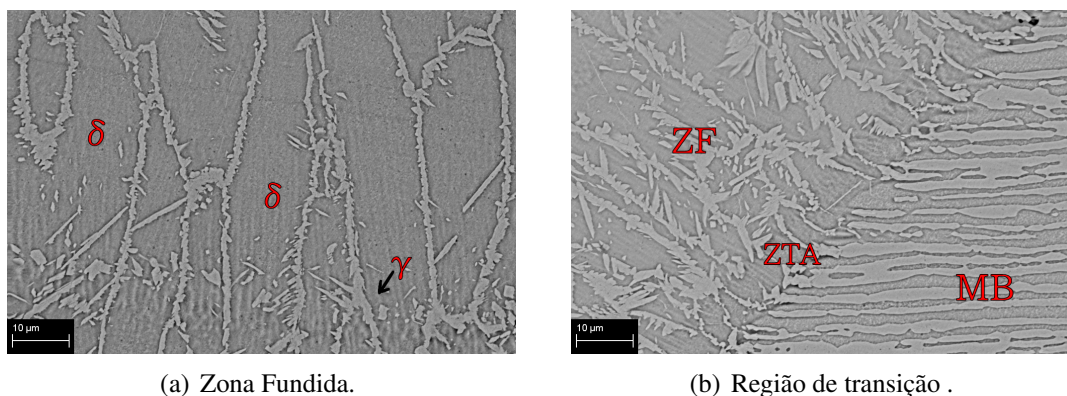


(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

Com o dobro de tempo da amostra Co15, as Figura 47(a) e Figura 47(b) indicam o início de surgimento de austenitas intragranular e de Widmanstatten, porém com quantidade insuficiente para o balanço de fases de 50% almejado.

Figura 47 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Co30



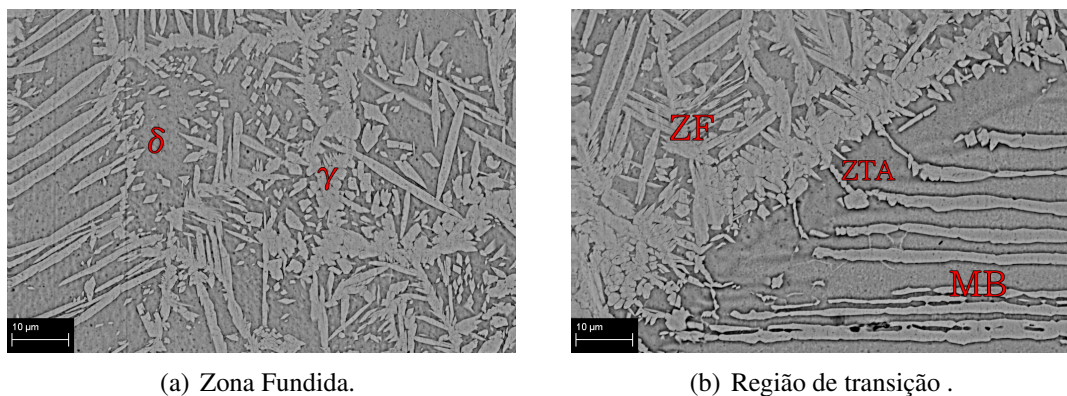
(a) Zona Fundida.

(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

A amostra Co31 da Figura 48(a) e Figura 48(b) é visivelmente o que apresentou melhor balanço de fases entre austenita e ferrita entre as amostras de cobalto, na ZF é evidente a formação de Widmanstatten.

Figura 48 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Co31



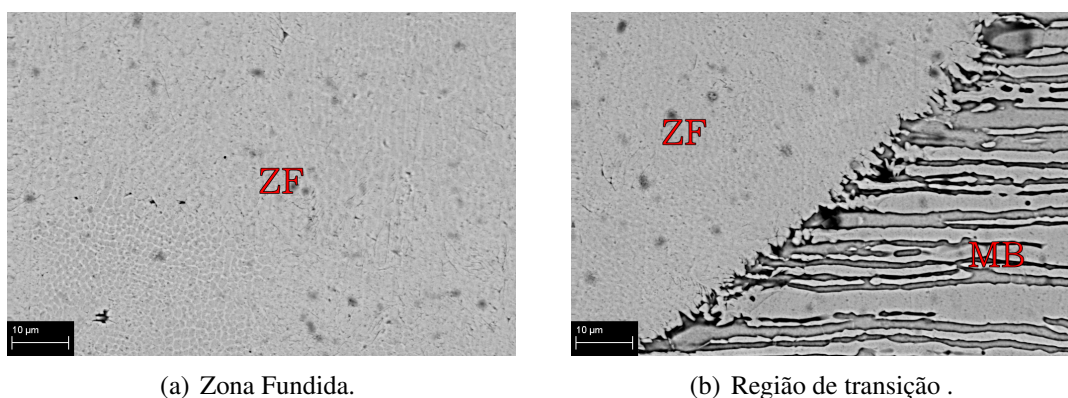
(a) Zona Fundida.

(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

A amostra de 32 minutos, ilustrada pela Figura 49(a) e Figura 49(b) mostra uma estrutura austenítica em totalidade, fugindo do balanço esperado, evidenciando que a quantidade de cobalto adicionada já superou o necessário.

Figura 49 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Co32



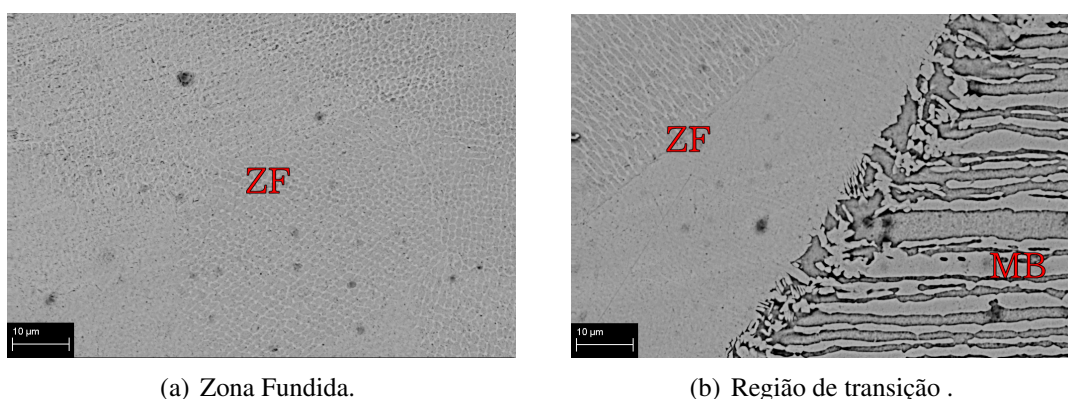
(a) Zona Fundida.

(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

A Figura 50(a) e Figura 50(b) apresenta estrutura semelhante a amostra Ni32, onde encontra-se excesso de austenita. As pequenas quantidades de ferritas encontradas ficam restritas a região da ZTA.

Figura 50 – Microscopia Eletrônica de Varredura Amostra Co 40



(a) Zona Fundida.

(b) Região de transição .

Fonte: Própria autora

5.4 FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DAS MICROESTRUTURAS

5.4.1 Cobre

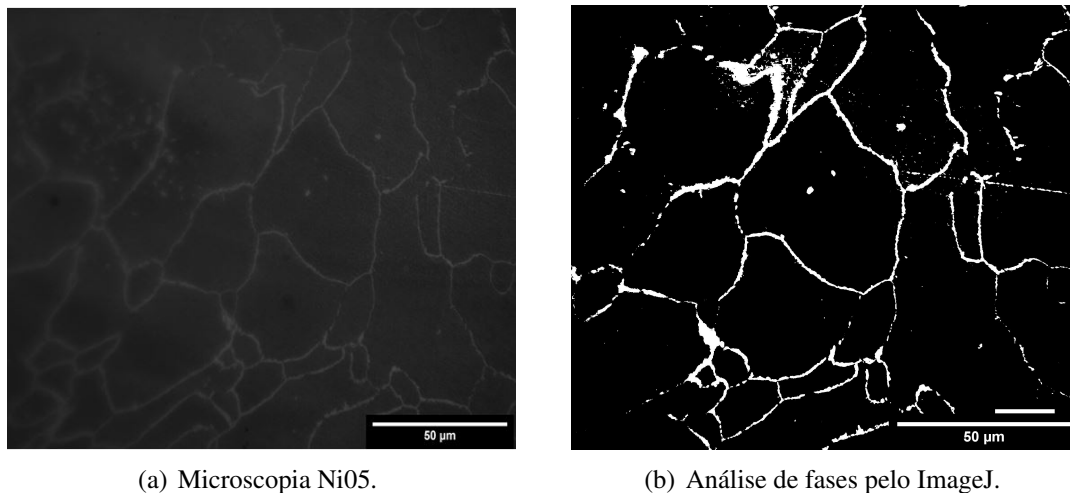
As amostras de cobre demonstraram-se inviáveis para realizar os balanços de fases por imagem, seja pela quantidade de trincas ou seja pelos os aglomerados de cobre que foram atacados pelo Behara, tornando-se negros como a ferrita, podendo confundi-los.

5.4.2 Níquel

A Figura 51 exemplifica o procedimento utilizado para análise de fases nas imagens binarizadas, no caso para amostra Ni05. Todas as oito micrografias empregadas nesse ensaio estão no

Apêndice C.

Figura 51 – A direita a microscopia óptica do cordão Ni05 e a esquerda o balanço volumétrico por meio de pixels.



Fonte: Própria autora

A Tabela 6 indica a média resultante das fração volumétrica de austenita e ferrita nas oito imagens. Nota-se que, conforme se aumenta a quantidade de níquel, maior é a quantidade de austenita formada. Ao passo que a amostra Ni05 é similar a soldagem autógena do aço UNS S32750, contendo valores de austenita próximos, a amostra Ni07 possui quantidade de austenita semelhante ao MB (43,27%), mas difere em sua forma, sendo no primeiro caso com Windmanstatten.

Tabela 6 – Fração volumétrica de austenita-ferrita nas amostra de Ni

Amostra	Austenita (%)	Ferrita (%)	Desvio Padrão
Ni05	10,54	89,46	3,39
Ni06	16,46	83,53	6,00
Ni07	43,27	56,72	14,06
Ni08	69,05	30,94	16,26
Ni10	93,99	6,00	3,29

Fonte: Própria autora.

As duas seções transversais dos cordões Ni05, Ni06 e Ni10 contiveram valores muito próximos de austenita em suas imagens, porém Ni07 e Ni08 não foram uniformes, isso explica o aumento do desvio padrão. Para a primeira seção do cordão Ni07 a média de austenita foi de 49,58% e para a segunda seção do mesmo cordão foi de 36,97% de austenita. Referente à primeira seção de Ni08 houve 55,92% de austenita e para segunda seção 82,18%. Essas discrepâncias provavelmente ocorreram porque a eletrólise não depositou uniformemente a camada de níquel ao longo de toda chapa de superduplex.

5.4.3 Cobalto

Para o Co ocorre situação semelhante ao níquel: pela Tabela 7 nota-se crescente proporção do volume de estrutura austenítica conforme se aumenta a quantidade de material adicionado à soldagem, comprovando sua característica gamagênica, porém Co32 mesmo que apresente 8 minutos a menos que a amostra Co40 apresentou valores tecnicamente empatados.

Tabela 7 – Fração volumétrica de austenita-ferrita nas amostra de cobre

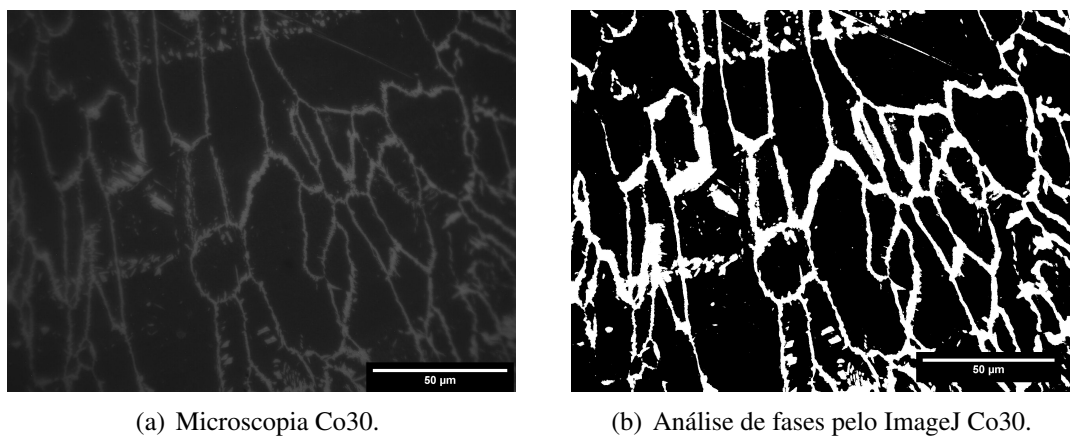
Amostra	Austenita (%)	Ferrita(%)	Desvio Padrão
Co15	13,74	86,25	5,23
Co30	21,15	78,85	4,13
Co31	30,19	69,81	7,61
Co32	90,88	9,11	7,58
Co40	87,84	12,16	11,44

Fonte: Própria autora.

