

**UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
FACULDADE DE ENGENHARIA - CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

ARTHUR MORAES E VIDEIRA

**SOLDAGEM HÍBRIDA GTAW-LASER Nd-YAG PULSADO: EFEITOS
NO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750**

Ilha Solteira

2021

ARTHUR MORAES E VIDEIRA

**SOLDAGEM HÍBRIDA GTAW-LASER Nd-YAG PULSADO: EFEITOS
NO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750**

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia do
Campus de Ilha Solteira - UNESP como parte dos
requisitos para obtenção do título de Doutor em
Engenharia Mecânica. Área: Materiais e Processos de
Fabricação.

Vicente Afonso Ventrella (Orientador)
Irene Calliari (Coorientadora)

Ilha Solteira

2021

FICHA CATALOGRÁFICA
Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

V652s Videira, Arthur Moraes e.
Soldagem híbrida GTAW-Laser Nd-YAG pulsado: efeitos no aço inoxidável
superduplex UNS S32750 / Arthur Moraes e Videira. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2021
139 f. : il.

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

Orientador: Vicente Afonso Ventrella

Coorientador: Irene Calliari

Inclui bibliografia

1. Soldagem híbrida. 2. Aço superduplex. 3. Laser. 4. Tig. 5. Aço duplex. 6.
GTAW.

Raiane da Silva Santos
Raiane da Silva Santos

Supervisora Técnica de Serviço
Seção Técnica de Referência, Atendimento ao usuário e Documentação
Diretoria Técnica de Biblioteca e Documentação
CRB3 - 9999

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA TESE: SOLDAGEM HÍBRIDA GTAW-LASER Nd-YAG PULSADO: EFEITOS NO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32750

AUTOR: ARTHUR MORAES E VIDEIRA

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

COORDINADORA: IRENE CALLIARI

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Doutor 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. JUNO GALLEGO (Participação Virtual)

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP



Prof. Dr. DELSON TORIKAI (Participação Virtual)

Departamento de Engenharia Mecânica e de Sistemas Mecânicos / Escola Politécnica da USP



Profa. Dra. ALEXANDRA DE OLIVEIRA FRANÇA HAYAMA (Participação Virtual)

Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade Federal de Rondonópolis - UFR



Prof. Dr. RUBENS RIBEIRO (Participação Virtual)

Departamento de Engenharia de Produção / Universidade Federal de Mato Grosso do Sul -UFMS/CPTL



Ilha Solteira, 10 de fevereiro de 2021

DEDICATÓRIA

A Deus.

Aos meus pais.

AGRADECIMENTOS

Agradeço,

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

À professora Dra. Irene Calliari, pelo acolhimento, suporte e orientação durante o período de pesquisa na Itália.

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

Aos professores, técnicos e pesquisadores do Departamento de Engenharia Industrial da Università Degli Studi di Padova, pela receptividade, ensinamentos e auxílios prestados.

Aos amigos da UNESP e da UNIPD, pela ajuda e amizade durante todo o curso.

“Todas as vitórias ocultam uma abdicação.”

Simone Beauvoir

RESUMO

O emprego de aços inoxidáveis superduplex na indústria atual está em crescimento devido as suas características que combinam boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Esses aços são constituídos por uma estrutura bifásica com frações volumétricas de aproximadamente 50% ferrita e 50% austenita. Portanto, o desenvolvimento de técnicas para melhorar a soldagem dos aços superduplex é necessário, de modo a garantir que o balanço de fases e as propriedades do material não sejam severamente prejudicados neste processo. O objetivo é estabelecer os parâmetros do processo híbrido GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) / Laser Nd-YAG (*Neodymium-Doped Yttrium Aluminium Garnet*) que permitam manter o balanço das fases na zona fundida do aço inoxidável superduplex UNS S32750 próximo ao inicial. Foram executadas soldagens na condição *bead on plate*, em uma condição ótima do processo laser para o caso, porém variando-se o aporte térmico introduzido pelo processo GTAW. Soldagens com adição de nitrogênio também foram realizadas. A caracterização do metal base, da zona fundida e da zona termicamente afetada foi realizada mediante microscopia óptica, EDS (Espectroscopia por Dispersão de Energia), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e ensaios de corrosão (CPT). Os resultados obtidos foram relacionados aos parâmetros de soldagem utilizados e uma relação entre fração volumétrica de austenita na zona fundida e o desempenho no ensaio CPT foi estabelecida. A soldagem híbrida com adição de nitrogênio resultou em uma fração volumétrica de austenita/ferrita balanceadas, próximas a 50% de cada fase, devido a energia inserida pelo processo híbrido, com consequente melhora nas propriedades de resistência a corrosão, quando comparada com os processos isolados.

Palavras-chave: Soldagem híbrida. UNS S32750. GTAW. Laser. Pulsado. Nd:YAG. Superduplex. Aço.

ABSTRACT

The use of superduplex stainless steels in today's industry is growing because of its characteristics that combine good mechanical properties and corrosion resistance. These steels consist of a biphasic structure with volumetric fractions about of 50% ferrite and 50% austenite. Therefore, the development of techniques to improve the welding of superduplex steels is necessary in order to ensure that the phase balance and the properties of the material are not affected during this process. The objective is to establish the parameters of the hybrid process GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) / Pulsed Laser Nd-YAG (Neodymium-Doped Yttrium Aluminum Garnet) to maintain the phase balance in the fusion zone of the superduplex stainless UNS S32750 close to the base metal. Welds were performed in bead on plate condition, in an optimal condition of the laser process for the case, however varying the heat input introduced by the GTAW process. Also, nitrogen atmosphere welds were performed. After base metal characterization, the analysis of the molten zone and the heat affected zone was performed by optical microscopy, EDS (Energy Dispersion Spectroscopy), Scanning Electron Microscopy (SEM) and corrosion tests (CPT). The results obtained were related to the welding parameters used and a relationship between volumetric fraction of austenite in the fusion zone and performance in the CPT test was established. The hybrid welding with nitrogen addition led to a balanced volumetric austenite/ferrite fraction in the fusion zone, close to 50% of each phase, due to the thermal input provided by the hybrid process, with consequent improvement in corrosion resistance properties, when compared to isolated processes.

Keywords: Hybrid welding. UNS S32750. GTAW. Laser. Pulsed. Nd:YAG. Duplex. Superduplex. Steel.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AID	Aço Inoxidável Duplex
AISD	Aço Inoxidável Superduplex
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
AT	Aporte Térmico
AWS	American Welding Society
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CCPD	Corrente Contínua Polaridade Direta
CFC	Cúbica de Face Centrada
CPT	Corrosion Pitting Temperature
DP	Desvio Padrão
EDS	Espectroscopia por Dispersão de Energia
FEIS	Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
GTAW-LP	Gas Tungsten Arc Welding - Laser Nd:YAG Pulsada
HxxR	Soldagem híbrida de recobrimento GTAW sobre o cordão laser pulsado
HxxP	Soldagem híbrida de disparo do laser pulsado na poça de fusão GTAW
HxxRN	HxxR com adição de nitrogênio
HxxPN	HxxP com adição de nitrogênio
Laser	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation
LP	Laser Nd:YAG Pulsada
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
MO	Microscopia Óptica
pH	Potencial Hidrogeniônico
PREN	Pitting Resistance Equivalent Number
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TIG	Tungsten Inert Gas
TTP	Tempo, Temperatura, Precipitação
TTT	Tempo, Temperatura, Transformação
UFSCar	Universidade Federal de São Carlos

UNESP	Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”
UNS	Unified Numbering System
YAG	Yttrium Aluminium Garnet
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

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

mm/s	Milímetros por segundo
Mn	Manganês
Mn ₃ C	Carboneto de Manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
Nd	Neodímio
Ni	Níquel
O	Oxigênio
P	Fósforo
S	Enxofre
Th	Tório
V	Tensão
v _s	Velocidade de Avanço
W	Tungstênio
WO ₃	Trióxido de Tungstênio
Zr	Zircônio

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Trocadores de calor fabricados com Aço Superduplex UNS S 32750.....	18
Figura 2 - Valorização do Níquel em 2019.	20
Figura 3 - Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C.....	22
Figura 4 - Efeitos dos elementos de liga na precipitação das fases em aços duplex.	28
Figura 5 - Diagrama de tempo-temperatura-precipitação do aço duplex UNS S 32205.....	29
Figura 6 - Microestrutura típica de AID laminado, contendo grãos de austenita e ferrita alongados no sentido de laminação do material (reagente Behara). Material: (a) UNS S32304 e (b) UNS S 32205.	30
Figura 7 - Esquema da soldagem GTAW.....	32
Figura 8 - Efeitos da polaridade do eletrodo na soldagem GTAW.	33
Figura 9 - Excitação do cristal Nd:YAG.	34
Figura 10 - Formação do plasma no <i>keyhole</i> durante a soldagem à laser.	36
Figura 11 - Geometria das vistas transversais e longitudinais do cordão de solda nos modos de soldagem laser por condução e <i>keyhole</i> , onde “q” é o gradiente de calor inserido pelo processo, “v” o material vaporizado, “l” o material líquido e “s” o material sólido.....	36
Figura 12 - Comparação da Potência Média entre os processos de soldagem Laser Contínuo e Laser Pulsado.	37
Figura 13 - Parâmetros da soldagem laser pulsada.....	38
Figura 14 - Sobreposição dos pulsos da soldagem laser.	38
Figura 15 - Bocais Laser e GTAW no processo de soldagem híbrida: (a) arranjo coaxial e (b) arranjo lateral.....	39
Figura 16 - Distância de trabalho das fontes de calor no processo híbrido Laser-GTAW.....	40
Figura 17 - Diagrama de Schaeffler.	41
Figura 18 - Morfologias das fases na zona fundida.....	42
Figura 19 - Resfriamento da junta soldada e da zona termicamente afetada de aços duplex e superduplex.	43
Figura 20 - Variação da temperatura da junta soldada em função do tempo para um processo de soldagem Laser Nd-YAG sem pré-aquecimento de um aço UNS S 31803.....	43
Figura 21 - Micrografia de microscopia óptica da seção transversal do cordão de solda do aço duplex UNS S32205. Processo de soldagem GTAW.	44
Figura 22 - Micrografias de microscopia eletrônica de varredura do (a) metal base e (b) zona fundida. Aço duplex UNS S32205. Processo de soldagem GTAW.....	44
Figura 23 - Variação da temperatura da junta soldada em função do tempo para um processo de soldagem Laser Nd-YAG com pré-aquecimento.	45
Figura 24 - Variação da temperatura da junta soldada em função do tempo para um processo de soldagem híbrido GTAW-Laser.	45
Figura 25 - Diagrama pseudobinário Cr-Ni-68%Fe adaptado pelo autor onde é demonstrado o efeito do N ₂ , que amplia o campo bifásico $\delta + \gamma$	46
Figura 26 - Tempo (t) da zona fundida do material na zona bifásica $\delta + \gamma$ durante o resfriamento na (a) soldagem Laser Nd:YAG Pulsada, (b) Híbrida GTAW-Laser Pulsada e (c) Híbrida GTAW-Laser Pulsada com adição de nitrogênio.....	47

Figura 27 - Fotografias de: (a) fonte Laser Nd:YAG Pulsada, (b) tela de parâmetros do equipamento laser e (c) fonte GTAW.	49
Figura 28 - Esquema do sistema automatizado de soldagem híbrida GTAW-Laser Nd-YAG pulsado.	50
Figura 29 - Vista superior dos cordões comparando a sobreposição dos pulsos da soldagem laser em velocidades de 2, 3 e 5 mm/s. Condição: 2,5kW, 10ms, 5,9Hz.....	51
Figura 30 - Montagem para soldagem híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsado no Laboratório de Soldagem da UNESP/FEIS.	54
Figura 31 - Visão da câmera do equipamento laser preparado para soldagem híbrida na condição de disparo na poça GTAW.....	54
Figura 32 - Esquema das três seções analisadas de um mesmo cordão de solda.	55
Figura 33 - Exemplo de (a) micrografia original e (b) sua versão binarizada pelo software ImageJ para obtenção do percentual de fases.....	56
Figura 34 - Áreas analisadas dos cordões híbridos, onde as regiões de 1 a 4 estão mais próximas a superfície e as regiões 5 e 6 são as mais profundas da ZF.	57
Figura 35 - Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss EVO LS15 - UNESP/FEIS.....	57
Figura 36 - Exemplo de amostra em fase de preparo para o ensaio de corrosão. A amostra está envolvida por um verniz termo-resistente deixando uma região exposta com área aproximada de 1 cm ²	58
Figura 37 - Aparato para ensaio de corrosão (CPT).....	59
Figura 38 - Difratograma de Raios-X do metal base.....	60
Figura 39 - Micrografias de MEV (elétrons secundários) do aço UNS S32750 como recebido, com grãos alongados no sentido de laminação do material e fração das fases γ e δ de aproximadamente 50%.	61
Figura 40 - Macrografia da superfície do metal base após o ensaio CPT com indicação dos pites.	61
Figura 41 - Gráfico do ensaio CPT do metal base, evidenciando a corrente atingindo 100 μ A à uma temperatura de 92°C.	61
Figura 42 - Comparação da superfície dos cordões de solda L7 e L14 Laser Nd:YAG Pulsado, onde o cordão L14 apresenta imperfeições superficiais como respingos e perda de material.....	62
Figura 43 - Esquema das dimensões da solda relacionadas ao aporte térmico aplicado.....	64
Figura 44 - Influência da largura temporal e da potência de pico na (a) largura e (b) profundidade do cordão.....	64
Figura 45 - Vista superior dos cordões L1 a L12, apresentando ausência de defeitos e bom acabamento superficial.....	65
Figura 46 - Micrografias ópticas dos cordões L1 e L7.....	67
Figura 47 - Micrografia do interior do cordão L1 onde a presença de austenita é imperceptível.....	68
Figura 48 - Zona de transição entre MB e ZF dos cordões L4 e L7, sendo a ZTA imperceptível.....	68
Figura 49 - Zona de transição entre MB e ZF dos cordões L1, L4 e L7, sendo imperceptível a ZTA.....	69
Figura 50 - Vista superior dos cordões N1 a N9.	70

Figura 51 - Micrografias ópticas dos cordões de N1 a N9, todos com fração volumétrica de austenita menor que 8%.	71
Figura 52 - Gráfico do ensaio CPT do metal base, evidenciando a corrente atingindo 100 μ A à uma temperatura de 26°C para a curva L7 e 27°C para a curva N7.	72
Figura 53 - Macrografias dos cordões L7 e N7 após o ensaio CPT com indicação dos pites..	72
Figura 54 - Micrografias dos cordões de T1 a T5. Os grãos crescem na direção de extração do calor.....	75
Figura 55 - Micrografias da ZF dos cordões de T1 a T5. A fração volumétrica de austenita aumenta conforme o aumento do aporte térmico. A morfologia característica de austenita de Widmanstätten está presente em aportes térmicos mais elevados (T4 e T5).	76
Figura 56 - Relação entre aporte térmico e percentual de austenita na soldagem GTAW.....	77
Figura 57 - Micrografias da ZTA dos cordões de T1 a T5. A fração volumétrica de austenita é menor nesta região.	78
Figura 58 - Curvas do ensaio CPT dos cordões GTAW evidenciando a corrente atingindo 100 μ A à uma temperatura de 34°C para a curva T1 e 43°C para a curva T5.....	79
Figura 59 - Macrografias dos cordões T1 e T5 após o ensaio CPT com indicação dos pites. Observa-se as ocorrências na ZF e na ZTA.	79
Figura 60 - Cordão de uma soldagem híbrida com elementos desalinhados.....	80
Figura 61 - Macrografias das amostras H20PN, H40PN, H60RN, H20RN, H40RN, H60RN. Zonas de abertura do arco GTAW.	81
Figura 62 - Macrografias das superfícies das amostras H20PN, H40PN, H60RN, H20RN, H40RN, H60RN.	81
Figura 63 - Seções das amostras H20P, H40P e H60P. Crescimento dos grãos na direção de extração do calor.	82
Figura 64 - Seções das amostras H20R, H40R e H60R. Crescimento dos grãos na direção de extração do calor.	83
Figura 65 - Micrografias das amostras H20P, H40P e H60P. À esquerda imagens da região mais próxima a superfície (região 2 da Figura 34) e à direita imagens da área mais profunda (região 5 da Figura 34).....	85
Figura 66 - Micrografias das amostras H20R, H40R e H60R. À esquerda imagens da região mais próxima a superfície (região 2 da Figura 34) e à direita imagens da área mais profunda (região 5 da Figura 34).....	86
Figura 67 - Micrografias das ZTAs dos cordões de solda híbridos, indicadas pelas setas vermelhas. O incremento do aporte térmico aumenta o percentual de ferrita na ZTA. Os cordões da sequência HxxR possuem ZTA definida apenas na região de predominância do processo GTAW (próximo a superfície do cordão).	87
Figura 68 – Curvas do ensaio CPT dos cordões híbridos, evidenciando a corrente atingindo 100 μ A à uma temperatura de 37°C para a curva H20R, 45°C para H60R, 38°C para H20P e 44°C para H60P.	88
Figura 69 - Macrografias dos cordões híbridos após o ensaio CPT, com indicação dos pites.	88
Figura 70 - Macrografias das amostras H20PN, H40PN, H60RN, H20RN, H40RN, H60RN, respectivamente.....	89
Figura 71 - Seções das amostras H20PN, H40PN e H60PN.	90
Figura 72 - Seções das amostras H20RN, H40RN e H60RN.....	91

Figura 73 - Micrografias das amostras H20PN, H40PN e H60PN. À esquerda, imagens da região mais próxima a superfície (região 2 da Figura 34) e, à direita, imagens da área mais profunda (região 5 da Figura 34).	93
Figura 74 - Micrografias das amostras H20RN, H40RN e H60RN. À esquerda imagens da região mais próxima a superfície (região 2 da Figura 34) e à direita imagens da área mais profunda (região 5 da Figura 34).	94
Figura 75 – Micrografias do cordão H20PN (região 5 da Figura 34) e H20RN (região 4 da Figura 34), indicando o crescimento e desprendimento interrompido dos grãos de γ de Widmanstätten nucleada na interface γ intergranular / δ	96
Figura 76 - Micrografias das ZTAs, com indicação, dos cordões de solda híbridos com adição de nitrogênio. O aumento do aporte térmico aumenta o percentual de ferrita na ZTA. O cordões da sequência HxxR possuem ZTA definida apenas na região de predominância do processo GTAW (próximo a superfície do cordão).	98
Figura 77 - Curvas do ensaio CPT dos cordões híbridos com adição de nitrogênio, evidenciando a corrente atingindo 100 μ A à uma temperatura de 65°C para a curva H20PN, 74°C para H40PN, 73°C para H60PN, 64°C para H20RN, 68°C para H40RN e 64°C para H60RN.	99
Figura 78 - Macrografias dos cordões de soldagem híbrida com adição de nitrogênio após o ensaio CPT, com indicação dos pites.	100
Figura 79 - Relação entre aporte térmico e percentual de austenita na soldagem híbrida com (HxxP e HxxR) e sem adição de nitrogênio (HxxPN e HxxRN).	102
Figura 80 - Relação entre percentual de austenita na ZF e valores obtidos no ensaio CPT. No intervalo analisado (4% a 48% de γ na ZF), é possível definir uma relação linear através da equação CPT ($^{\circ}$ C) = 1,061 $\times$ %V + 24,7, com um coeficiente de determinação R^2 = 0,97.	102
Figura 81 - Ficha cristalográfica da fase ferrita.	115
Figura 82 - Ficha cristalográfica da fase austenita.	116
Figura 83 – Seção do cordão L7.	120
Figura 84 – Seção do cordão N7.	121
Figura 85 – Seção do cordão T1.	122
Figura 86 – Seção do cordão T3.	123
Figura 87 – Seção do cordão T5.	124
Figura 88 – Seção do cordão H20P.	125
Figura 89 – Seção do cordão H40P.	126
Figura 90 – Seção do cordão H60P.	127
Figura 91 – Seção do cordão H20R.	128
Figura 92 – Seção do cordão H40R.	129
Figura 93 – Seção do cordão H60R.	130
Figura 94 – Seção do cordão H20PN.	131
Figura 95 – Seção do cordão H40PN.	132
Figura 96 – Seção do cordão H60PN.	133
Figura 97 – Seção do cordão H20RN.	134
Figura 98 – Seção do cordão H40RN.	135
Figura 99 – Seção do cordão H60RN.	136

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composições dos aços duplex.	31
Tabela 2 - Composição química do AISD UNS S32750 (% em peso).	48
Tabela 3 - Características da fonte laser pulsada.	48
Tabela 4 - Parâmetros da soldagem Laser Nd:YAG pulsada.	51
Tabela 5 - Parâmetros da soldagem GTAW.	52
Tabela 6 - Parâmetros da soldagem Laser Nd:YAG pulsada para o processo híbrido.	53
Tabela 7 - Parâmetros GTAW para o processo híbrido.	54
Tabela 8 - Percentual de fases do metal base.	60
Tabela 9 - Defeitos na soldagem Laser Nd:YAG pulsado em condições de maior aporte térmico.	63
Tabela 10 - Dimensões dos cordões produzidos com Laser Nd:YAG Pulsado.	66
Tabela 11 - Dimensões e macrografias dos cordões GTAW.	73
Tabela 12 - Percentual de austenita dos cordões de T1 a T5.	77
Tabela 13 - Dimensões dos cordões produzidos com soldagem híbrida.	81
Tabela 14 - Percentual de austenita na ZF dos cordões híbridos.	84
Tabela 15 - Dimensões dos cordões produzidos na soldagem híbrida com adição de nitrogênio.	92
Tabela 16 – Fração volumétrica de austenita na ZF dos cordões híbridos com adição de gás nitrogênio.	92
Tabela 17 - Percentual em peso (%p) dos elementos químicos obtidos via EDS na zona fundida de cada cordão de solda.	101
Tabela 18 - EDS dos cordões de disparo do Laser na poça GTAW.	117
Tabela 19 - EDS dos cordões recobrimento GTAW sobre o Laser.	118
Tabela 20 - Resumo dos resultados obtidos.	119

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	Objetivo.....	21
2	REVISÃO DA LITERATURA.....	22
2.1	Aços	22
2.1.1	Efeitos dos elementos de liga	24
2.1.2	Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex.....	29
2.2	Soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)	31
2.3	Soldagem Laser Nd:YAG Pulsada	33
2.4	Soldagem Híbrida Laser-Arco Elétrico.....	38
2.5	Soldagem em Aços Duplex e Superduplex	40
3	MATERIAIS E MÉTODOS	48
3.1	Material.....	48
3.2	Equipamento de soldagem.....	48
3.3	Procedimento de soldagem	50
3.3.1	Laser	50
3.3.2	GTAW	52
3.3.3	Soldagem Híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsado.....	52
3.4	Preparação metalográfica.....	55
3.5	Análise microestrutural.....	56
3.6	Propriedades químicas	57
3.7	Ensaio de corrosão	58
3.8	Difração de Raios-X	59
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	60
4.1	Caracterização do metal base	60
4.2	Soldagem Laser Nd:YAG Pulsada	62
4.2.1	Condições geradoras de defeitos	62
4.2.2	Análise geométrica	63
4.2.3	Análise microestrutural.....	66
4.2.4	Laser Nd:YAG Pulsado em atmosfera de nitrogênio	70
4.2.5	Análise de Temperatura Crítica de Pitting (CPT).....	71
4.3	Soldagem GTAW	72