A amostra Co31 foi que apresentou a quantidade mais aproximada de metal base, com de 30,19% de austenita. A amostra Co31 da primeira seção transversal do cordão de solda apresentou média de 36,06% de fração volumétrica de austenita, para segunda seção do mesmo cordão, o valor foi de 25,32%. A mesma discrepância na amostra Co32, na primeira seção a média foi de 98% de austenita para 83% na segunda seção. Essa variação dentro do próprio cordão de solda demonstra que o revestimento eletrolítico pode não ser constante, prejudicando a qualidade da soldagem. Todas as microscopias ópticas utilizadas para o cálculo da fração volumétrica do cobalto estão no Apêndice D. A realização da eletrólise em células não divididas, assim como foi utilizada neste trabalho, diminui a eficiência da corrente catódica, promovendo o possível descascamento do cobalto do revestimento (PATNAIK et al., 2015b). Portanto, essa é uma das possibilidades para a variação da cobertura eletrolítica.

A Figura 52 é o exemplo de como foi calculado os valores para Tabela 7 a partir das micrografias.

Figura 52 – A direita a microscopia óptica do cordão Co30 e a esquerda o balanço volumétrico por meio de pixels.



Fonte: Própria autora

5.5 MICRODUREZA VICKERS

Os valores da Tabela 8 apresentam a média das durezas e seus respectivos desvios padrões. A coluna "variação" refere-se ao quanto a média da microdureza de cada amostra alterou em relação à média do metal base (MB) com valor igual a 311(36)HV. Os valores negativos significam que a dureza foi menor do que o parâmetro utilizado.

Tabela 8 – Resultados do ensaio de Microdureza Vickers.

Amostra	Dureza cordão (HV)	Desvio padrão (HV)	Variação %
AUT	380	44	22,29
Cu 60	376	29	20,87
Cu 80	371	57	19,21
Cu 100	352	47	13,15
Ni 5	362	33	16,50
Ni 6	340	34	9,35
Ni 7	320	26	2,89
Ni 8	296	27	-4,69
Ni 10	268	44	-13,77
Co 15	344	33	10,77
Co 30	331	27	6,49
Co 31	317	22	1,94
Co 32	265	26	-14,63
Co 40	270	55	-13,26

Fonte: Própria autora.

A medida que se aumenta a quantidade de cobre, níquel e cobalto, menor se torna a dureza no cordão de solda. Entre as amostras de níquel, a que apresentar valor mais próximo ao MB foi Ni07. A partir da deposição de 8 minutos a dureza começa a decair, e para as de 5 e 6 minutos ela é superior. Esse fenômeno está diretamente ligado à microestrutura formada no cordão de

solda, visto que a austenita possui uma dureza inferior que a ferrita, e suas diferentes quantidades resultam em diferentes durezas. Consequentemente, o mesmo é esperado para as amostras de cobalto. O resultado em que há menor desvio de dureza em relação ao MB é na eletrodeposição de 31 minutos com apenas 1,94% de diferença, ou seja, a mesma amostra em que os balanço de fases são mais próximos dos 50% de austenita e 50% de ferrita.

Como o cobre é o elemento de menor potencial gamagênico entre os três (BHADESHIA; HONEYCOMBE, 2017) , quase não há variação de suas durezas com a soldagem autógena, principalmente para as amostras Cu60 e Cu80, onde não há formação de austenita.

A amostra autógena (AUT) apresentou a maior dureza entre todos, 380 HV, fato relacionado com a grande quantidade de ferrita e pela não adição de elementos gamagênicos.

6 CONCLUSÃO

A adição dos elementos gamagênicos cobre, níquel e cobalto através da eletrólise no aço inoxidável superduplex UNS S32750 para a soldagem a laser Nd:YAG pulsada permitiu concluir que:

- Adição de cobre causa defeitos no cordão de solda como trincas e porosidades advindos de seu baixo ponto de fusão e elevado coeficiente de condutividade térmica em relação ao metal base.
- O baixo poder austenitizante do cobre fez necessário o aumento do tempo de eletrólise dificultando ainda mais a soldagem.
- Os cordões de solda com adição de níquel obtiveram boa aparência, foram brilhantes superficialmente, com pouca porosidade e sem trincas. Houve também a formação de Widmanstatten.
- A adição de cobalto forneceu cordões de solda sem trincas e sem porosidades, mas com menor penetração em comparação com níquel. Foi possível observar a formação de Widmanstatten a partir da amostra de 30 minutos.
- As amostras com balanços de fases próximos de 50% de ferrita e 50% de austenita nos cordões de solda foram as de níquel com eletrólise de 7 minutos e cobalto para 31 minutos, com destaque para a amostra de Ni07 que obteve valor de 43,27% ao passo que de Co31 30,19%. A única amostra de cobre, dentre as realizadas, que obteve a formação de austenita foi para o tempo de 100 minutos, porém esse valor não chegou próximo de 50%, tornando-se inviável aumentar o banho pelos defeitos do cordão e pela capacidade do feixe focal da máquina a laser.
- As amostras Ni07, Ni08, Co31 e Co32 apresentaram valores diferentes no balanço de fases em diferentes seções do mesmo cordão de solda.
- O valor da microdureza Vickers está relacionada com a taxa de formação de austenita nas amostras, visto que a austenita possui uma dureza inferior que a ferrita. Assim as amostras com balanço de fases mais próximo de 50% ferrita e 50% de austenita como Cu100, Ni07 e Co31 são as que menos variaram suas durezas em relação ao MB.

REFERÊNCIAS

- ALVAREZ-ARMAS, I. Duplex stainless steels: brief history and some recent alloys. **Recent Patents on Mechanical Engineering**, Sharjah, v. 1, n. 1, p. 51–57, 2008.
- BAGNATO, V. S. **Laser e suas aplicações em Ciência e Tecnologia**. São Carlos: Editora Livraria da Física, 2008.
- BHADESHIA, H.; HONEYCOMBE, R. **Steels: microstructure and properties**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2017.
- BOLUT, M. et al. Yb-fibre laser welding of 6 mm duplex stainless steel 2205. **Physics Procedia**, Vienna, v. 83, p. 417–425, 2016.
- CASTANHEIRA, M. et al. Influencia dos elementos de liga e do tratamento termico na estrutura e propriedades mecanicas de um aco maraging sem cobalto resistente a corrosão. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** Foz do Iguaçu: UFscar, 2006. p. 13.
- CHEN, S. et al. Microstructural characteristics of a stainless steel/copper dissimilar joint made by laser welding. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 44, n. 8, p. 3690–3696, 2013.
- COBB, H. M. **The history of stainless steel**. Russel: ASM International, 2010.
- COLPAERT, H. et al. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. So Paulo: Editora Blucher, 2008.
- CUNAT, P.-J. Alloying elements in stainless steel and other chromium-containing alloys. **Euro Inox**, Paris, v. 2004, p. 1–24, 2004.
- DAVIM, J. P. **Laser in manufacturing**. London, UK: John Wiley & Sons, 2013.
- DAVIS, J. R. et al. **Copper and copper alloys**. Russel: ASM international, 2001.
- DILLON, C. P. **Corrosion resistance of stainless steels**. New York: CRC Press, 1995.
- DJOKIC, S. S. **Electrodeposition: theory and practice**. Edmonton, Canada: Springer Science & Business Media, 2010. v. 48.
- FAN, T. Y.; BYER, R. L. Diode laser-pumped solid-state lasers. **IEEE journal of Quantum Electronics**, Nova York, v. 24, n. 6, p. 895–912, 1988.
- FERNANDES, R. F. Eletrólise. **Revista de Ciência Elementar**, Porto, v. 3, n. 1, 2015.
- FRANZINI, O. D. **Aplicação de laser pulsado Nd: YAG na soldagem do aço super duplex UNS S32750**. 2016.72 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) — Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2016.
- HANNA, D. C. **Principles of Lasers**. New York: Plenum, 1989.

ISFAHANY, A. N.; SAGHAFIAN, H.; BORHANI, G. The effect of heat treatment on mechanical properties and corrosion behavior of aisi420 martensitic stainless steel. **Journal of alloys and compounds**, Amsterdam, v. 509, n. 9, p. 3931–3936, 2011.

JUNIOR, E. J. da C. et al. Effects of nickel addition on the microstructure of laser-welded uns s32750 duplex stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, New York, v. 50, n. 4, p. 1616–1618, 2019.

JUNIOR, W. G.; AMUDA, M. **Stainless Steels: Martensitic**. Amsterdam: Elsevier, 2017.

KANANI, N. **Electroplating: basic principles, processes and practice**. Amsterdam: Elsevier, 2004.

KATAYAMA, S. **Handbook of laser welding technologies**. Cambridge: Elsevier, 2013.

KEYES, R.; QUIST, T. Injection luminescent pumping of $\text{CaF}_2: \text{U}^{3+}$ with gas diode lasers. **Applied Physics Letters**, Nova York, v. 4, n. 3, p. 50–52, 1964.

KOTECKI, D.; SIEWERT, T. Wrc-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the wrc-1988 diagram. **Welding Journal**, Miami, v. 71, n. 5, p. 171–178, 1992.

LEITE, C. G. S. et al. Nd: Yag pulsed laser dissimilar welding of uns s32750 duplex with 316L austenitic stainless steel. **Materials**, Basel, v. 12, n. 18, p. 2906, 2019.

LI, Y. et al. Effects of tic on the microstructure and formation of acicular ferrite in ferritic stainless steel. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, Pequim, v. 26, n. 11, p. 1385–1395, 2019.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. New Jersey: Wiley and Sons, 2005.

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

MAGNABOSCO, I. et al. An investigation of fusion zone microstructures in electron beam welding of copper–stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, New York, v. 424, n. 1-2, p. 163–173, 2006.

MAHAMOOD, R. M. et al. Characterizing the effect of laser power density on microstructure, microhardness, and surface finish of laser deposited titanium alloy. **Journal of Manufacturing Science and Engineering**, New York, v. 135, n. 6, 2013.

MIRAKHORLI, F.; GHAINI, F. M.; TORKAMANY, M. Development of weld metal microstructures in pulsed laser welding of duplex stainless steel. **Journal of materials engineering and performance**, New York, v. 21, n. 10, p. 2173–2176, 2012.

MOTESHAKKER, A.; DANAEE, I. Microstructure and corrosion resistance of dissimilar weld-joints between duplex stainless steel 2205 and austenitic stainless steel 316L. **Journal of Materials Science & Technology**, London, v. 32, n. 3, p. 282–290, 2016.

MUTHUPANDI, V. et al. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (uns 31803) weld metals. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 59, n. 18, p. 2305–2309, 2005.

- NOBLE, D. **Selection of Wrought Duplex Stainless Steels. Welding, Brazing and Soldering. ASM Handbook**. USA: ASM International, 1993.
- OLSSON, C.-O.; LANDOLT, D. Passive films on stainless steels—chemistry, structure and growth. **Electrochimica acta**, Oxford, v. 48, n. 9, p. 1093–1104, 2003.
- PADILHA A F, G. L. C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos**. São Paulo: Editora Hemus Ltda, 1994.
- PANDA, H. **Handbook on Electroplating with Manufacture of Electrochemicals**. Delhi: Asia Pacific Business, 2008.
- PATNAIK, P. et al. Electrodeposition of cobalt from aqueous sulphate solutions in the presence of tetra ethyl ammonium bromide. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, Changsha, v. 25, n. 6, p. 2047–2053, 2015.
- PATNAIK, P. et al. Effect of tetra propyl ammonium bromide during cobalt electrodeposition from acidic sulfate solutions. **Metallurgical and Materials Transactions B**, New York, v. 46, n. 3, p. 1252–1256, 2015.
- PEREIRA, L. A. Deposição eletrolítica de filmes metálicos sem banho de imersão. **Educação & Tecnologia**, Belo Horizonte, v. 5, n. 1, 2000.
- PINTO, J. R. S. et al. **Tratamento e revestimento dos metais**. 3. ed. Porto: Prodep, 2003.
- QUINTINO, L. et al. Welding with high power fiber lasers, a preliminary study. **Materials & Design**, London, v. 28, n. 4, p. 1231–1237, 2007.
- RENK, K. F. **Basics of laser physics: for students of science and engineering**. 2. ed. New York: Springer, 2012.
- RIBOLLA, A.; DAMOULIS, G. L.; BATALHA, G. F. The use of nd: Yag laser weld for large scale volume assembly of automotive body in white. **Journal of materials processing technology**, Amsterdam, v. 164, p. 1120–1127, 2005.
- ROSE, I.; WHITTINGTON, C. **Nickel Plating Handbook**. Brussels: Nickel Institute, 2014.
- ROWCLIFFE, A. F. et al. Materials challenges for the fusion nuclear science facility. **Fusion Engineering and Design**, Amsterdam, v. 135, p. 290–301, 2018.
- SANTOS, D. C. dos; MAGNABOSCO, R.; NETO, C. M. Influência do método de quantificação de fases na análise da formação de sigma em aço inoxidável duplex uns s31803. In: CONGRESSO INTERNACIONAL DA ABM, 67., 2012, Rio de Janeiro. **Anais...** Rio de Janeiro: ABM, 2012. p. 1–12.
- SANTOS, T. F. d. A.; ANDRADE, M. S.; CASTRO, A. L. R. d. Efeito da taxa de aquecimento na reversão da martensita induzida por deformação em um aço inoxidável austenítico do tipo abnt 304. **Rem: Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 62, n. 1, p. 53–58, 2009.
- SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis aisi 304l/316l. **REM: Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 60, n. 1, p. 175–181, 2007.
- SIVAKUMAR, G.; SARAVANAN, S.; RAGHUKANDAN, K. Investigation of microstructure and mechanical properties of nd: Yag laser welded lean duplex stainless steel joints. **Optik**, Jena, v. 131, p. 1–10, 2017.

STAINLESS, A. O. **Handbook of stainless steel**. Avesta: Avesta Resarch Centre, 2013.

SVENUNGSSON, J.; CHOQUET, I.; KAPLAN, A. F. Laser welding process—a review of keyhole welding modelling. **Physics procedia**, Amsterdam, v. 78, p. 182–191, 2015.