4.3.1	Análise geométrica	72
4.3.2	Análise microestrutural.....	74
4.3.3	Análise de Temperatura Crítica de Pitting (CPT).....	78
4.4	Soldagem Híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsada	79
4.4.1	Condições geradoras de defeitos	79
4.4.2	Análise geométrica	80
4.4.3	Análise microestrutural.....	84
4.4.4	Análise de Temperatura Crítica de Pitting (CPT).....	88
4.5	Soldagem Híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsado com gás nitrogênio	89
4.5.1	Análise geométrica	89
4.5.2	Análise microestrutural.....	92
4.5.3	Análise de Temperatura Crítica de Pitting (CPT).....	98
4.5.4	Análise de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS).....	100
5	CONCLUSÃO	103
	REFERÊNCIAS.....	106
	ANEXO A – FICHAS CRISTALOGRÁFICAS DO ENSAIO DE	
	DIFRAÇÃO DE RAIOS-X.....	115
	APÊNDICE A - RESULTADOS EDS	117
	APÊNDICE B - RESUMO DOS RESULTADOS OBTIDOS	119

1 INTRODUÇÃO

A importância do estudo dos aços inoxidáveis superduplex (AISD) se deve ao desenvolvimento de atividades na área de petróleo e gás natural, principalmente com a descoberta do pré-sal no Brasil, pois essas indústrias operam em meios críticos, em função da presença de água marinha e petróleo. O critério para seleção de um aço para uma determinada aplicação envolve diversas variáveis, porém sua resistência mecânica aliada a resistência à corrosão, ductilidade, soldabilidade e custo, são fatores decisivos. Os aços duplex (AID) são conhecidos desde 1930, devido às interessantes características proporcionadas aliadas à economia de custos, o seu desenvolvimento foi de grande relevância industrial e comercial, especialmente nos últimos quarenta anos.

A aplicação dos aços superduplex em plataformas de petróleo se encontra principalmente nos trocadores de calor tipo casco e tubos (Figura 1). Estes têm como principal função aquecer o óleo bruto (aquecedores de óleo), para aumentar a eficiência do separador de produção, ou resfriar o gás (resfriadores de gás) para viabilizar a separação de água e sua exportação via gasoduto.

Figura 1 - Trocadores de calor fabricados com Aço Superduplex UNS S 32750.



Fonte: Tinita Engineering Private Limited, 2020.

Em comparação com aços inoxidáveis austeníticos, como o AISI 304L e 316L, os aços superduplex apresentam a vantagem de ter limites de escoamento duas vezes maiores (COLPAERT, 2008), e com isso possibilitam grandes reduções na espessura de paredes de tubos (RAMÍREZ-LONDOÑO, 2001), além de possuírem um custo mais baixo, devido ao menor percentual de níquel. A resistência mecânica e a resistência à corrosão dos aços superduplex provém da sua microestrutura bifásica, com frações de ferrita e austenita

aproximadamente idênticas (HEPING; XUEJUN, 2012). Dessa forma, a liga superduplex UNS S32750 constitui uma excelente alternativa de custo e performance, pois conta com alta resistência à corrosão a cloretos (COLPAERT, 2008), se tornando ideal para aplicação em ambientes marinhos.

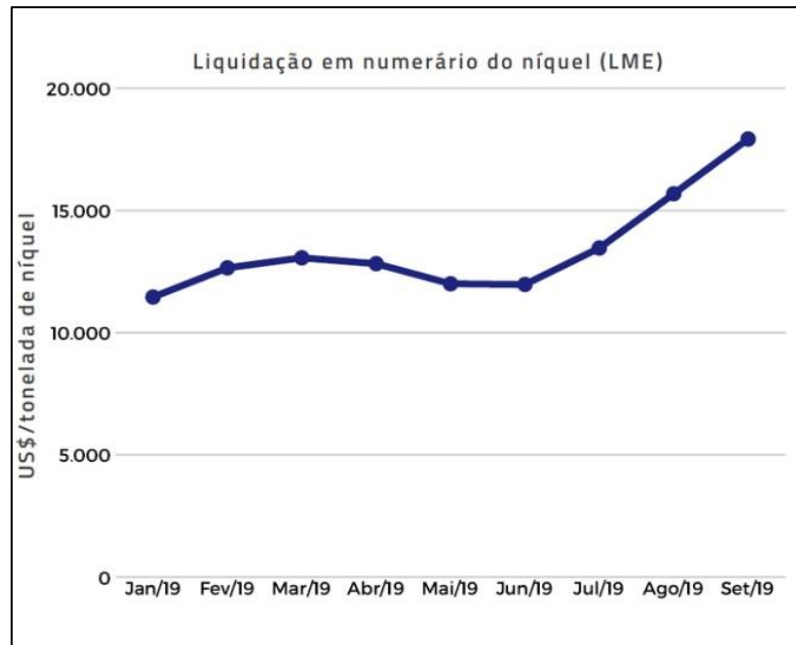
Na indústria do petróleo e gás natural, os aços superduplex são submetidos a processos de soldagem que acarretam mudanças microestruturais, desbalanceando as frações das fases na junta soldada e nas adjacências, reduzindo a resistência mecânica e à corrosão nessas regiões (ZAMBON; BONOLLO, 1994). Isso ocorre devido aos ciclos térmicos envolvidos no processo de soldagem, com aquecimento e resfriamento localizados e, expansão e contração (TANIGUCHI; OKUMURA, 1982; WAINER *et al.*, 1992). Logo, é necessário desenvolver procedimentos de soldagem que garantam o balanceamento das fases e a consequente manutenção das propriedades do material o mais próximo das iniciais.

A soldagem utilizando o níquel como metal de adição é uma solução deste problema (MUTHUPANDI *et al.*, 2005; DA CRUZ *et al.*, 2019), porém pode encarecer o processo já que, de acordo com as empresas Horizonte Minerals PLC (2019) e London Metal Exchange (2020), desde o início do ano de 2019, os preços do níquel começaram a subir (Figura 2) e o níquel foi classificado como o metal base com melhor desempenho em valor naquele ano. O preço subiu cerca de 70-80% em 2019, justificado pela forte demanda no próprio setor de Aços Inoxidáveis, combinada com o aumento da nova demanda vinda da indústria de veículos elétricos que está em rápido crescimento. Outros fatores também contribuíram para o aumento do preço do níquel, como a proibição de exportação do minério pela Indonésia, que deve entrar em vigor em 2022. Dessa forma, o notável crescimento do custo do níquel, associado ao aumento da demanda da indústria petroquímica, tem incentivado o aprimoramento dos processos de fabricação e soldagem em AID e AISD, a fim de obter materiais e processos mais baratos, mas preservando suas características de bom desempenho em ambientes agressivos. Na mesma direção, a adição de nitrogênio à liga é benéfica, já que permite a diminuição do %p de Ni, Cr e Mo, preservando as características de resistência à corrosão (BAYOUMI; GHANEM, 2005).

O nitrogênio (N₂), por sua vez, tem um importante papel na formação da microestrutura dos AID e AISD por ser um forte elemento de liga formador de austenita, melhorando sua resistência a corrosão. Além disso, o N₂ é um substituto econômico e eficiente para o níquel (BETINI *et al.*, 2019). Por isso, uma das alternativas é a aplicação da soldagem híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsada (GTAW-LP) com adição de nitrogênio sob parâmetros que permitam garantir o balanceamento das fases austenita e ferrita no material após o processo. A maior

contribuição científica necessária neste sentido é o entendimento dos efeitos metalúrgicos provocados pela soldagem híbrida GTAW-LP e do nitrogênio em aços inoxidáveis superduplex UNS S37250.

Figura 2 - Valorização do Níquel em 2019.



Fonte: Horizonte Minerals PLC, 2019.

1.1 Objetivo

O objetivo deste trabalho é estabelecer os parâmetros da soldagem híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsado que permitam obter proporções de aproximadamente 50% de austenita e 50% de ferrita na zona fundida do cordão de solda do aço inoxidável superduplex (AISD) UNS S32750.

Os objetivos específicos consistem em:

- Definir os parâmetros dos processos de soldagem GTAW e Laser Nd:YAG pulsado para aplicação na soldagem híbrida;
- Executar soldagens “*bead on plate*” autógenas Laser Nd:YAG Pulsada (LP), GTAW e híbrida GTAW-Laser Nd-YAG pulsada (GTAW-LP), com e sem adição de nitrogênio no AISD UNS S32750;
- Caracterizar os cordões de solda realizados no AISD UNS S32750, observando a influência dos parâmetros de soldagem e da adição de gás nitrogênio;
- Aferir a geometria dos cordões de solda ao longo de seu comprimento, buscando a otimização da soldagem laser pulsada, determinando a melhor condição para o processo híbrido;
- Aferir a geometria dos cordões de solda ao longo de seu comprimento, buscando os parâmetros da soldagem GTAW que se adequem ao processo híbrido;
- Aferir a geometria dos cordões de solda ao longo de seu comprimento na condição da soldagem híbrida GTAW-LP;
- Quantificar o desbalanceamento da relação aproximada de 50% ferrita e 50% austenita na zona fundida em relação aos parâmetros da soldagem híbrida e à adição de nitrogênio, buscando a melhor relação possível para este processo;
- Verificar por meio de ensaios CPT (*Corrosion Pitting Temperature*) a resistência à corrosão dos cordões obtidos.

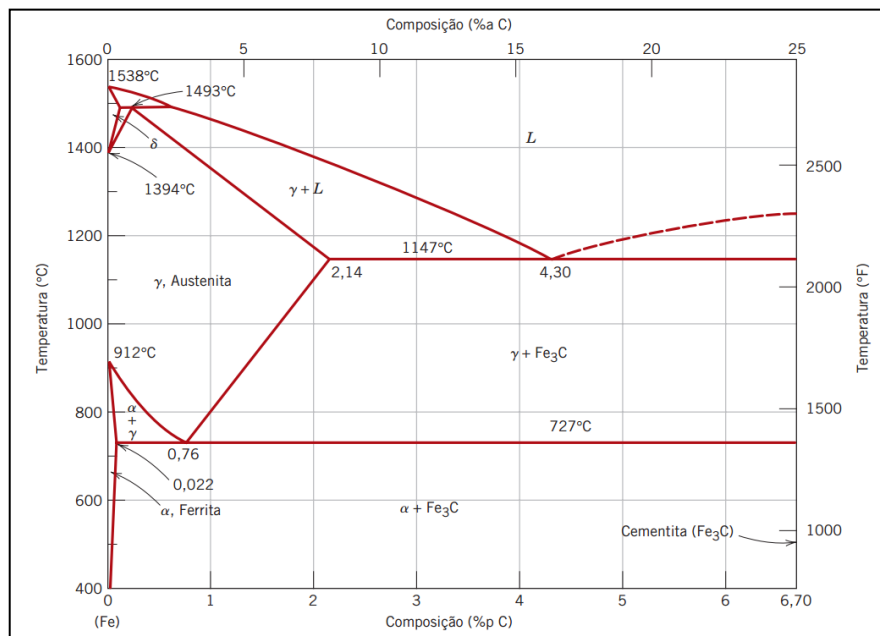
2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Aços

O sistema de liga binária Ferro-Carbono compreende tanto os aços quanto os ferros fundidos. O carbono forma uma solução sólida com o ferro, sendo um soluto intersticial e promovendo alterações na microestrutura de acordo com sua composição. O diagrama de fases Fe-C é comumente apresentado como na Figura 3, com a composição se estendendo até 6,7%p de carbono, uma vez que nessa concentração é formado um composto denominado cementita (Fe_3C). Portanto, 6,7%p de carbono (C) corresponde a 100%p de Fe_3C (CALLISTER, 2012).