TSCHIPTSCHIN, A. P.; PINEDO, C. E. Estrutura e propriedades do aço inoxidável austenítico aisi 316l grau astm f138 nitretado sob plasma à baixa temperatura. **Rem: Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 63, n. 1, p. 137–141, 2010.

VASCONCELLOS, P. I. G. d.; ROSENTHAL, R.; PARANHOS, R. P. d. R. Estudo da soldagem de tubos de aço inoxidável duplex e superduplex na posição 5g. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 15, n. 3, p. 191–199, 2010.

WEBER, M. J. **Handbook of lasers**. Florida: CRC press, 2019.

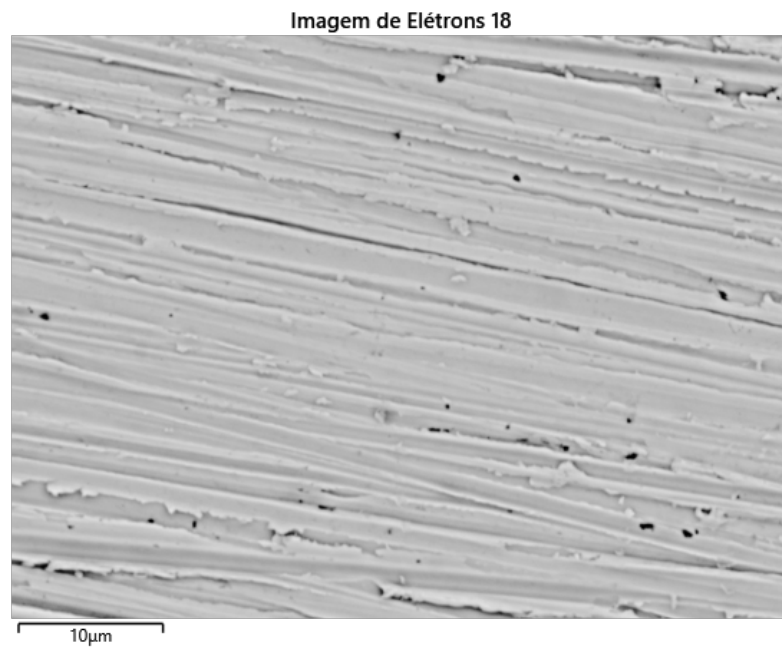
WU, S. et al. A study of the behavior and effects of nitrogen take-up from protective gas shielding in laser welding of stainless steel. **Journal of Manufacturing Processes**, Londres, v. 34, p. 477–485, 2018.

YAZAWA, Y. et al. Development of ferritic stainless steel sheets with excellent deep drawability by $\{1\ 1\ 1\}$ recrystallization texture control. **JSAE review**, Tokyo, v. 24, n. 4, p. 483–488, 2003.

YEFIMOV, N. **Handbook of non-ferrous metal powders: technologies and applications**. 2. ed. Amsterdam, Netherlands: Elsevier, 2019.

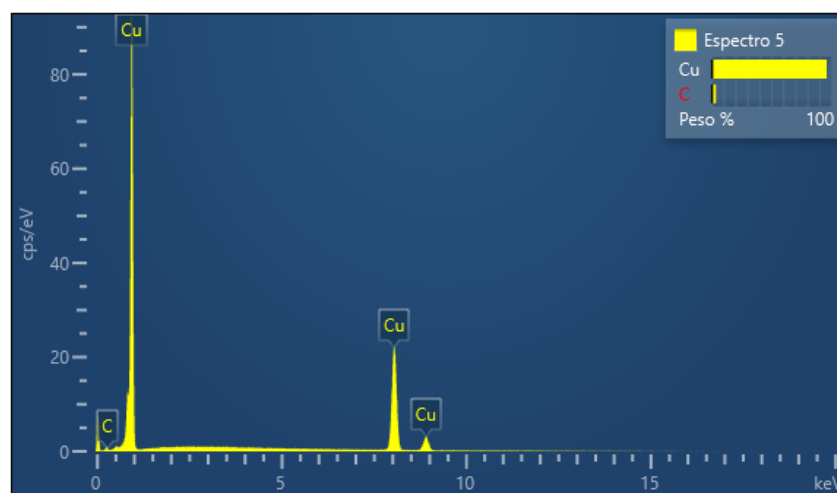
APÊNDICE A – ESPECTROS EDS ELETRODO DE COBRE E NÍQUEL

Figura 53 – Imagem obtida por MEV da área onde foi realizada o EDS do exemplar do eletrodo de cobre.



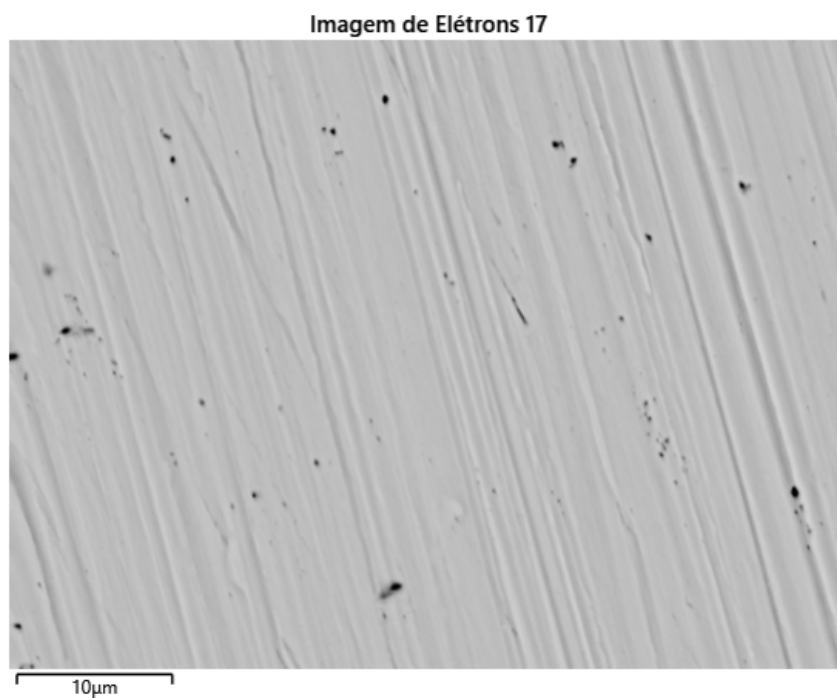
Fonte: Própria autora

Figura 54 – Espectro gerado pelo EDS no exemplar do eletrodo de cobre.



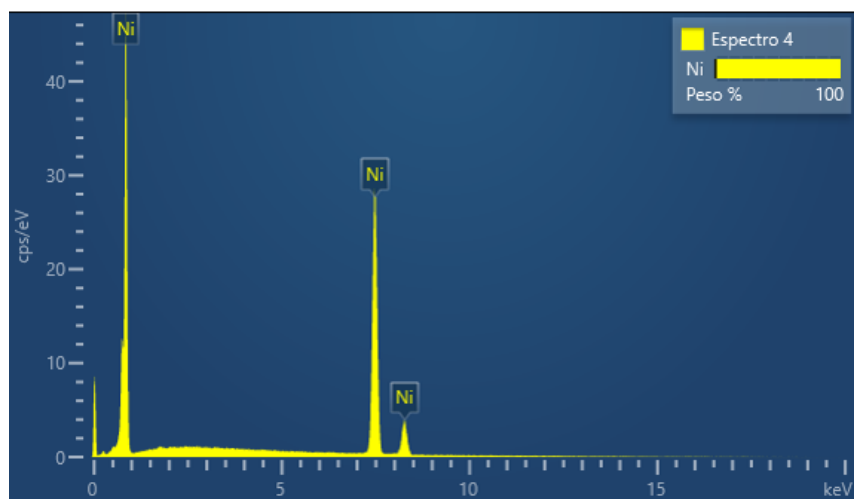
Fonte: Própria autora

Figura 55 – Imagem obtida por MEV da área onde foi realizada o EDS do exemplar do eletrodo de níquel.



Fonte: Própria autora

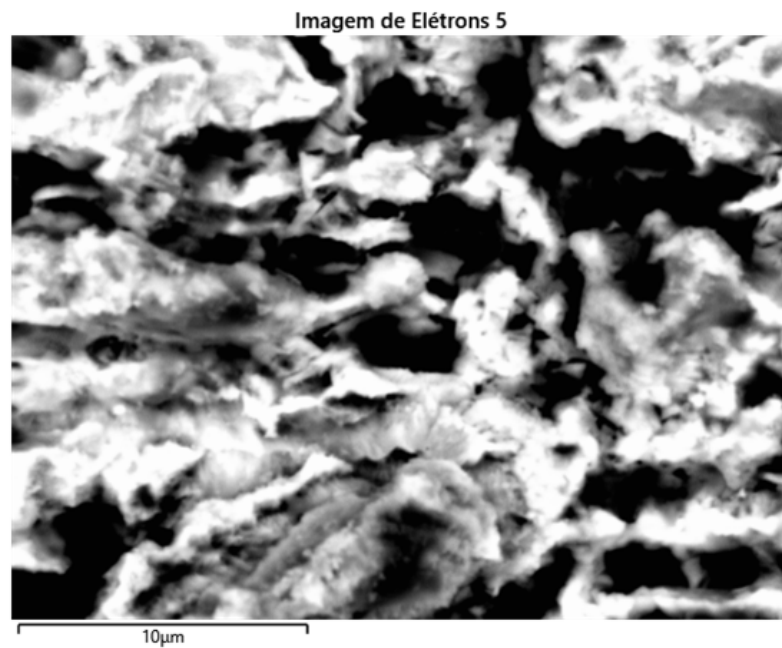
Figura 56 – Espectro gerado pelo EDS no exemplar do eletrodo de níquel.



Fonte: Própria autora

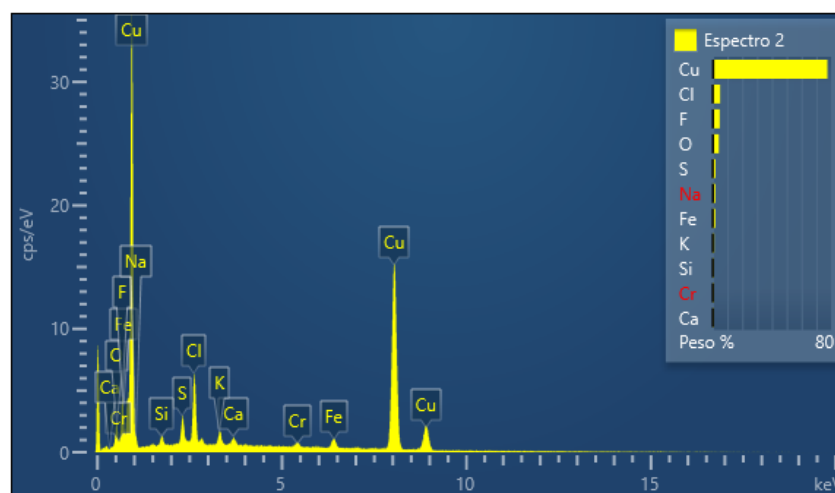
APÊNDICE B – ESPECTROS EDS CAMADA REVESTIDA DE COBRE, NÍQUEL E COBALTO

Figura 57 – Imagem obtida por MEV da área onde foi realizada o EDS do revestimento de cobre



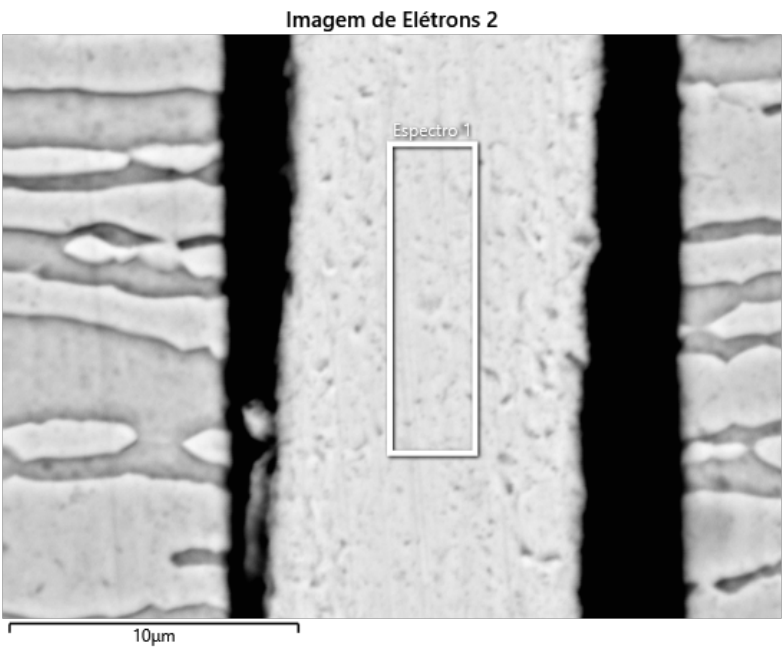
Fonte: Própria autora

Figura 58 – Espectro gerado pelo EDS no revestimento de cobre.