De acordo com Callister (2012) e Shackelford (2008), em temperatura ambiente o ferro puro se apresenta como ferrita alfa (α), com uma estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Acima de 912°C , a ferrita se transforma em austenita (γ), com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC). Essa fase ocorre até a temperatura de 1394°C sendo que, acima desse valor, a austenita retorna para uma estrutura CCC, conhecida como ferrita delta (δ). A fusão ocorre a 1538°C .

Figura 3 - Diagrama de fases Fe- Fe_3C .



Fonte: Callister (2012).

Em ligas Fe- Fe_3C , durante sua formação, a ferrita começa a nuclear preferencialmente nos contornos de grão da austenita, podendo nuclear também no interior do grão para maiores taxas de resfriamento, dando origem à ferrita intragranular. A ferrita é menos compacta e com menor capacidade de dissolver C do que a austenita. O carbono rejeitado durante o processo de

formação da ferrita dá origem à cementita, fase que é rica em C (SILVA; MEI, 1988). Nos aços carbono comuns, a fase austenita só é estável em altas temperaturas. Também é formada por solução sólida de C no Fe. Sua estrutura cristalina permite maior absorção de C e ligas, como Ni e Mn, além de não apresentar características magnéticas, seja em altas temperaturas ou quando presente em outros tipos de liga, como AID e AISD em temperatura ambiente (CHIAVERINI, 2005).

A diferença entre os aços e os ferros fundidos se deve ao teor de carbono, sendo aços as ligas ferro-carbono contendo geralmente 0,008%p até aproximadamente 2,14%p de C, além de elementos residuais, provenientes do processo de fabricação. Denominam-se aços-carbono os quais o carbono é o principal elemento, enquanto aços-liga se refere àqueles que possuem composição significativa de elementos de liga (CHIAVERINI, 2005).

Ainda de acordo com Chiaverini (2005), aços com teores de cromo livre na matriz superiores a 10,5% tem a capacidade de formar uma película superficial aderente, que não possui poros e se regenera sozinha. Ela protege o aço da ação de agentes corrosivos (atmosfera, meios aquosos ou orgânicos), promovendo a resistência à corrosão. Esses aços são denominados inoxidáveis. Essa película é uma camada fina, estável e resistente formada sobre a superfície do aço inoxidável pela combinação do oxigênio do ar com o cromo do aço. Além do cromo, outros compostos de liga podem aumentar a resistência à corrosão. São eles o níquel, o nitrogênio e o molibdênio. Por outro lado, a presença de carbono pode diminuir a resistência a corrosão, uma vez que este se combina com o cromo formando carbonetos, causando diminuição do cromo disponível nessas regiões do material. Por isso, o teor de carbono deve ser observado atentamente (JINLONG; ZHUQING, 2019).

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

- Martensíticos, com teor de cromo entre 11 e 18% e teor de carbono acima de 0,1%, o que permite o endurecimento por têmpera.
- Ferríticos, que possuem teor de cromo maior que 18% e teor de carbono menor que 0,1%, não sendo possível a têmpera;
- Austeníticos, com teor de cromo entre 16 e 30%, teor de níquel entre 8 e 35% e teor de carbono inferior a 0,08%;
- Ferrítico-austeníticos (duplex), que possuem teor de cromo entre 18 e 27%, teor de níquel entre 4 e 7% e molibdênio entre 1 e 4%, além de outros elementos,

como o nitrogênio. Com composições balanceadas de cada elemento, pode-se obter fases com frações de aproximadamente 50% de austenita e 50% de ferrita;

- Endurecidos por precipitação, com teor de cromo entre 12 e 17%, níquel entre 4 e 8% e molibdênio entre 0 e 2%, com adições que promovam o endurecimento pela precipitação de compostos intermetálicos, como alumínio, cobre ou titânio.

Vale lembrar que estes aços podem apresentar um tipo de corrosão localizada na superfície que, uma vez iniciada, avança rapidamente em profundidade. Esse tipo de corrosão é denominado alveolar, ou corrosão por *pitting*, e ocorre devido à ação do íon Cl^- de soluções aquosas, como o meio marinho. Por isso, a atmosfera salina prejudica as excelentes qualidades de resistência à corrosão de muitos aços inoxidáveis (GENTIL, 2003).

2.1.1 Efeitos dos elementos de liga

Os elementos de liga podem ser divididos em elementos favorecedores de formação de determinadas fases, no caso, os que têm a aptidão de ampliar o campo de estabilidade da ferrita (fase α ou δ) e os que estendem o campo de estabilidade da austenita (fase γ) no diagrama de fases. Uma quantidade elevada de elementos de liga suprime a transformação martensítica que pode ocorrer durante a têmpera, resultando em uma estrutura austenítica (alto níquel equivalente, Ni_{eq}) ou ferrítica (alto cromo equivalente, Cr_{eq}). Se os elementos estabilizadores de austenita estiverem presentes em quantidade adequada, a microestrutura austenita/ferrita (duplex) é formada. Portanto, a seguir são descritos os efeitos dos elementos de liga mais comuns de acordo com diversos autores (LUNDIN, 2005; BAYOUMI; GHANEM, 2005; CHIAVERINI, 2005; COLPAERT, 2008; RITONI, 2010; VIDEIRA, 2016; ZHANG *et al.*, 2017; MAFTOUM *et al.*, 2017; BREDA, 2019; VARBAI *et al.*, 2019; BETINI *et al.*, 2019; YOON *et al.*, 2020):

- Cromo (Cr): O cromo estabiliza e endurece ligeiramente a ferrita, e aumenta a resistência à corrosão do aço. É um elemento que se oxida facilmente, o que lhe garante maior afinidade com o oxigênio (O_2) presente no meio e promove a formação de uma camada passiva na superfície, que se estabelece de forma inerte, contínua, aderente e impermeável, de modo natural e espontâneo, com espessura de cerca de 50 angstroms. A formação desse filme passivo requer pelo menos uma composição de 10,5%p de Cr e tem origem do contato do O_2 do ar com o Cr do aço, sendo capaz de proteger o material da oxidação, em um

fenômeno denominado passividade. Outra teoria para a formação desse filme vem da reação entre a água presente no meio e o aço de forma que a camada protetora seria constituída por um oxi-hidróxido de Cr e Fe, sendo que neste caso, só seria formada em meios com presença de água, como umidade do ar, por exemplo. O Cr também melhora a endurecibilidade da austenita. Quando junto a altos teores de carbono, melhora a resistência ao desgaste. Enfim, a principal vantagem da adição de cromo é melhorar a resistência à corrosão localizada (pite, fenda), devido à formação da camada de oxi-hidróxido protetora passiva rica em Cr. Embora o Cr aumente a solubilidade do nitrogênio na ferrita, há um limite na quantidade que pode ser adicionada ao aço, já que o efeito benéfico de teores mais elevados é anulado pelo aumento da precipitação de fases intermetálicas prejudiciais, como a fase sigma (σ).

- Molibdênio (Mo): tem um efeito semelhante ao do cromo na estabilidade da ferrita devido ao seu caráter α -promotor e também aumenta a solubilidade do nitrogênio na fase ferrítica. Para o trabalho em altas temperaturas e ambientes marinhos, a adição de pelo menos 3% de Mo é recomendada para evitar a corrosão em frestas, enquanto um limite superior de cerca de 4% de Mo não é recomendado, devido à tendência de aumentar a formação da fase σ na temperatura de trabalho a quente.
- Níquel (Ni): elemento estabilizador da austenita. Para manter cerca de 40-60% de ferrita, a composição do aço deve ser balanceada com estabilizadores de austenita, portanto, o nível de adição de níquel depende do teor de Cr. Teores excessivos de Ni causam um aumento no nível de austenita que pode estar bem acima de 50%, resultando em um enriquecimento de Cr e Mo da ferrita remanescente e, portanto, aumentando a formação de fases intermetálicas. O Ni retarda a precipitação da fase σ .
- Nitrogênio (N): é um forte elemento promotor de austenita γ e tem um efeito múltiplo, aumentando a resistência ao pite, o teor de austenita e a resistência do aço. A influência na corrosão é semelhante à de Cr e Mo, movendo o potencial de passivação na direção nobre e, portanto, aumentando a faixa de potencial passivo. Este efeito é intensificado na presença de Mo e sendo que Mo e N têm uma influência sinérgica nas características de corrosão. O nitrogênio se dissolve preferencialmente na austenita devido a maior solubilidade nessa fase, e também se concentra na interface metal-filme passivo. O nitrogênio também aumenta a

resistência à corrosão por frestas. Outra propriedade importante do N é a capacidade de estabilizar o AISD contra a precipitação das fases intermetálicas, retardando a cinética da precipitação. O aumento do nível de nitrogênio pode reduzir o risco de formação de nitretos, isso pode parecer contraditório, mas é devido a um aumento no conteúdo de austenita e, portanto, a uma redução na distância entre os grãos desta. A adição de C e N fortalece a ferrita e a austenita por solução sólida intersticial, mas, como o carbono é indesejável devido ao risco de sensibilização, a adição de nitrogênio é preferida. O nitrogênio também reduz a energia de falha de empilhamento da austenita e aumenta sua taxa de endurecimento por trabalho a frio. O N é adsorvido na interface de óxido de metal e promove a repulsão de íons Cl^- . Além disso, o N reage com íons H^+ em soluções corrosivas, elevando seu pH (potencial hidrogeniônico), o que explica o efeito de retardamento à corrosão.

- Manganês (Mn): é um estabilizador de austenita, mas tem pouco efeito no equilíbrio de fases do AISD, especialmente nos níveis normalmente encontrados. No entanto, aumenta a solubilidade do N, porém pode aumentar a faixa de temperatura e a taxa de formação da fase σ . No entanto, as adições de Mn em excesso de 3-6%, para níveis de nitrogênio de 0,1-0,25%, diminuem significativamente a temperatura crítica de pite (CPT), provavelmente devido ao aumento da probabilidade de inclusões de MnS que podem atuar como locais de iniciação de pites e para a desestabilização da camada passiva.
- Cobre (Cu): adições de cobre ao aço inoxidável austenítico de alta liga são conhecidas por reduzir a taxa de corrosão em ambientes não oxidantes, como o ácido sulfúrico. Em geral, a adição de Cu ao AISD é limitada a cerca de 2%, uma vez que níveis mais elevados reduzem a ductilidade a quente e podem levar ao endurecimento por precipitação. Em condições com fluidos de alta velocidade, onde prevalece a erosão por cavitação em água do mar contaminada com H_2S , o Cu pode ser benéfico, devido à formação de uma camada rica em Cu na superfície durante a dissolução ativa. Além disso, o cobre melhora a usinabilidade em materiais com baixo teor de oxigênio e enxofre e pode levar ao endurecimento após a exposição à faixa de temperatura de 300-600 °C, aparentemente devido à precipitação de minúsculos precipitados ricos em Cu. Esses precipitados não reduzem significativamente a resistência à corrosão ou a

tenacidade e têm sido explorados para melhorar a resistência à abrasão-corrosão em fundições de AISD.