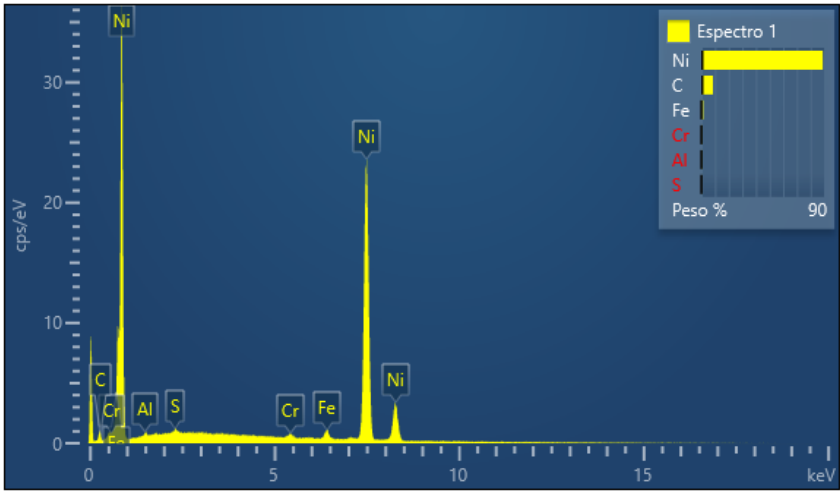
Fonte: Própria autora

Figura 59 – Imagem obtida por MEV da área onde foi realizada o EDS do revestimento de níquel



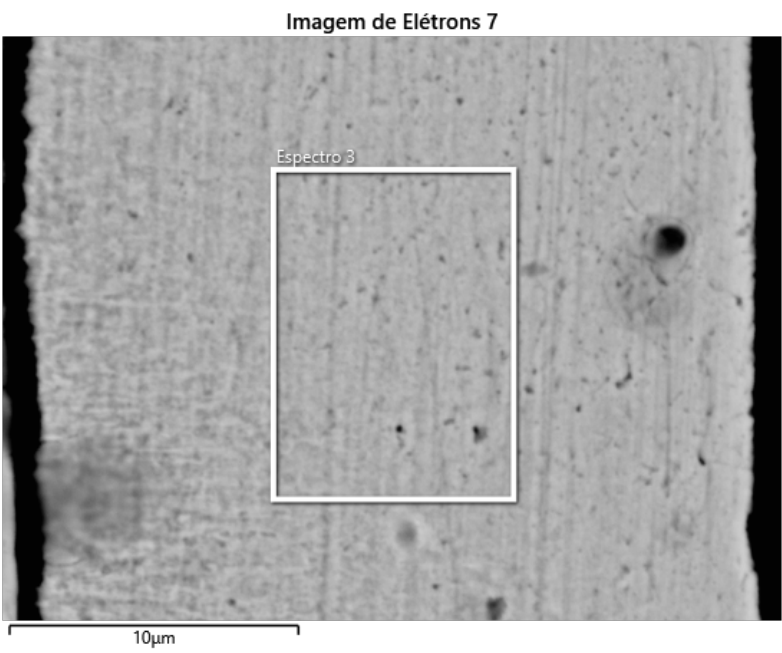
Fonte: Própria autora

Figura 60 – Espectro gerado pelo EDS no revestimento de níquel.



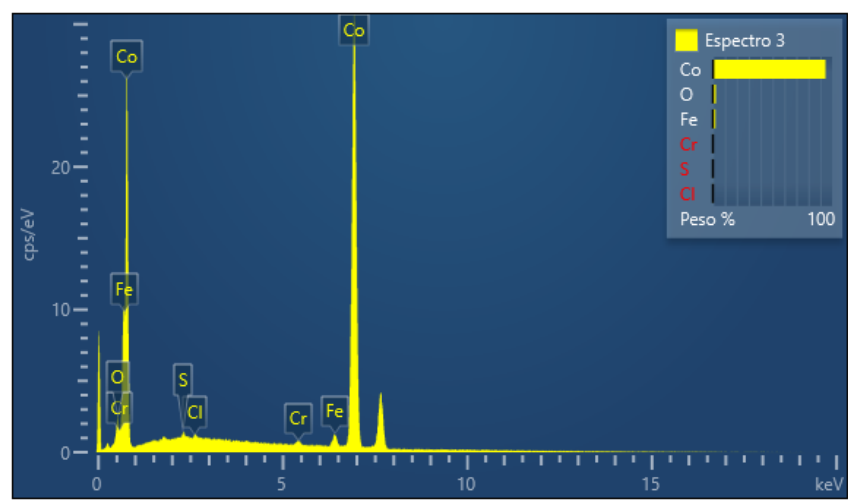
Fonte: Própria autora

Figura 61 – Imagem obtida por MEV da área onde foi realizada o EDS do revestimento de cobalto.



Fonte: Própria autora

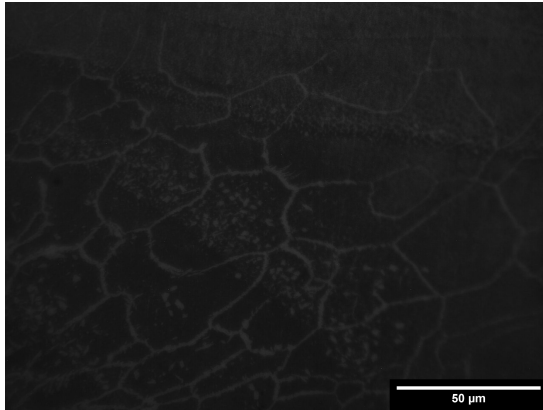
Figura 62 – Espectro gerado pelo EDS no revestimento de cobalto.



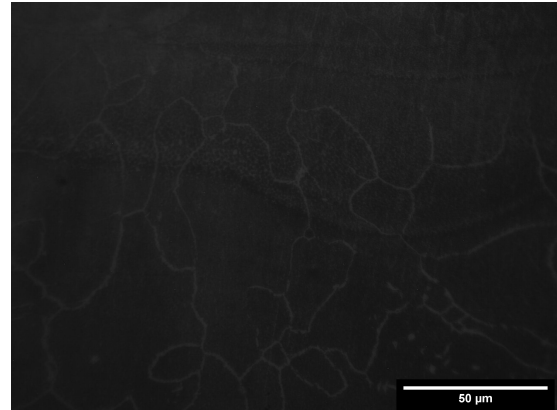
Fonte: Própria autora

APÊNDICE C – MICROSCOPIA ÓPTICA CORDÃO DE NÍQUEL

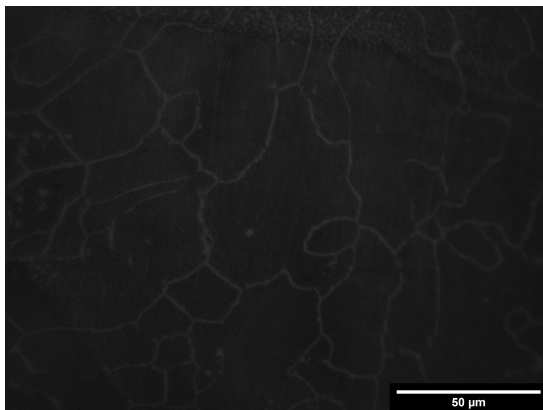
Figura 63 – Microscopia óptica Ni05 seção 1



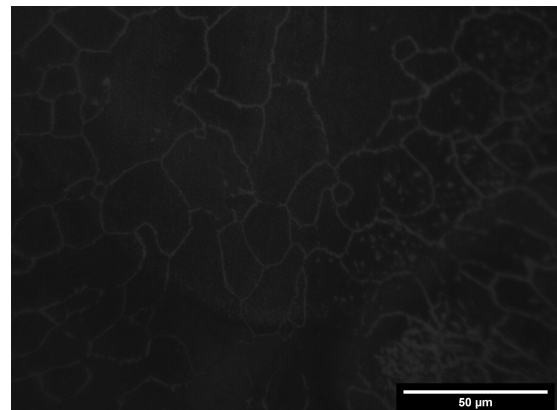
(a) Ni05 - região 1.



(b) Ni05 - região 2.



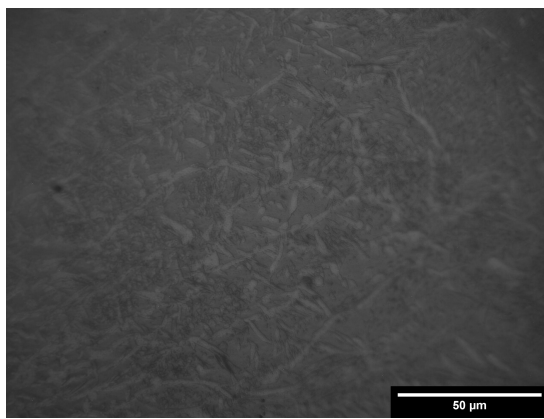
(c) Ni05- região 3.



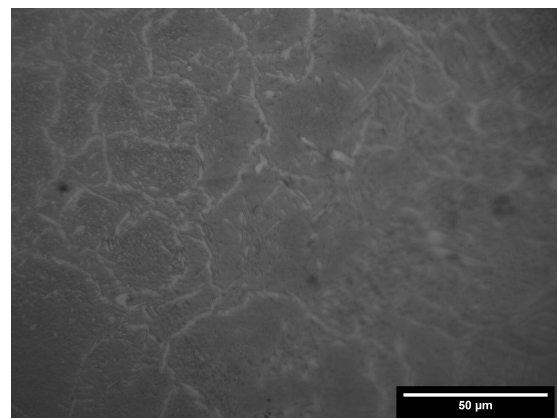
(d) Ni05- região 4.

Fonte: Própria autora

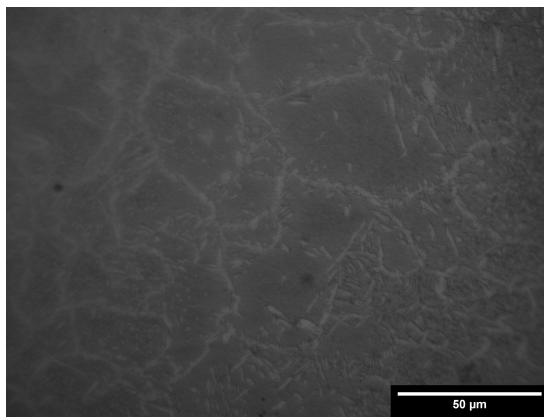
Figura 64 – Microscopia óptica Ni06 seção 1



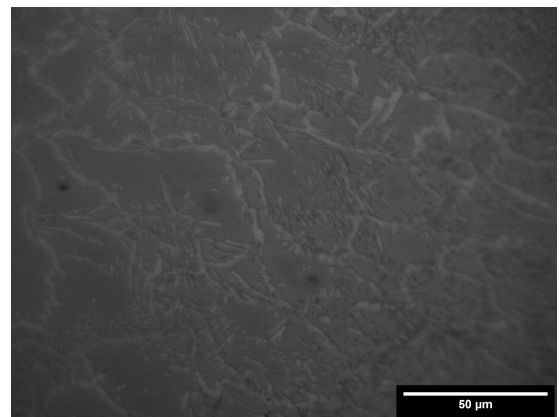
(a) Ni06- região 1.



(b) Ni06 - região 2.



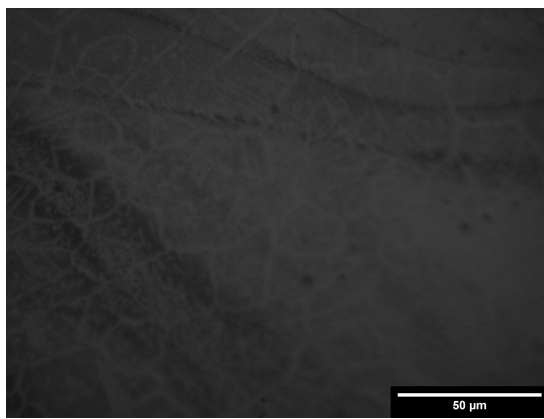
(c) Ni06 - região 3.



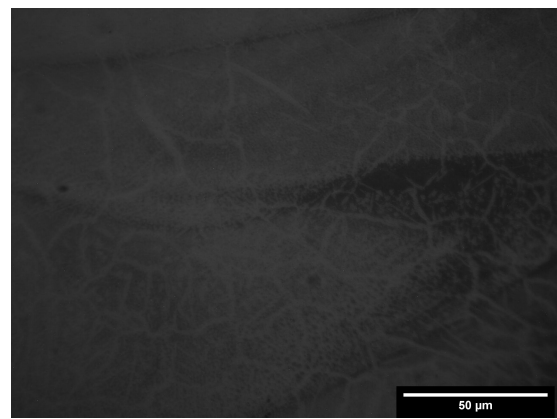
(d) Ni06 - região 4.

Fonte: Própria autora

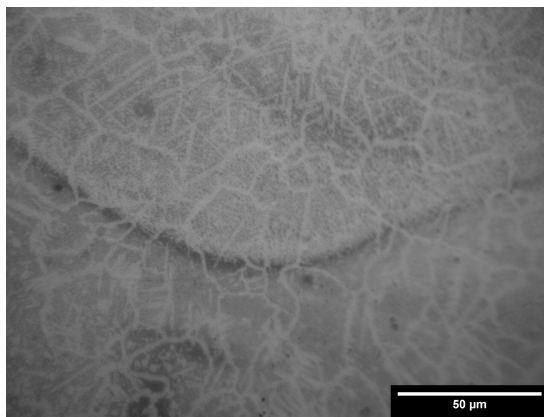
Figura 65 – Microscopia óptica Ni07 seção 1



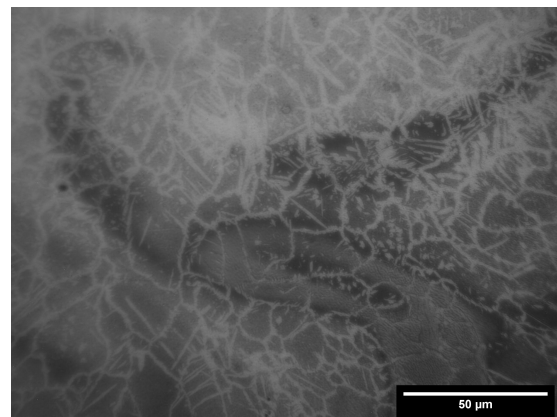
(a) Ni07 - região 1.