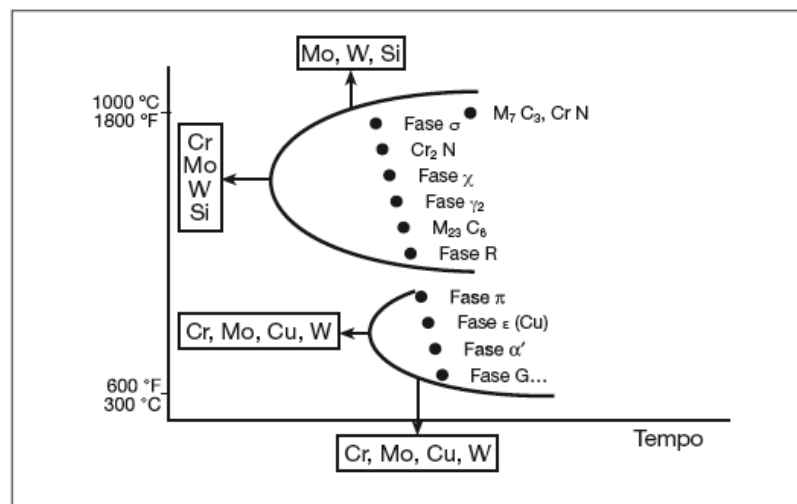
- Tungstênio (W): adições de tungstênio de até 2% melhoram a resistência ao pite. Da mesma forma, o W aumenta a resistência à corrosão em frestas em soluções de cloreto aquecidas, devido à sua adsorção na camada passiva sem modificação do estado do óxido. No entanto, em soluções de cloreto de ácido, o W pode passar do substrato para o filme passivo por interação com água para formar WO_3 insolúvel, aumentando a estabilidade dos óxidos e a ligação ao substrato. O tungstênio é conhecido por promover a formação de fases intermetálicas na faixa de temperatura de 600-1000°C. Níveis entre 1-3% mostraram restringir a formação da fase σ nos contornos dos grãos, fazendo com que a precipitação ocorra em regiões intragranulares.
- Silício (Si): O silício é benéfico para o trabalho em meios de ácido nítrico concentrado e também aumenta a resistência à oxidação em alta temperatura. No entanto, uma vez que o Si é geralmente considerado como potencializador da formação da fase σ , é geralmente preferível limitar a sua adição a 1%. O silício dissolve-se na ferrita aumentando muito pouco sua dureza. Sua função principal é de agente desoxidante. Silicatos formam estrias alongadas. Quando adicionado no aço líquido, se liga ao oxigênio evitando que o mesmo se combine com o carbono, o que formaria compostos como CO e CO_2 , causando bolhas no material.
- Carbono (C): É um elemento intersticial que deforma a rede cristalina promovendo o endurecimento do aço. O teor de carbono da maioria dos aços inoxidáveis duplex forjados é limitado a 0,02-0,03%, principalmente para suprimir a precipitação de carbonetos ricos em Cr, que podem atuar como locais de iniciação para corrosão por pite e corrosão intergranular. Da mesma forma, os teores de S e P são controlados, embora não eliminados.
- Fósforo (P): promove a fragilidade a frio nos aços, portanto, requer controle rígido de sua composição. Não possui a tendência de formar carbonetos, porém dissolve-se na ferrita, tornando-a dura e aumentando seu tamanho de grão. Apresenta alguns aspectos benéficos, pois ao aumentar a dureza, consequentemente a resistência à tração é aumentada, além de melhorar a

resistência à corrosão. Também é incompatível com o carbono, expulsando-o da austenita, fazendo com que áreas ricas em fósforo constituam-se de ferrita.

- Enxofre (S): tem pouco efeito nas propriedades mecânicas dos aços, prejudicando o aço em composições acima de 0,1% junto a maiores teores de C. Sulfetos também formam estrias alongadas, porém estas possuem extremidades com arestas vivas, o que favorece a concentração de tensões e o surgimento de microfissuras.

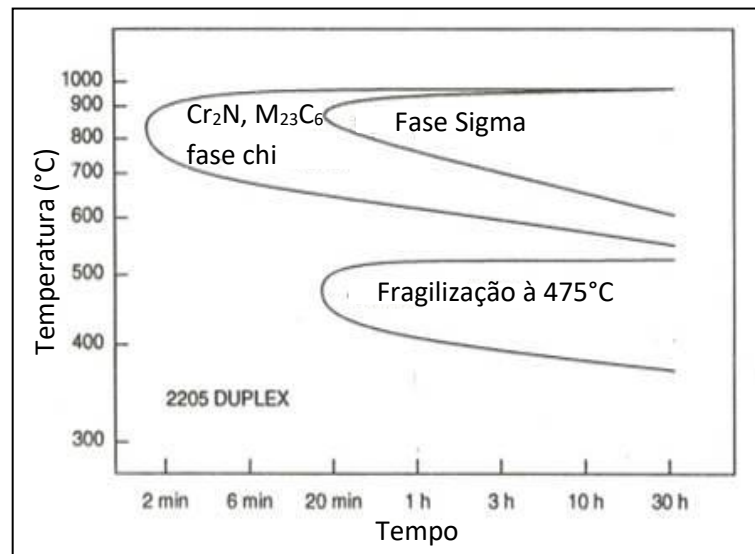
Na Figura 4 são mostradas curvas TTT (tempo, temperatura, transformação) dos possíveis precipitados em AID e AISD e o efeito dos elementos de liga sobre a precipitação dessas fases. Já a Figura 5 apresenta uma curva TTP (tempo-temperatura-precipitação) para o AID UNS S 32205. Enfim, elevados teores de cromo, molibdênio, nitrogênio e níquel possibilitam a obtenção de uma microestrutura balanceada, porém, essa composição química favorece a formação de fases frágeis como a fase chi χ ($\text{Fe}_3\text{Cr}_{18}\text{Mo}_4$) ou a fase sigma σ , que possui estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) com 30 átomos por célula unitária, e é rica em elementos estabilizadores da ferrita (cromo, molibdênio e silício). Estas fases, fragilizam o material e tornam as regiões mais suscetíveis à corrosão (COJOCARU *et al.*, 2020).

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



Fonte: Colpaert (2008).

Figura 5 - Diagrama de tempo-temperatura-precipitação do aço duplex UNS S 32205.



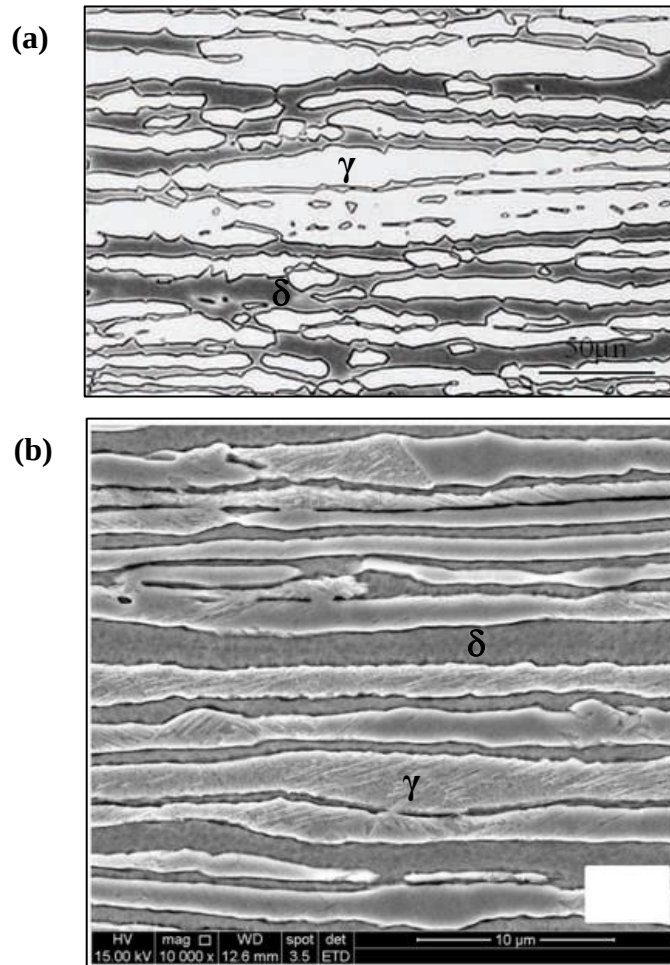
Fonte: Sedriks (1996).

2.1.2 Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex

Os AID e os AISD são caracterizados por uma microestrutura bifásica típica composta por uma matriz de ferrita e ilhas de austenita (Figura 6), geralmente presentes em uma fração volumétrica de aproximadamente 50% cada, obtida por uma composição específica dos elementos de liga. Dessa forma, os elementos Cr, Mo e Si são os responsáveis pela formação da ferrita, enquanto Ni, N, C e Mn são os formadores de austenita. A austenita garante a ductilidade e soldabilidade, enquanto a ferrita aumenta resistência mecânica do aço (COJOCARU *et al.*, 2020).

O ajuste da sua microestrutura é delicado pois não depende apenas da composição da liga, já que o percentual de fases obtido no aço também está relacionado às condições particulares de resfriamento às quais a liga é submetida. Taxas de resfriamento lentas podem promover o equilíbrio entre as fases, porém com maior probabilidade de formação de fases frágeis, enquanto taxas mais elevadas tendem a inibir tal processo, mas tornam o percentual de fases obtido desbalanceado, geralmente com maior quantidade de ferrita. Por isso, processos de soldagem destes aços causam uma alteração microestrutural significativa, de modo que as propriedades e o comportamento metalúrgico das juntas soldadas diferem significativamente daqueles do metal base (MARQUES *et al.*, 2020).

Figura 6 - Microestrutura típica de AID laminado, contendo grãos de austenita e ferrita alongados no sentido de laminação do material (reagente Behara). Material: (a) UNS S32304 e (b) UNS S 32205.



Fonte: (a) Heping e Xuejun, 2012 e (b) Rodrigues *et al.*, 2020.

A Tabela 1 mostra as composições químicas típicas de alguns aços duplex, enquanto Ramírez-Londoño (2001) classifica os aços duplex conforme a sua composição (%p), como descrito a seguir:

- Fe-23Cr-4Ni-0,1N: são aços duplex de baixo custo, sem molibdênio. Podem ser usados como alternativa para os aços AISI 304 e 316.
- Fe-22Cr-5,5Ni-3Mo-0,15N: possuem resistência a corrosão intermediária entre os aços AISI 316 e os superausteníticos do tipo 6%Mo+N.
- Fe-25Cr-5Ni-2,5Mo-0,17N-Cu: boa resistência a corrosão e pode conter adições de tungstênio.
- Fe-25Cr-7Ni-3,5Mo-0,25N-W-Cu: são os aços inoxidáveis superduplex e possuem a mais elevada resistência a corrosão.

Tabela 1 - Composições dos aços duplex.

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

Fonte: Ramírez-Londoño (2001).

Nota-se que principais elementos que compõem os AISD são o níquel, cromo, molibdênio e nitrogênio, os quais compõem também os AID. A principal diferença entre estes aços são as quantidades destes elementos, que são maiores nos AISD, além da adição do W.

Segundo Sathirachinda *et al.* (2009), o *Pitting Resistance Equivalent Number* (PREN) ou número equivalente de resistência à corrosão por pite é amplamente utilizado como meio de comparar a resistência à corrosão relativa de aços diferentes com base apenas em suas composições químicas. Quando o valor de PREN é superior a 40, o aço é classificado como um AISD. Existem diversas fórmulas para determinar o valor PREN, considerando diferentes elementos químicos, como o exemplo das Equações 1 e 2 (MA *et al.*, 2020; LAPECHENKOV *et al.*, 2020).

Equação 1 - Cálculo do valor PREN por MA *et al.*, 2020.

$$PREN = Cr (\%p) + 3,3 \times Mo(\%p) + 20 \times N(\%p)$$

Equação 2 - Cálculo do valor PREN por Lapechenkov *et al.*, 2020.

$$PREN = Cr(\%p) + 3,3 \times (Mo (\%p) + 0,5 \times W (\%p)) + 16 \times N(\%p)$$

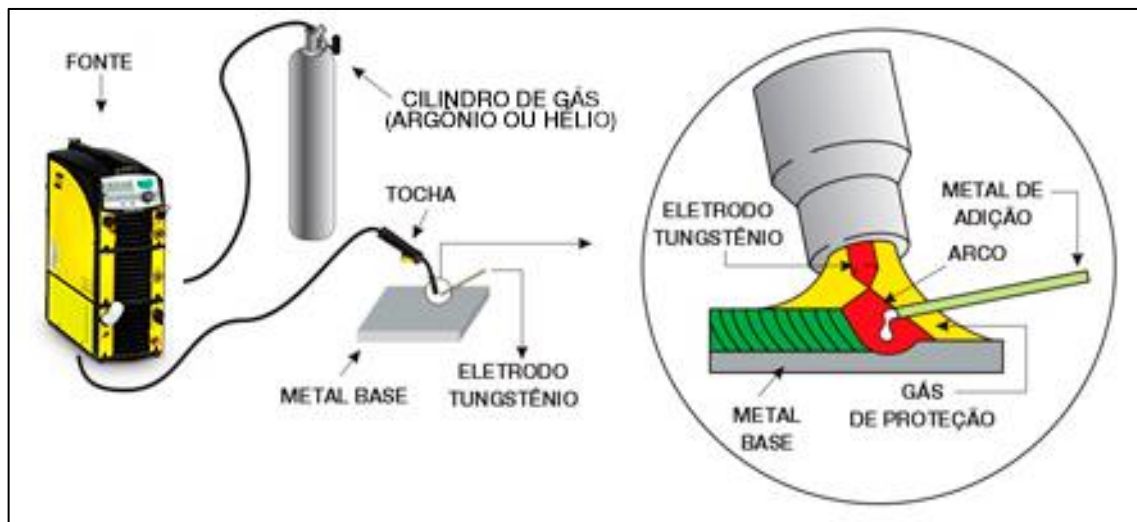
2.2 Soldagem GTAW (Gas Tungsten Arc Welding)

O surgimento da soldagem GTAW veio da necessidade de processos eficientes de soldagem para materiais mais sensíveis aos processos de transformação de fases, como o alumínio e magnésio, principalmente, na Segunda Grande Guerra Mundial, onde a indústria da

aviação militar despontava. Inicialmente, utilizava-se gás hélio e corrente contínua, devido à dificuldade de estabilização do arco (WAINER, 1992).

O processo de soldagem GTAW, também conhecido como TIG (Tungsten Inert Gas), tem como fonte de calor um arco elétrico estabelecido entre a peça a ser soldada e um eletrodo de tungstênio não consumível, sendo este arco protegido pelo fluxo de um gás inerte, geralmente argônio (Ar) ou hélio (He). A distância entre o eletrodo e a peça define o comprimento do arco elétrico. A soldagem pode ser realizada com ou sem material de adição (autógena) (WAINER, 1992). Esta adição pode ser manual, quando se adiciona o material na poça de fusão manualmente, semi-automatizada ou automatizada, quando o arame de enchimento é adicionado por um alimentador mecanizado (TANIGUCHI, 1982). A Figura 7 mostra um esquema do processo de soldagem GTAW.

Figura 7 - Esquema da soldagem GTAW.

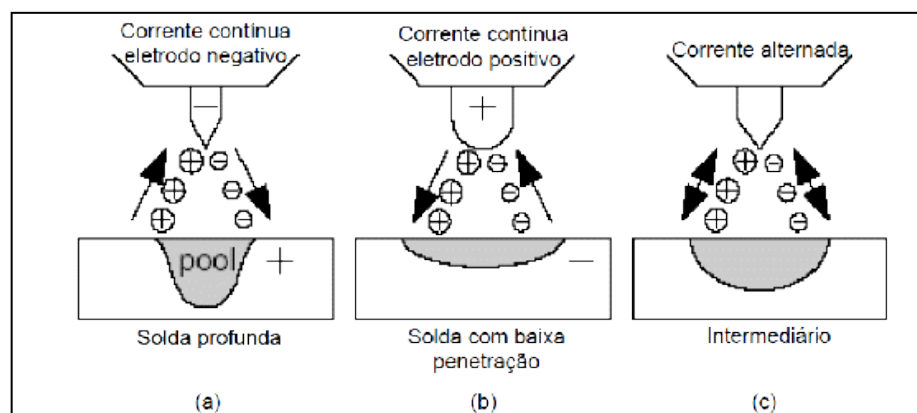


Fonte: ESAB (2020).

O equipamento de soldagem compreende diversos componentes necessários para gerar o arco elétrico. A fonte de alimentação fornece a tensão e a corrente (contínua ou alternada) necessária para sustentar o arco elétrico. A corrente é alimentada por cabos ao eletrodo de tungstênio, localizado na tocha de soldagem. Utiliza-se o eletrodo de tungstênio pois este suporta altas temperaturas, com um mínimo de fusão e eletroerosão, sendo um excelente condutor de elétrons e apresentando altíssima elasticidade. O seu ponto de fusão é por volta de 3.422°C , o mais alto dentre os metais conhecidos. Ele pode conter outros óxidos em sua composição para facilitar a abertura do arco, aumentar sua estabilidade, aumentar a capacidade da corrente fluir pelo eletrodo, reduzir riscos de contaminação na solda e aumentar sua vida útil. Os óxidos metálicos usualmente utilizados são: zircônio, tório, lantânio, irídio e cério (VIDEIRA, 2016).

Em um polo é conectada a tocha com o eletrodo, no outro, o cabo da fonte de alimentação deve se conectar à peça que será soldada para completar o circuito elétrico para que se estabeleça o arco elétrico. A maioria dos metais são soldados com corrente contínua e polaridade direta (CCPD), na qual os elétrons fluem do eletrodo de tungstênio para a peça de trabalho e os íons de metal e gás seguem da peça de trabalho para o eletrodo (Figura 8a). Neste caso, aproximadamente 75% do calor gerado é concentrado na peça, levando a um arco mais concentrado com penetração mais profunda, permitindo velocidades de deslocamento mais rápidas. A tocha de soldagem, que pode ser resfriada a água, não apenas acopla o eletrodo de tungstênio, mas também direciona a alimentação do gás de proteção através de bocais, visando fornecer uma atmosfera adequada para estabilização de arco e blindagem do processo. Vários gases de proteção podem ser usados, embora tipicamente argônio ou hélio são utilizados, pois possuem maior energia de ionização promovendo maior estabilidade do arco elétrico (OLSEN, 2009). Os aspectos mais importantes dos bocais são suas dimensões e perfis. Eles devem ser largos o suficiente para prover cobertura da área de soldagem pelo gás e devem estar de acordo com o volume e a densidade necessária do gás no processo (VIDEIRA, 2016).

Figura 8 - Efeitos da polaridade do eletrodo na soldagem GTAW.



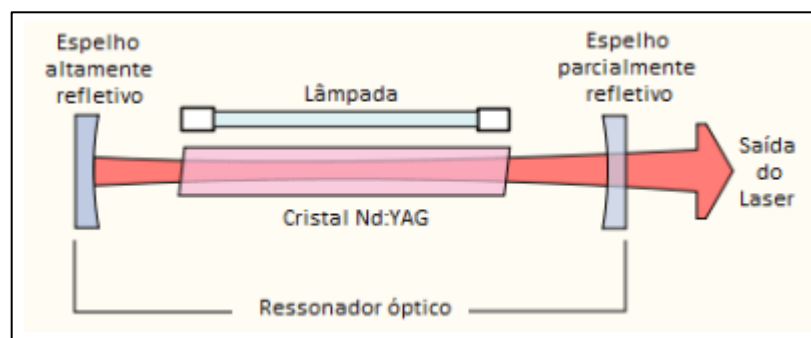
Fonte: Adaptado de Taniguchi (1982).

2.3 Soldagem Laser Nd:YAG Pulsada

A soldagem por feixe de laser (*Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*) é um processo de união sem contato para a soldagem de materiais semelhantes ou diferentes. Este processo é amplamente utilizado para a união de uma ampla gama de materiais, como aço inoxidável, aço carbono, titânio, dentre outros. Este processo de união avançado está ganhando popularidade devido à crescente demanda na indústria automotiva, aeroespacial e médica (KUMAR; SINHA, 2020).

De acordo com Olsen (2009), a soldagem Laser Nd:YAG Pulsada (LP) é um método de soldagem de alta densidade, porém com pulsos de curto espaço de tempo (ordem de milissegundos) e tem duas características importantes: uma ZTA pequena e pouca distorção, em comparação com a outros processos convencionais, como eletrodo revestido e GTAW (FARAJI *et al.*, 2017). O Laser Nd:YAG (Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet) é o laser de estado sólido mais usado atualmente. O cristal YAG dopado com Nd serve como meio de emissão do laser, com um comprimento de onda emitido de 1,06 μm . A energia de excitação é fornecida opticamente por lâmpadas sob descarga elétrica de alta intensidade (Figura 9).

Figura 9 - Excitação do cristal Nd:YAG.



Fonte: Andrade (2018).

O fato do comprimento de onda dos lasers Nd:YAG ser mais curto que outros tipos de laser (CO₂, Disco ou Fibra) oferece algumas vantagens. Por exemplo, o feixe pode ser conduzido através de fibras ópticas e focado com lentes comuns, dando benefícios importantes para uso em soldagens robotizadas e soldagem de estruturas tridimensionais complexas. Também, a capacidade de absorção da maioria dos metais é significativamente melhorada. Este fato é especialmente importante para processos de soldagem por condução, bem como para o valor de intensidade limite para soldagem em modo *key-hole*. Outra vantagem é que não há nenhuma interação entre a radiação de laser incidente e o metal vaporizado, portanto, o problema de perturbação do plasma, como em uma soldagem a laser de penetração profunda com lasers de CO₂ não ocorre. Como consequência, Ar ou suas misturas podem ser usadas como gás de proteção em vez do He, que é mais caro. Devido ao curto tempo e rápido resfriamento da junta soldada, resultados aceitáveis podem ser obtidos sem um gás de proteção ao fazer soldas por pontos ou soldagem em baixa potência. (OLSEN, 2009; WEMAN, 2012, LAWRENCE, 2018).

A luz laser é uma forma coerente de radiação eletromagnética que se propaga pelo espaço com um comprimento de onda discreto. Sabe-se que a luz exibe propriedades tanto de partículas discretas quanto de ondas. Para descrever a interação de um feixe de laser com os materiais, este pode ser pensado como um vetor de campo elétrico oscilante e seu vetor de

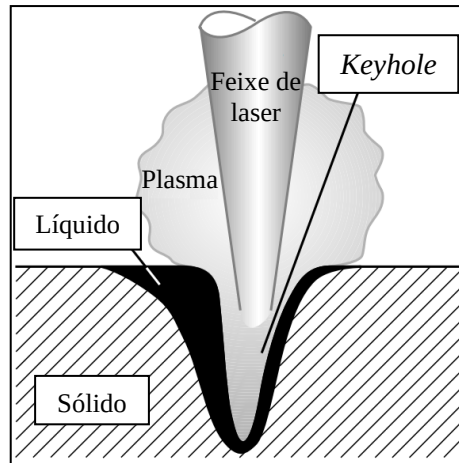
campo magnético associado. Quando o campo elétrico oscilante interage com a elétrons ligados em um material de substrato, os elétrons são colocados em movimento na forma de uma vibração induzida. Em materiais opacos, parte da energia incidente é refletida e parte é absorvida pelo material: a proporção depende do material, comprimento de onda, temperatura do substrato, películas superficiais, ângulo de incidência e rugosidade da superfície. Elétrons que são livres para oscilar e irradiar novamente sem perturbar a estrutura atômica, resultam em reflexão da radiação incidente. Enquanto isso, outros elétrons tentam vibrar, porém aqueles ligados a átomos específicos, são limitados pela estrutura de rede do material e a energia vibracional é transmitida através do substrato. Esta vibração induzida é observada como o calor (OLSEN, 2009).