(b) Ni07 - região 2.



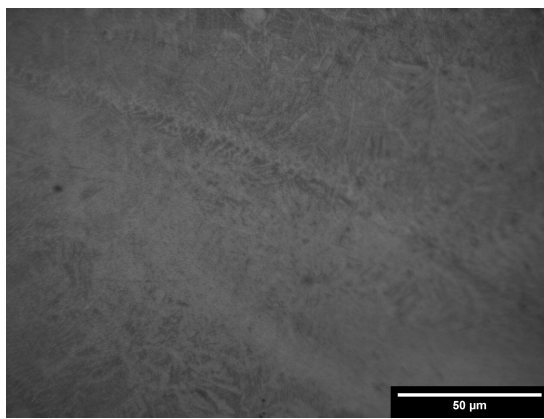
(c) Ni07 - região 3.



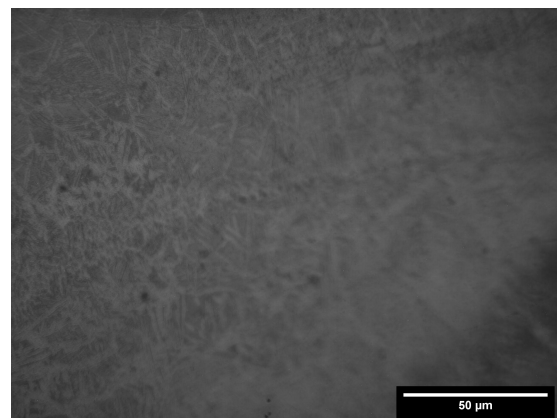
(d) Ni07 - região 4.

Fonte: Própria autora

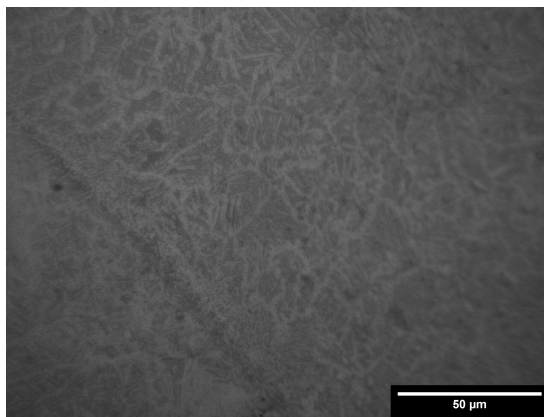
Figura 66 – Microscopia óptica Ni08 seção 1



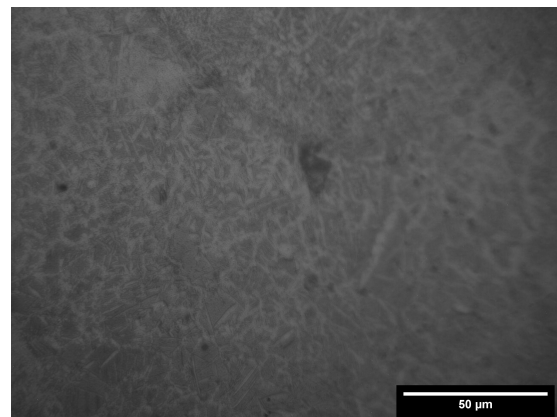
(a) Ni08 - região 1.



(b) Ni08 - região 2.



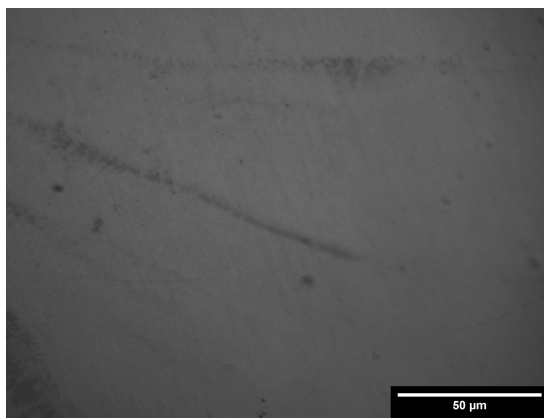
(c) Ni08 - região 3.



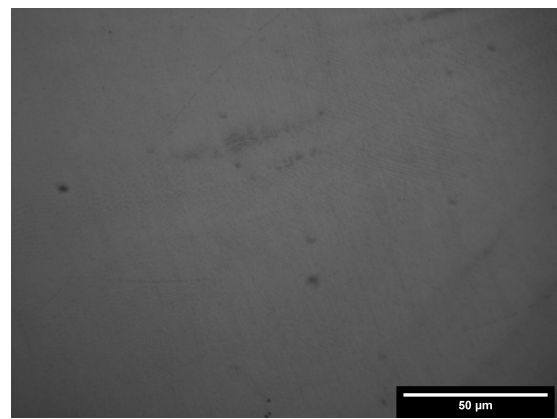
(d) Ni08 - região 4.

Fonte: Própria autora

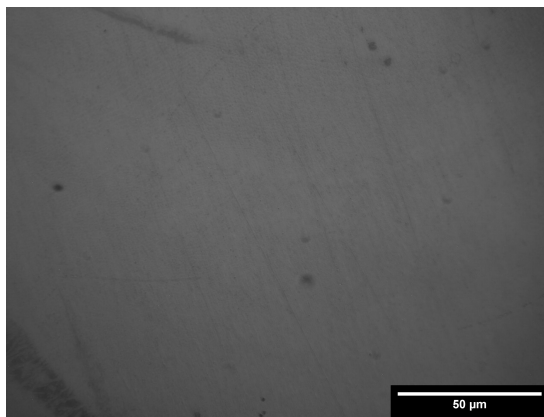
Figura 67 – Microscopia óptica Ni10 seção 1



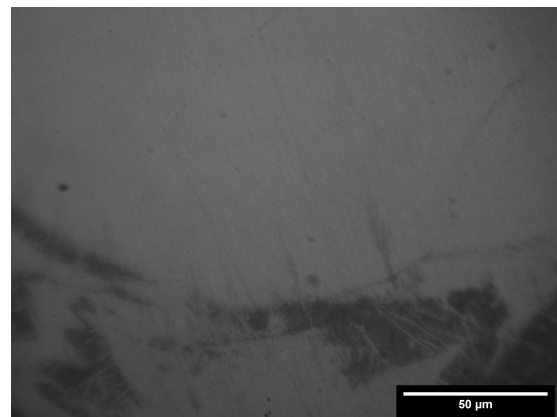
(a) Ni10 - região 1.



(b) Ni10 - região 2.



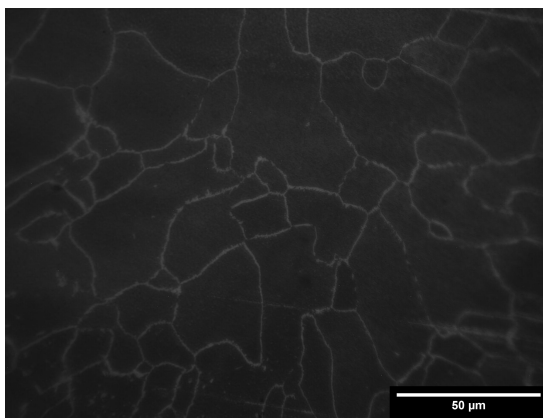
(c) Ni10 - região 3.



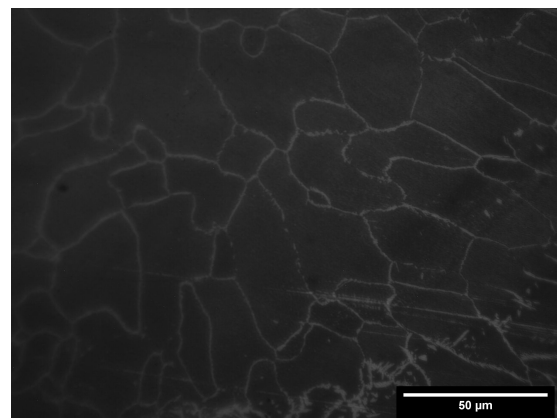
(d) Ni10 - região 4.

Fonte: Própria autora

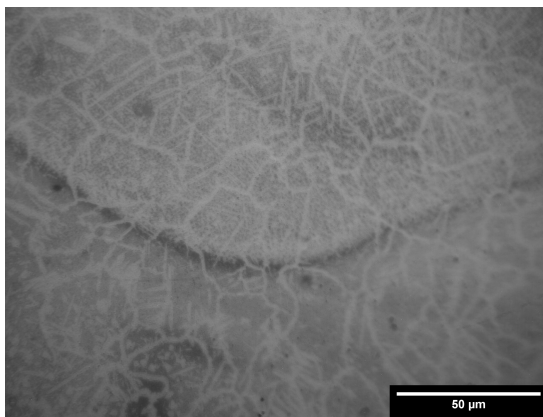
Figura 68 – Microscopia óptica Ni05 seção 2



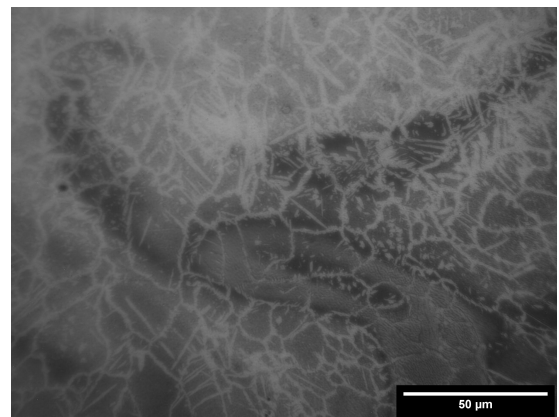
(a) Ni05 foto região 1.



(b) Ni05 foto região 2.



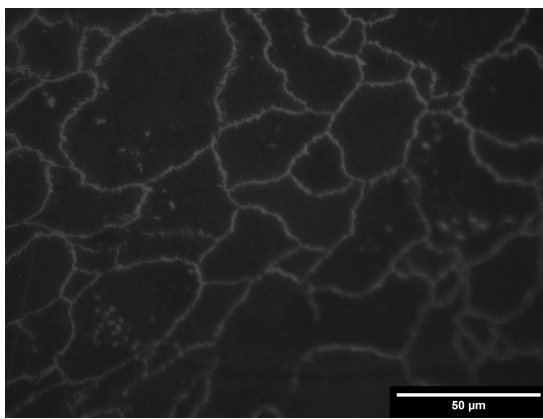
(c) Ni05 - região 3.



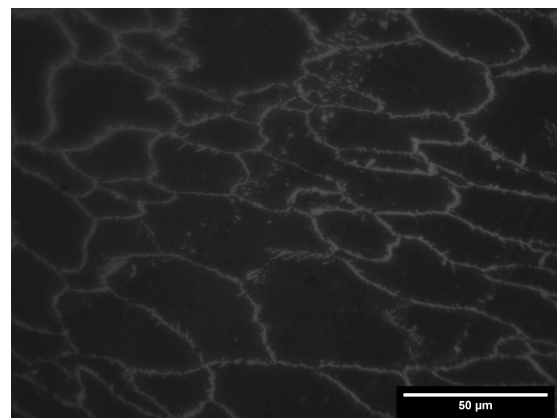
(d) Ni05 - região 4.

Fonte: Própria autora

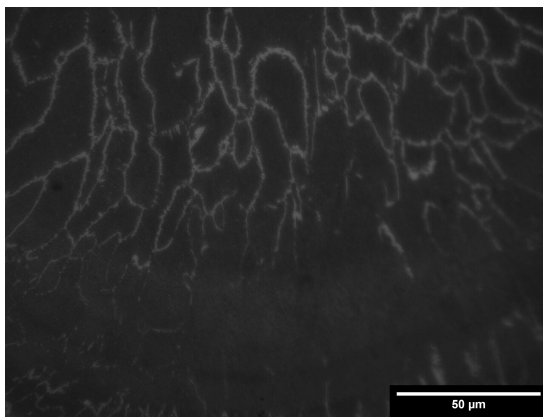
Figura 69 – Microscopia óptica Ni06 seção 2



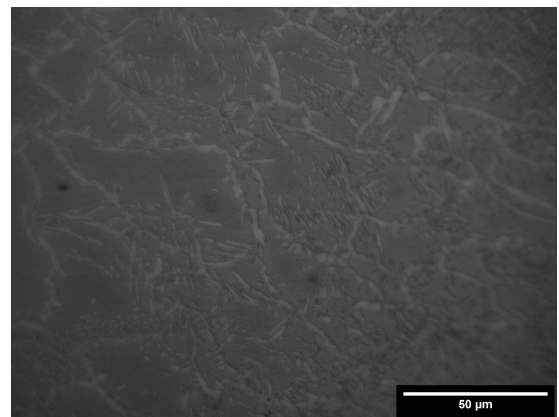
(a) Ni06- região 1.



(b) Ni06 - região 2.



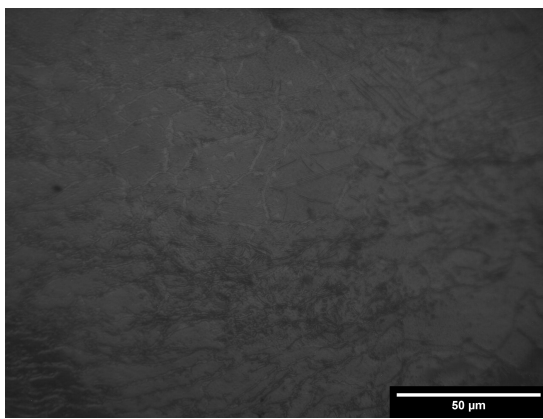
(c) Ni06 - região 3.