Se energia suficiente for fornecida ao substrato através deste mecanismo para efetivamente eliminar a resistência mecânica nas ligações do material, o resultado é a fusão do substrato. Embora os metais, quando em seu estado sólido, sejam normalmente bastante refletivos para energia do feixe de laser infravermelho (aproximadamente 90% de refletividade), a desordem atômica do material ao se fundir diminui significativamente a refletividade para aproximadamente 50%. Quando a zona fundida pelo laser é usada para fundir uma região comum entre dois componentes, e a fonte de calor é removida para que a zona fundida possa resfriar, solidificar e unir os componentes, então o processo é definido como soldagem (OLSEN, 2009).

De maneira sucinta, o processo de soldagem a laser inicia pela incidência da luz sobre uma camada muito fina da superfície do material, onde a condução térmica formará uma poça líquida. Se o calor fornecido pelo feixe de laser for controlado para permitir apenas a fusão do material enquanto limita a vaporização, então o processo é definido como soldagem por condução. Essa condição é atingida equilibrando o calor fornecido ao material pelo laser com a condução de calor para o exterior da região através do metal base e do meio, ou utilizando velocidades mais elevadas de deslocamento do alvo do feixe de laser em relação ao material, de modo a limitar a quantidade total de energia aplicada pelo feixe incidente em um único ponto (OLSEN, 2009). No caso do modo *keyhole* (ou modo de alta penetração), devido a elevada intensidade do laser concentrada em um único ponto, a temperatura na superfície supera a temperatura de vaporização do aço (KANNATEY-ASIBU JR, 2009). Isso provoca a formação de um canal (*keyhole*) que é preenchido pelo plasma, permitindo a passagem do feixe para seu interior (Figura 10), causando um aumento de absorvidade, uma vez que a luz incidente irá rebater nas paredes do canal formado (READY, 1997). Ou seja, o próprio canal funciona como um guia de condução do laser. O equilíbrio se dá quando a temperatura das paredes se equipara

a temperatura de vaporização do material (STEEN, 2010). Após a formação do *keyhole*, o feixe de laser é deslocado sobre a superfície do material, realizando a solda.

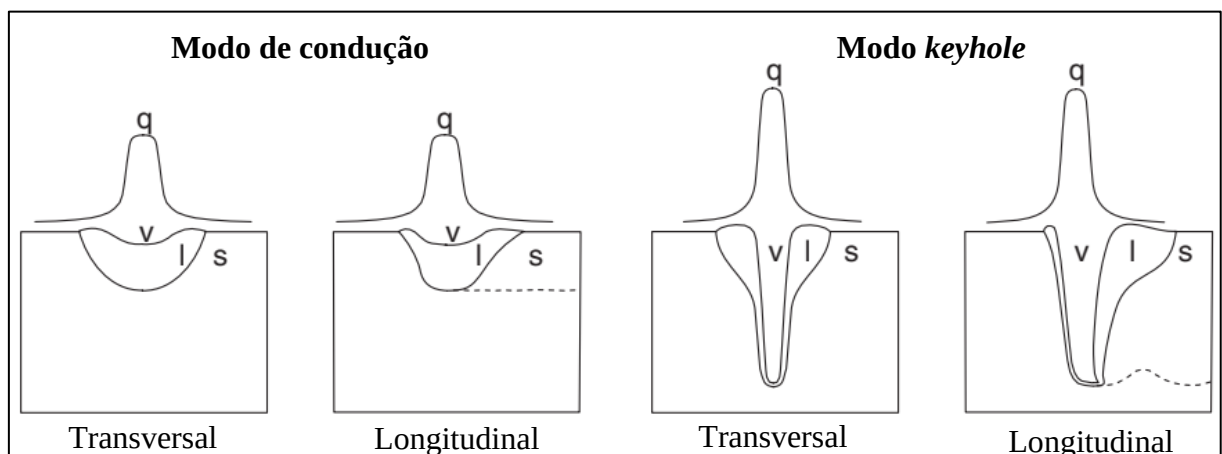
Figura 10 - Formação do plasma no *keyhole* durante a soldagem à laser.



Fonte: Adaptado de Kannatey-ASIBU JR (2009).

Como visto, na soldagem a laser existem dois modos típicos de transferência de calor - modo de condução e modo *keyhole* (Figura 11), de acordo com a densidade de potência do feixe de laser.

Figura 11 - Geometria das vistas transversais e longitudinais do cordão de solda nos modos de soldagem laser por condução e *keyhole*, onde “q” é o gradiente de calor inserido pelo processo, “v” o material vaporizado, “l” o material líquido e “s” o material sólido.



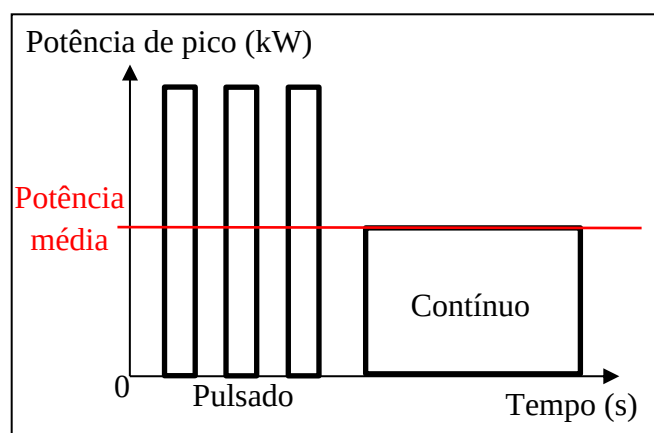
Fonte: Adaptado de Olsen (2009).

No modo de condução, o calor para criar a solda no material ocorre por condução da superfície, formando uma solda rasa. No modo *keyhole* ou modo de penetração, um buraco de fechadura, que é caracterizado por uma solda profunda e estreita, é formado devido à evaporação do metal e a energia do laser é absorvida pela parede do *keyhole* e transferida para o metal, produzindo um cordão mais profundo (PANWISAWAS *et al.*, 2017; WANG; ZOU, 2019). Logo, a profundidade do cordão de solda aumenta com a intensidade do feixe de laser focalizado na superfície e diminui com a velocidade de avanço do feixe sobre a chapa, sendo a

principal vantagem do laser em relação a processos de soldagem por arco elétrico a alta penetração com um aporte térmico localizado, limitando as tensões residuais durante a soldagem e diminuindo a zona termicamente afetada pelo processo.

A soldagem laser ainda pode ser realizada de modo contínuo ou pulsado (Figura 12): no modo contínuo, a potência do laser é constante durante o processo, enquanto no pulsado são produzidos picos de potência de curta duração, resultando em uma potência média consideravelmente mais baixa para penetrações de solda similares (STEEN, 2010; SRIKANTH; PARTHIBAN, 2019).

Figura 12 - Comparação da Potência Média entre os processos de soldagem Laser Contínuo e Laser Pulsado.



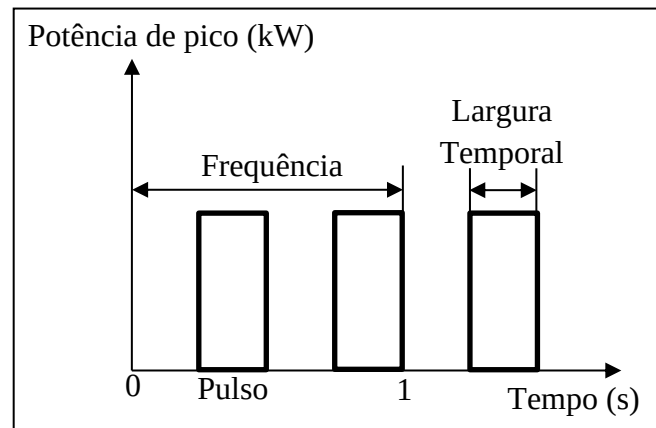
Fonte: Elaborado pelo autor.

Conforme afirma Steen (2010), os parâmetros básicos a serem ajustados em um equipamento de soldagem laser pulsada são listados a seguir e evidenciados na Figura 13:

- Potência de Pico (P): Controla o valor máximo de energia de cada pulso, afetando diretamente na penetração da solda. Em geral é utilizada na medida de kilowatts (kW);
- Largura temporal (w): A largura temporal é o tempo de duração do pulso, dada em milissegundos (ms) e também afeta a penetração da solda;
- Frequência de pulso (f): A frequência de pulso indica a quantidade de pulsos de laser por segundo, dada em Hertz (Hz);
- Velocidade de avanço (v): É a velocidade com que a solda será realizada, dada em mm/s;

Por fim, um outro fator a se considerar é a taxa de sobreposição (TS, Equação 3) da soldagem laser pulsada, que depende do ajuste simultâneo da velocidade de soldagem (v) e da frequência dos pulsos (f), além da largura de soldagem obtida (L). Essa taxa define o percentual de sobreposição de cada pulso do laser no material e influencia na incidência de defeitos e no aporte térmico inserido pelo processo. (GAO *et al.*, 2014). Maiores valores de sobreposição requerem uma menor v e/ou maior f, como evidencia a Figura 14.

Figura 13 - Parâmetros da soldagem laser pulsada.

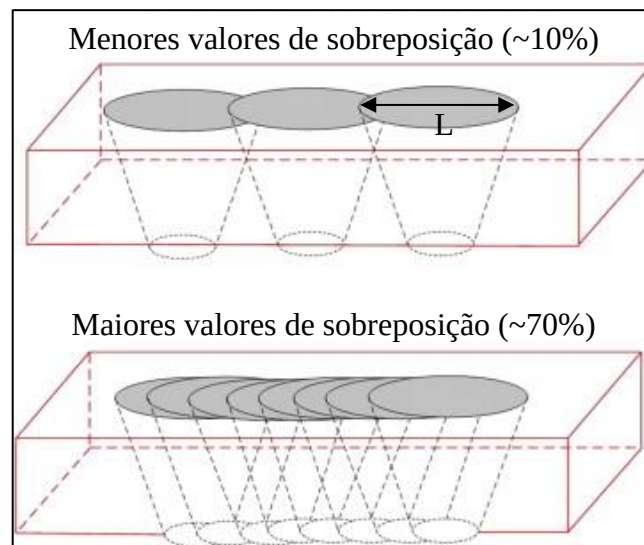


Fonte: Elaborado pelo autor.

Equação 3 - Taxa de sobreposição do processo Laser Nd:YAG pulsado.

$$TS = 1 - \frac{v_s}{L \times f} \times 100 \%$$

Figura 14 - Sobreposição dos pulsos da soldagem laser.



Fonte: Adaptado de Gao *et al.* (2014).