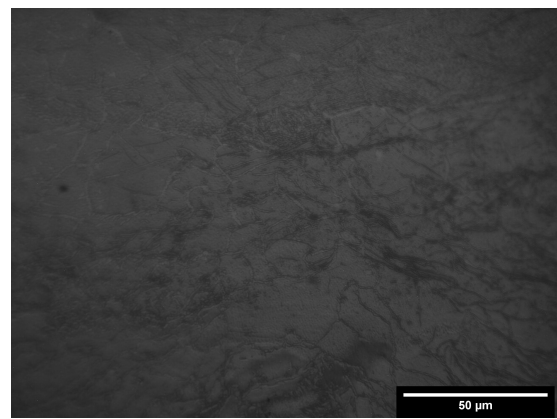
(d) Ni06 - região 4.

Fonte: Própria autora

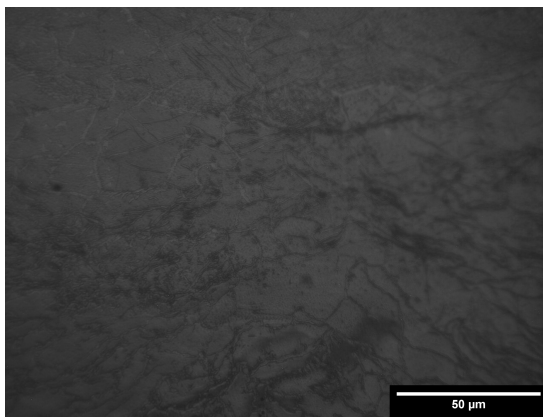
Figura 70 – Microscopia óptica Ni07 seção 2



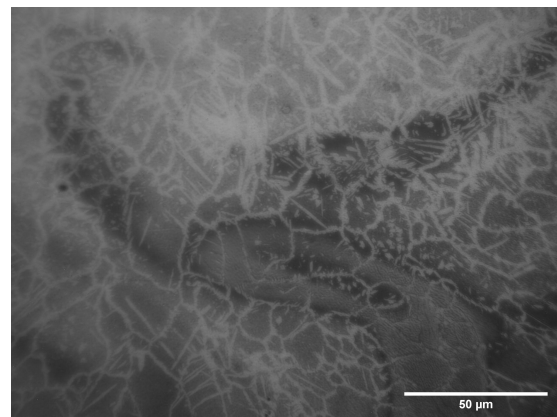
(a) Ni07- região 1.



(b) Ni07 - região 2.



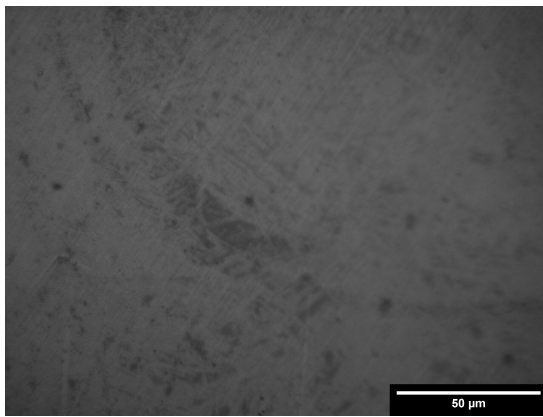
(c) Ni07 - região 3.



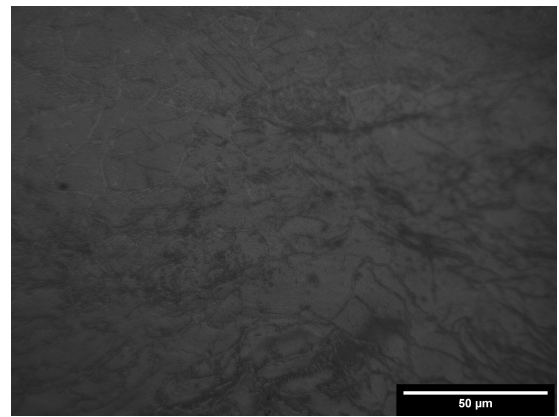
(d) Ni05 foto região 4.

Fonte: Própria autora

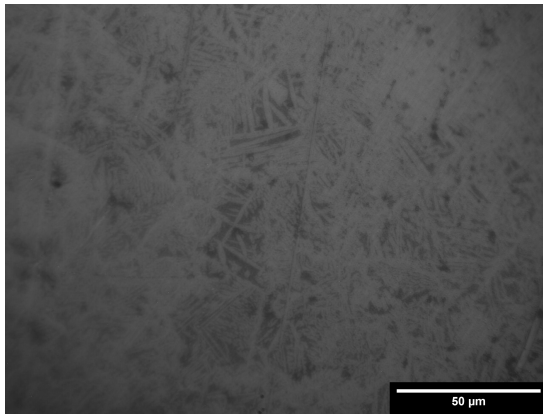
Figura 71 – Microscopia óptica Ni08 seção 2



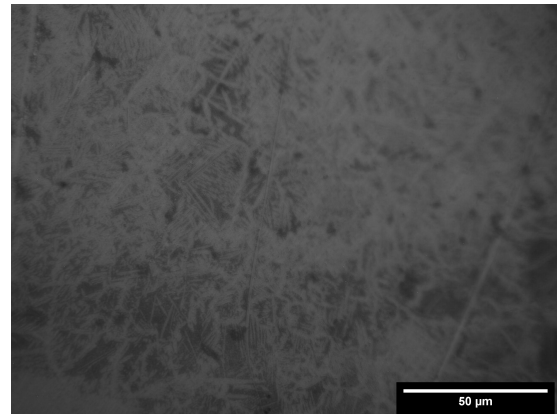
(a) Ni08 - região 1.



(b) Ni08- região 2.



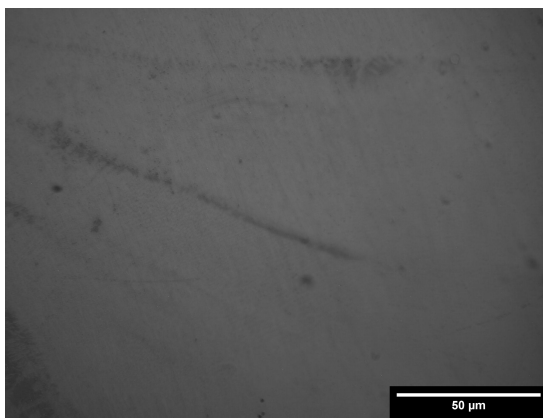
(c) Ni08 -região 3.



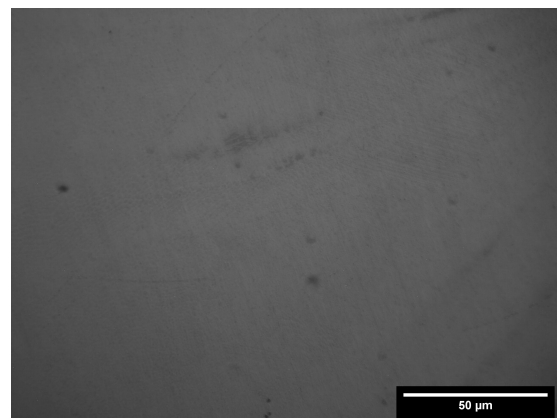
(d) Ni08 - região 4.

Fonte: Própria autora

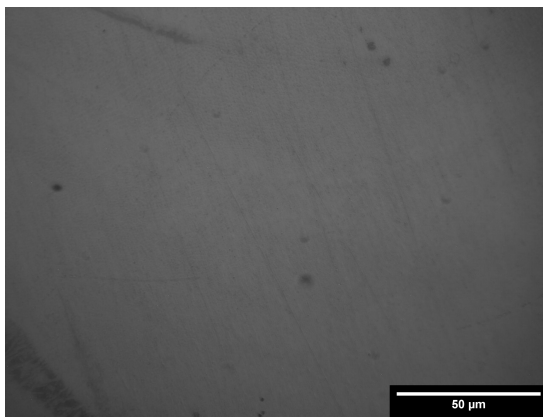
Figura 72 – Microscopia óptica Ni10 seção 2



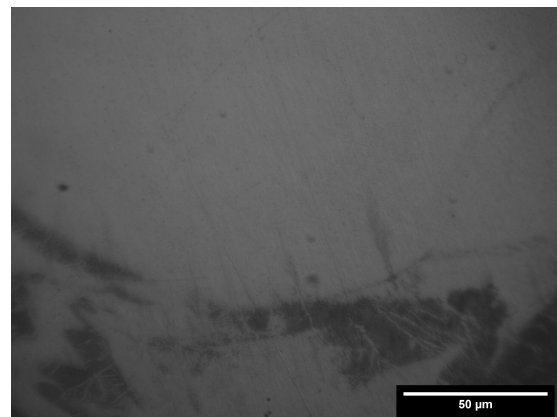
(a) Ni10 - região 1.



(b) Ni010- região 2.



(c) Ni08 -região 3.

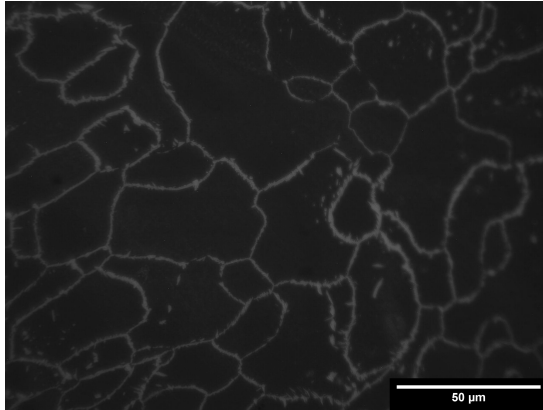


(d) Ni08 - região 4.

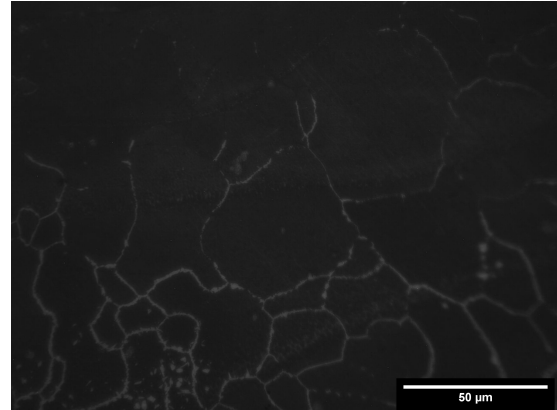
Fonte: Própria autora

APÊNDICE D – MICROSCOPIA ÓPTICA CORDÃO DE COBALTO

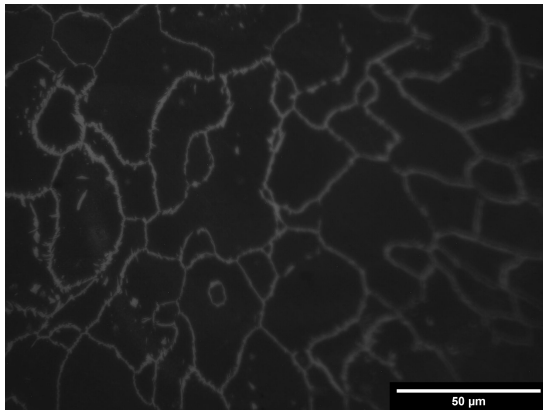
Figura 73 – Microscopia óptica Co15 seção 1



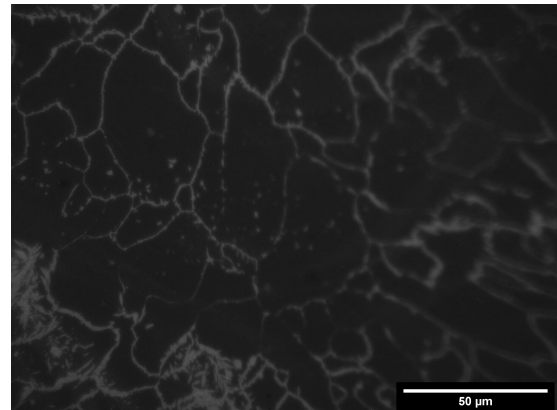
(a) Co15 - região 1.



(b) Co15- região 2.



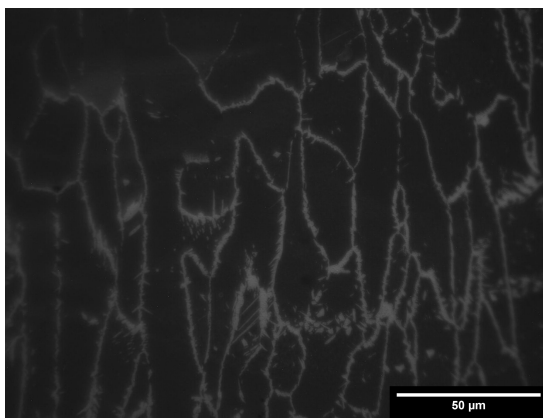
(c) Co15 -região 3.



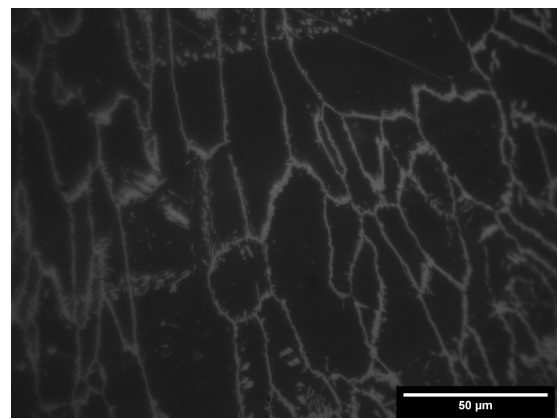
(d) Co15 - região 4.

Fonte: Própria autora

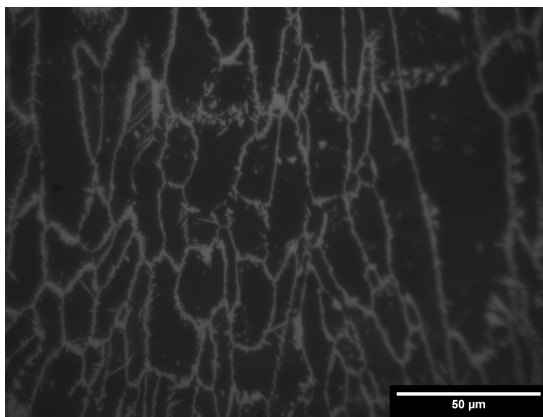
Figura 74 – Microscopia óptica Co30 seção 1



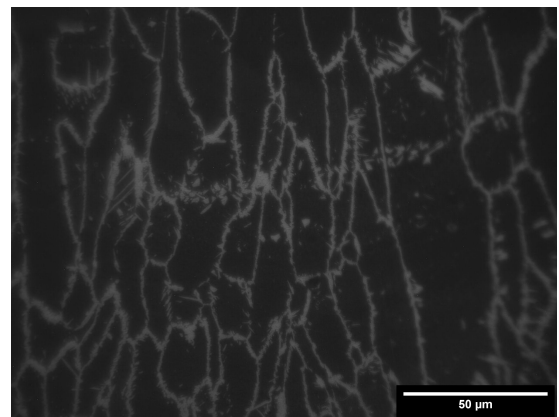
(a) Co30 - região 1.



(b) Co30- região 2.



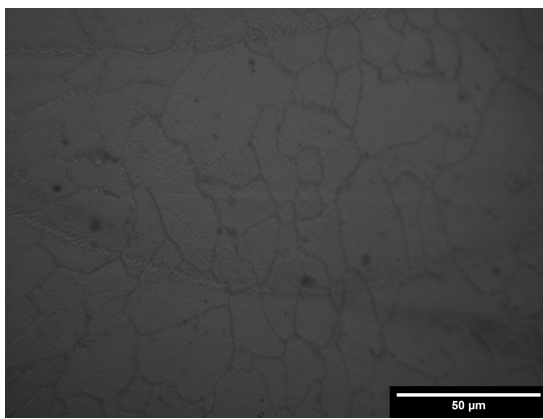
(c) Co30 -região 3.



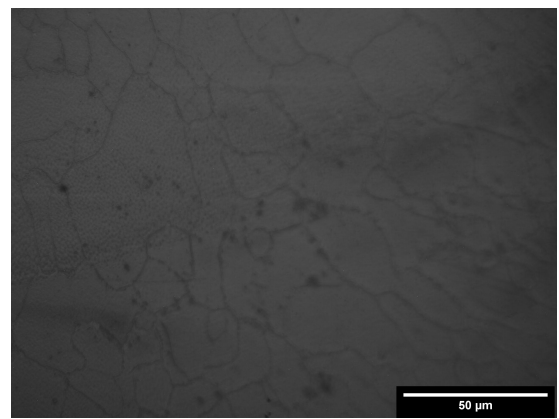
(d) Co30 - região 4.

Fonte: Própria autora

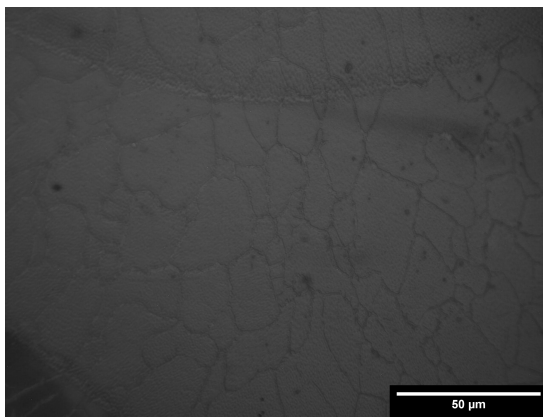
Figura 75 – Microscopia óptica Co31 seção 1



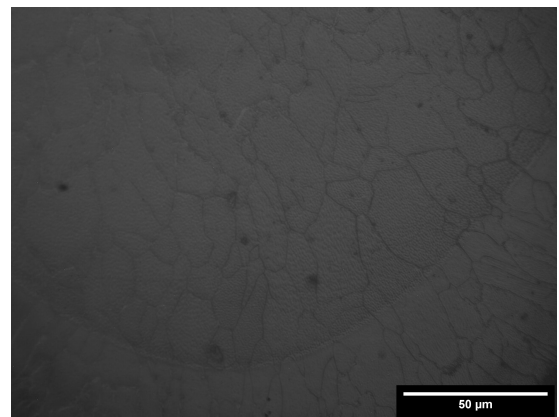
(a) Co31 - região 1.



(b) Co31- região 2.



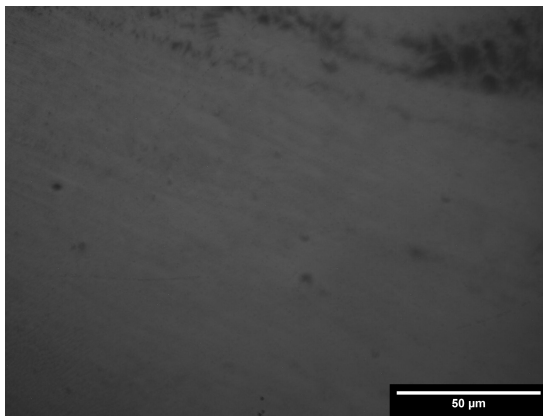
(c) Co31 -região 3.



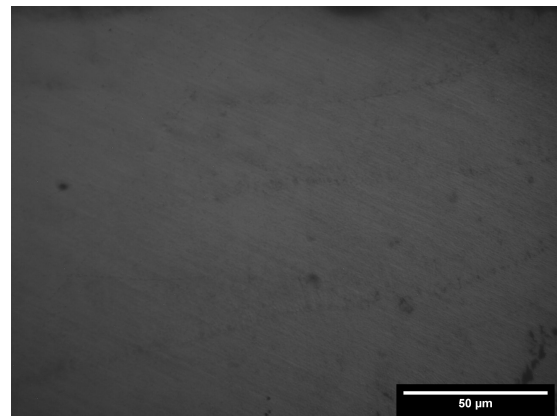
(d) Co31 - região 4.

Fonte: Própria autora

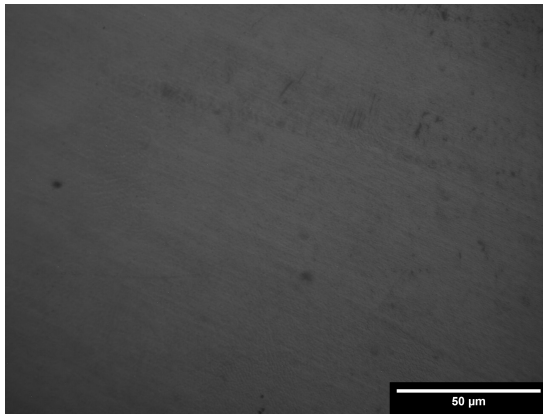
Figura 76 – Microscopia óptica Co32 seção 1



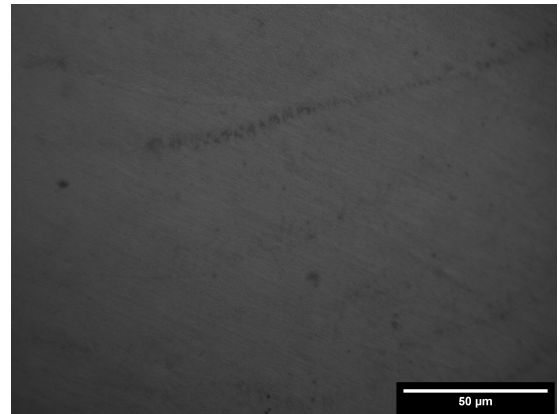
(a) Co32 - região 1.



(b) Co32- região 2.



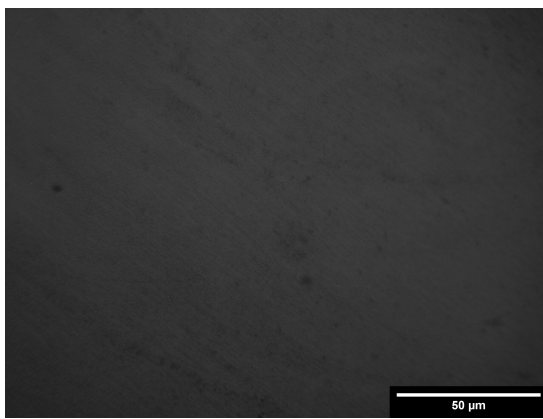
(c) Co32 -região 3.



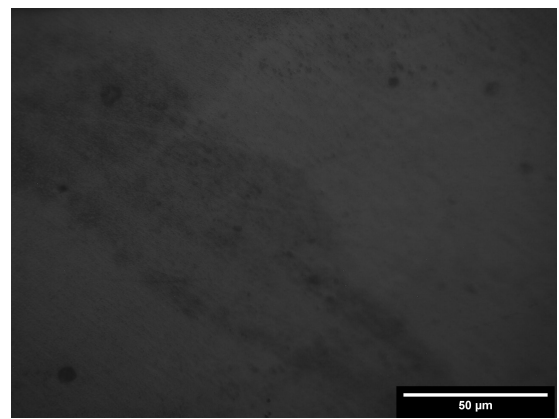
(d) Co32 - região 4.

Fonte: Própria autora

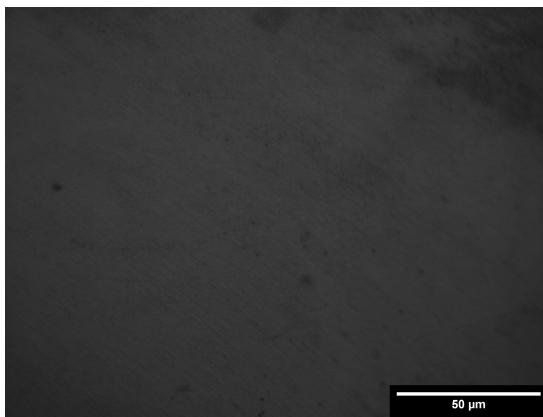
Figura 77 – Microscopia óptica Co40 seção 1



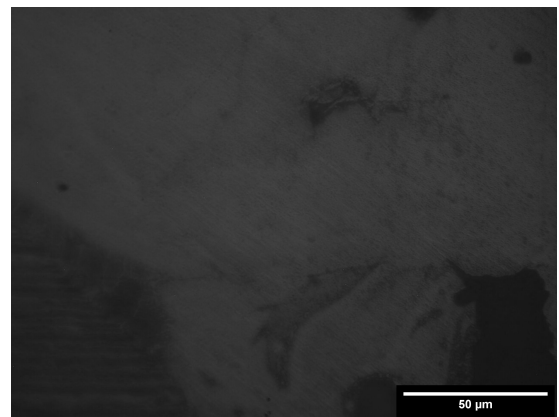
(a) Co40 - região 1.



(b) Co40- região 2.



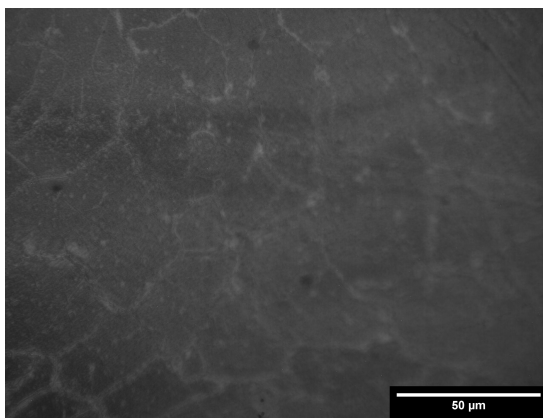
(c) Co40 -região 3.



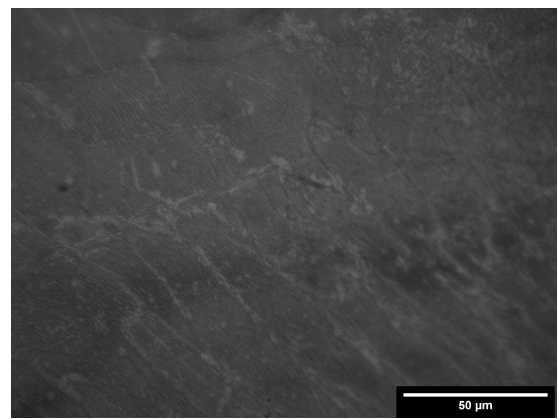
(d) Co40 - região 4.

Fonte: Própria autora

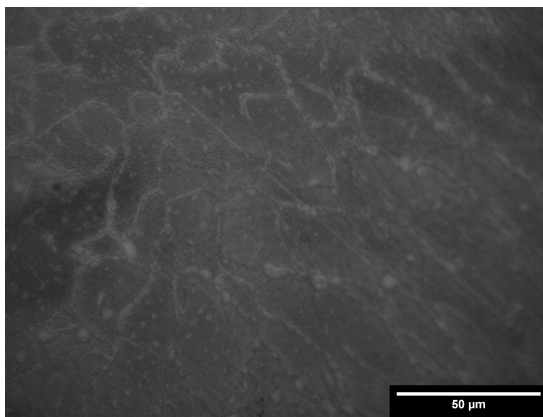
Figura 78 – Microscopia óptica Co15 seção 2



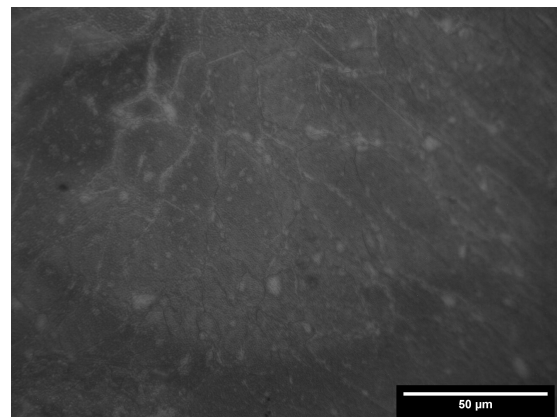
(a) C15 - região 1.



(b) Co15- região 2.



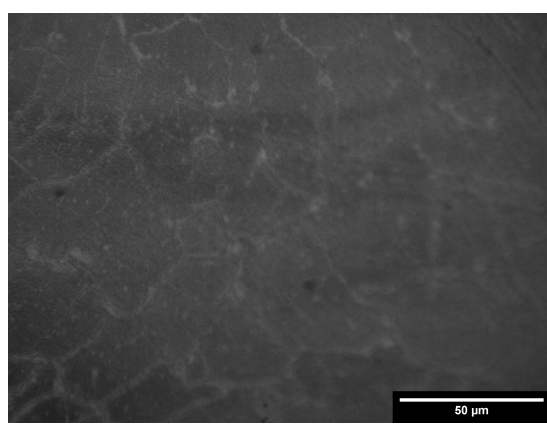
(c) Co15 -região 3.



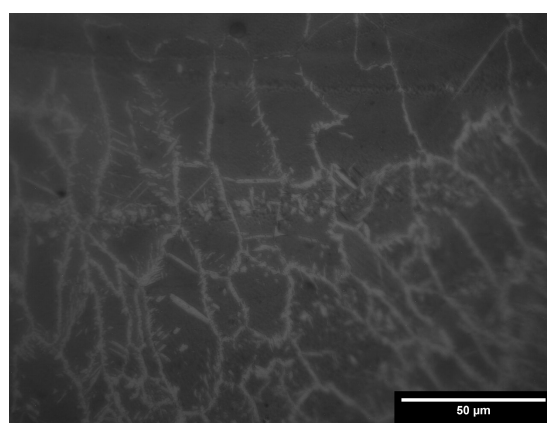
(d) Co15 - região 4.

Fonte: Própria autora

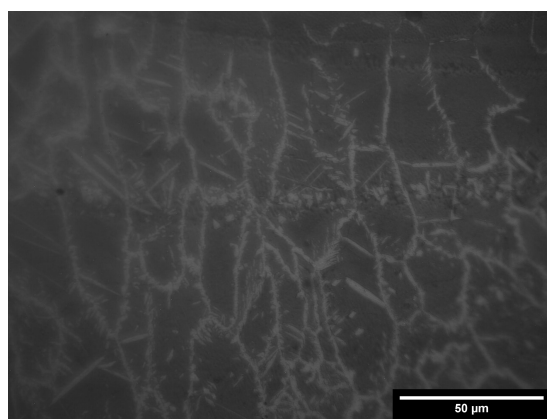
Figura 79 – Microscopia óptica Co30 seção 2



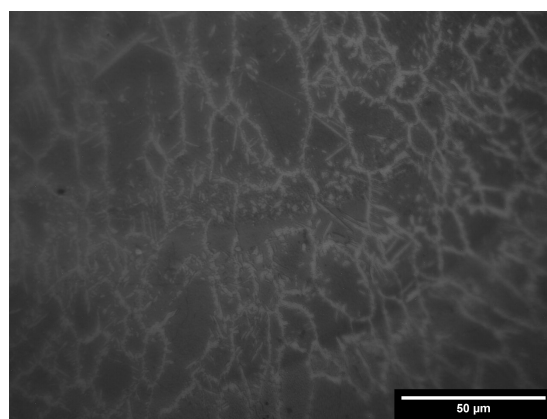
(a) C30 - região 1.



(b) Co30- região 2.



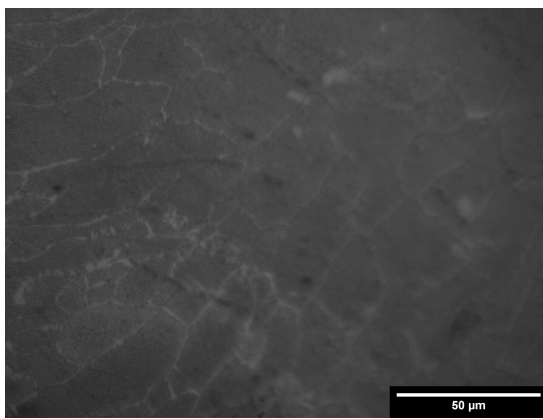
(c) Co30 -região 3.



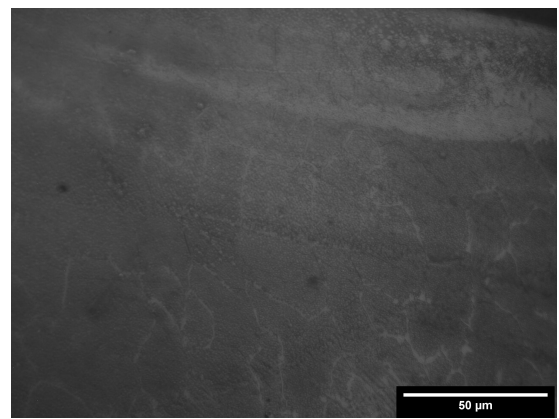
(d) Co30 - região 4.

Fonte: Própria autora

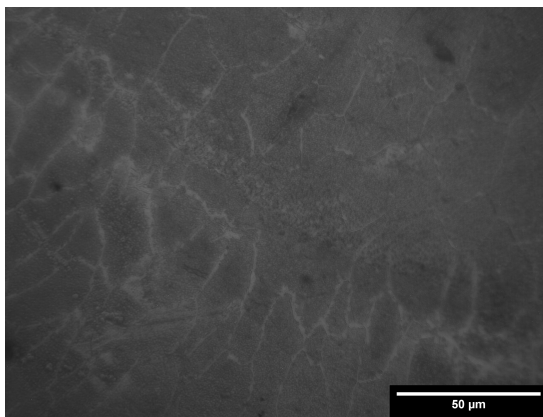
Figura 80 – Microscopia óptica Co31 seção 2



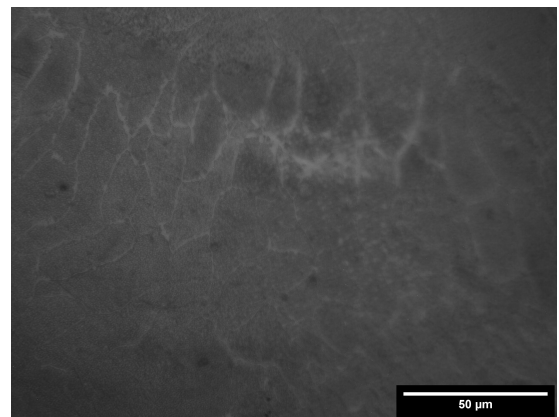
(a) C31 - região 1.



(b) Co31- região 2.



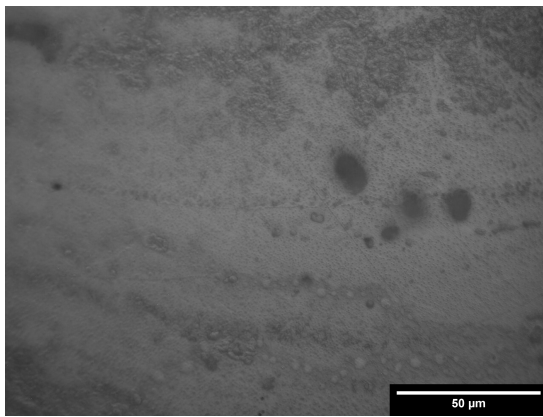
(c) Co31 -região 3.



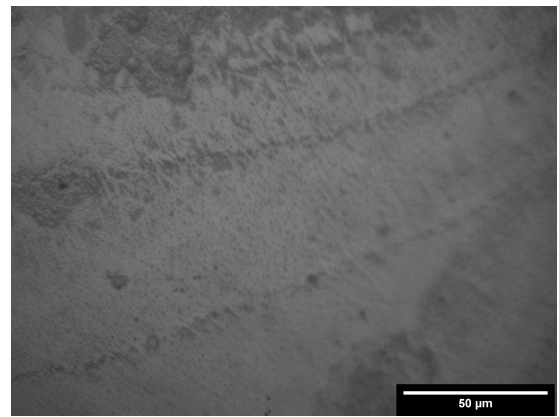
(d) Co31 - região 4.

Fonte: Própria autora

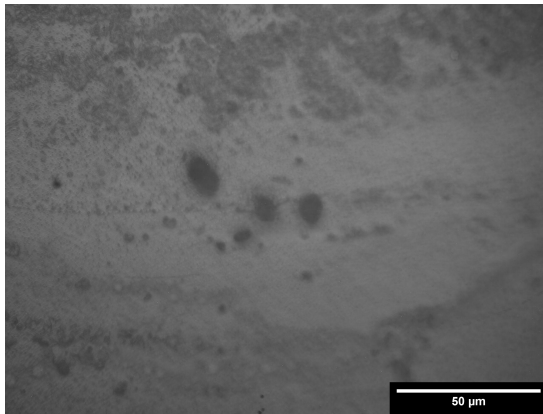
Figura 81 – Microscopia óptica Co32 seção 2



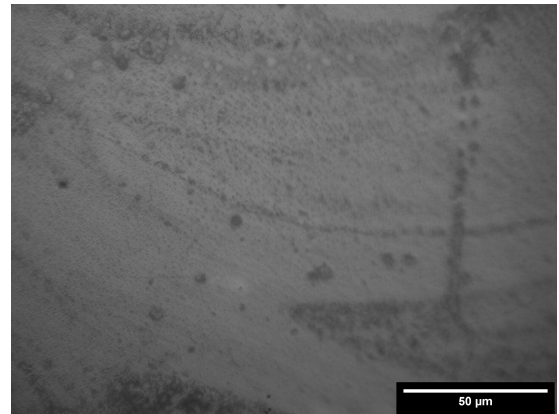
(a) C32 - região 1.



(b) Co32- região 2.



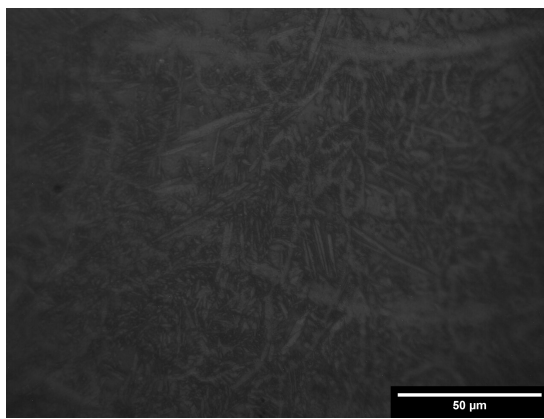
(c) Co32 -região 3.



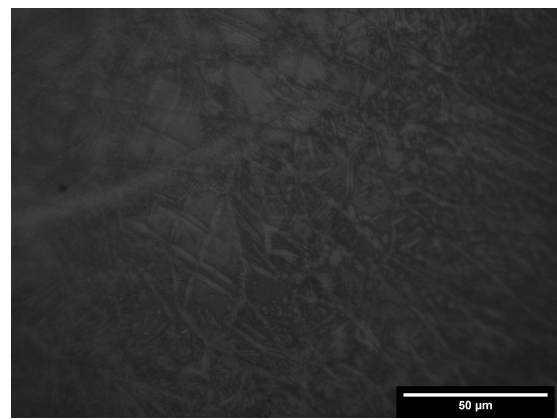
(d) Co32 - região 4.

Fonte: Própria autora

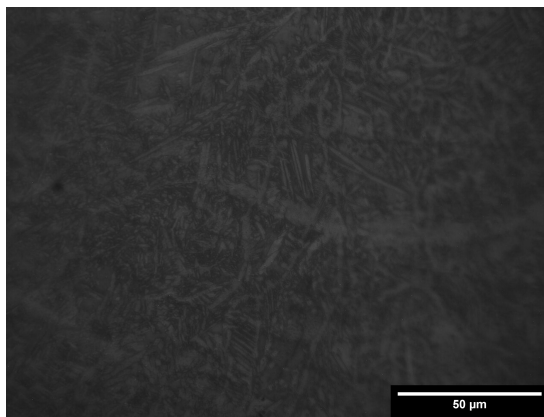
Figura 82 – Microscopia óptica Co40 seção 2



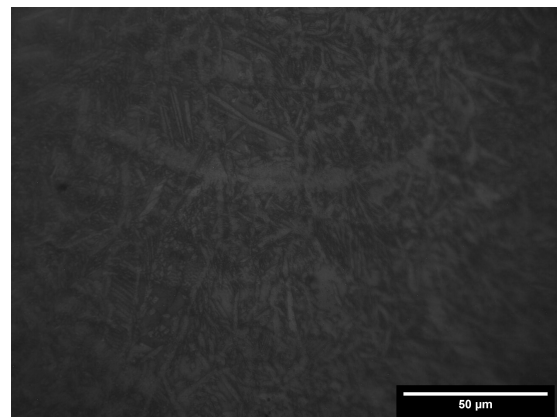
(a) C40 - região 1.



(b) C40- região 2.



(c) Co40 -região 3.



(d) Co40 - região 4.

Fonte: Própria autora