2.4 Soldagem Híbrida Laser-Arco Elétrico

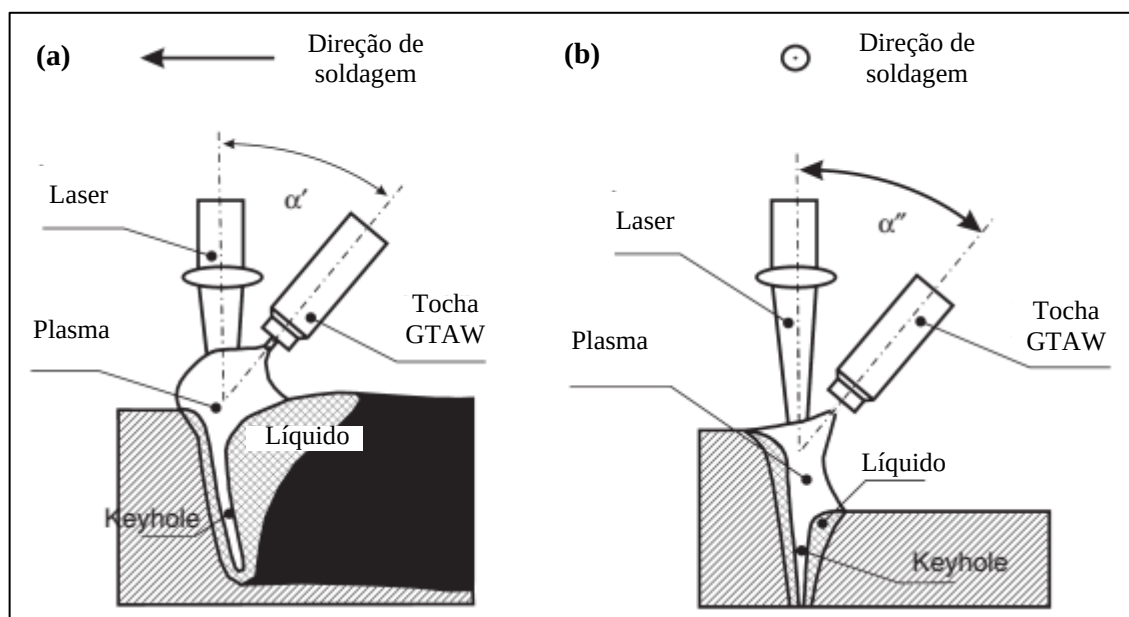
A aplicação de fontes de calor laser e arco elétrico simultaneamente, na condição de que os dois processos são acoplados como um único processo, é conhecida como soldagem híbrida. Dessa forma, ambas fontes interagem em uma mesma zona e se influenciam mutuamente (CASALINO; MORTELLO, 2021). A soldagem híbrida potencializa as vantagens dos processos individuais e resulta em maior robustez para aplicação industrial. A soldagem híbrida GTAW / Laser Nd:YAG tem se destacado, pois pode apresentar muitas vantagens, como

penetração mais profunda, velocidades de soldagem mais altas, melhor aparência da superfície do cordão de solda e redução de defeitos, quando comparada aos processos de soldagem convencionais isolados (OLSEN, 2009; VIDEIRA *et al.*, 2020; CHEN *et al.*, 2020).

Segundo Olsen (2009), o posicionamento das fontes de calor (Laser e Arco) desempenha o papel mais importante para a capacidade e eficiência do processo híbrido, bem como as propriedades das juntas geradas. Também é importante distinguir que técnicas com pontos de operação comuns e separados promovem resultados distintos. Quando direcionadas a um ponto em comum, isso significa que a raiz do arco e o centro do alvo do feixe de laser são direcionados para o mesmo local da superfície do material a ser soldado. Nesse arranjo, há um posicionamento coaxial do feixe de laser e o arco elétrico. A Figura 15 mostra possíveis arranjos do processo híbrido. A condição (a) é o arranjo mais utilizado para o processo híbrido, já que o arco se enraíza no *keyhole* do processo laser, onde o metal vaporizado oferece um meio condutor mais fácil de ionizar. Além disso, combinando o arco e o feixe de laser de forma ideal, pode-se alcançar maiores penetrações da solda com velocidades mais elevadas.

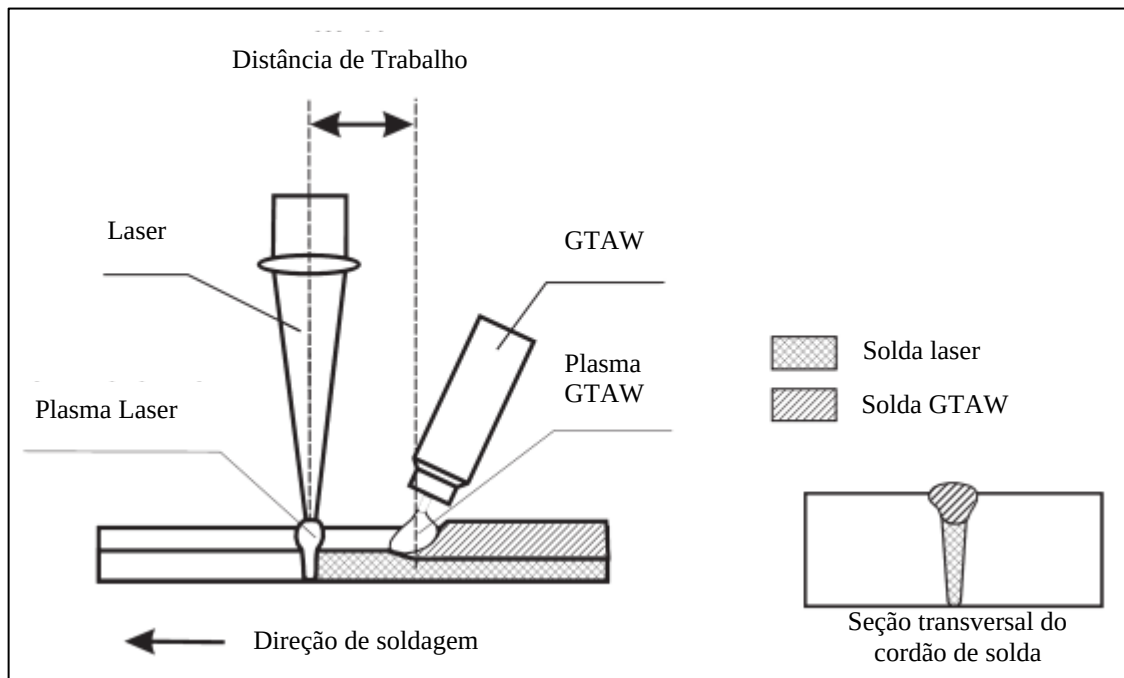
Ainda com relação ao arranjo das fontes de calor, Olsen (2009) ressalta a importância da distância de trabalho utilizada. De acordo com ela, a soldagem híbrida pode promover juntas soldadas com características potencializadas de ambos processos, quando há interação direta na poça fundida, como no caso do disparo do laser na poça fundida do processo GTAW; ou características somadas, quando a interação entre os processos é separada pela distância de trabalho (Figura 16), como no caso de um recobrimento/pós-aquecimento do processo Laser com o processo GTAW.

Figura 15 - Bocais Laser e GTAW no processo de soldagem híbrida: (a) arranjo coaxial e (b) arranjo lateral.



Fonte: Adaptado de Olsen (2009).

Figura 16 - Distância de trabalho das fontes de calor no processo híbrido Laser-GTAW.



Fonte: Adaptado de Olsen (2009).

2.5 Soldagem em Aços Duplex e Superduplex

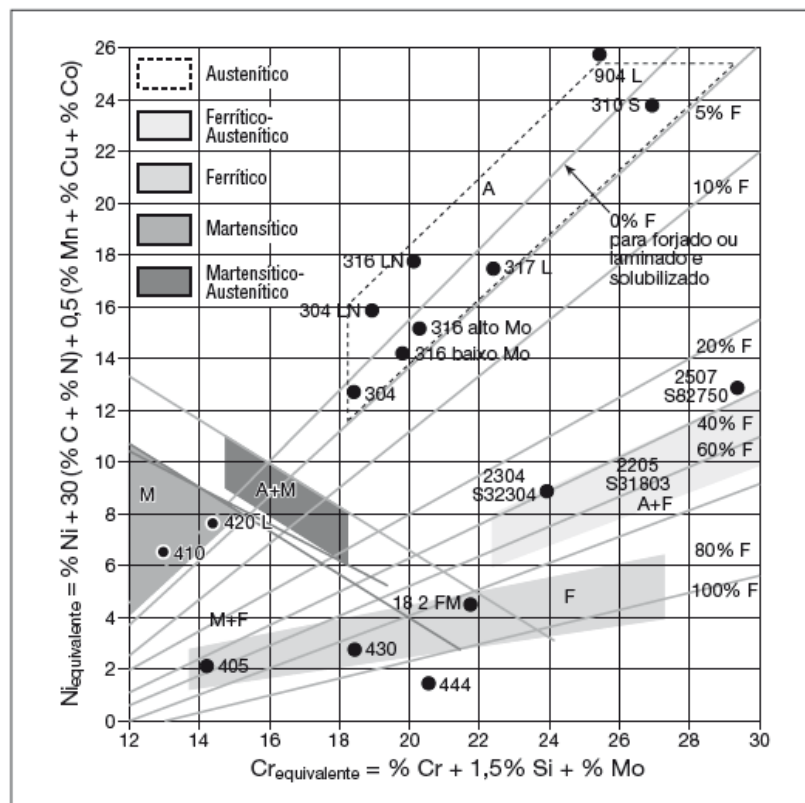
Processos de soldagem como GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e Laser Nd-YAG (*Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet*) pulsado podem ser aplicados na união de chapas de AID e AISD, desde que parâmetros de soldagem que promovam o balanceamento das fases sejam utilizados. Estudos prévios mostram que a utilização destes processos, controlando-se apenas o aporte térmico, produzem microestruturas com maior percentual de ferrita (ZHANG *et al.*, 2017; EGHLEMI *et al.*, 2015a e 2015b); e, em alguns casos, atingem um balanceamento de austenita/ferrita de aproximadamente 30/70% na junta soldada, respectivamente (MOURAD *et al.*, 2012; CRESPO, 2014; VIDEIRA, 2016). Isso ocorre porque o tempo de resfriamento para temperatura ambiente é muito curto, impedindo a transformação das fases.

De acordo com Rovere *et al.* (2014), o aumento da quantidade de ferrita na junta soldada é prejudicial às características de resistência a corrosão, por causa da possível existência de regiões empobrecidas em Cr devido à precipitação de carbonetos de Cr (ou carbonitretos) próximo ao contorno da ferrita- δ e do fato desta ser rica em elementos ferritizantes (Cr, Mo, Si). Assim, a formação da fase δ durante o ciclo de soldagem pode levar a uma diminuição do teor de Cr na fase metálica adjacente, o que justifica a menor resistência a corrosão quando há

mais ferrita do que austenita na ZF, impactando na diminuição dos valores de ensaios CPT (*Corrosion Pitting Temperature*). Outra razão para a ferrita ser controlada na junta soldada é que esta reduz a tenacidade a baixas temperaturas (NITHIN RAJ *et al.*, 2020). O excesso de ferrita na microestrutura também promove o trincamento a frio assistido pelo hidrogênio, que possui uma elevada difusibilidade nesta fase (MODENESI, 2001; CHIAVERINI, 2005). A ferrita também apresenta valores de PREN mais baixos do que a austenita já que possui menores teores de N (MA *et al.*, 2020), facilitando a ocorrência de corrosão por pites e promovendo também menores valores em ensaios CPT.

A previsão da microestrutura dos aços inoxidáveis pode ser feita por meio do diagrama de Schaeffler (Figura 17), originalmente desenvolvido para avaliação de microestruturas soldadas resultantes de resfriamento rápido desequilibrado (SENTHIL KUMAR; RAMAKRISHNAN, 2020). Este diagrama é baseado na relação entre os elementos e no seu comportamento específico para estabilizar as estruturas de rede de ferro CCC ou CFC (elementos promotores α/δ ou γ , respectivamente). Portanto, as microestruturas destes aços são previstas em função dos parâmetros Cromo Equivalente (Cr_{eq}) e Níquel Equivalente (Ni_{eq}), que são comumente calculados usando as Equações 4 e 5 (COLPAERT, 2008).

Figura 17 - Diagrama de Schaeffler.



Fonte: Colpaert (2008).

Equação 4 - Cálculo do valor de cromo equivalente para o diagrama de Schaeffler.

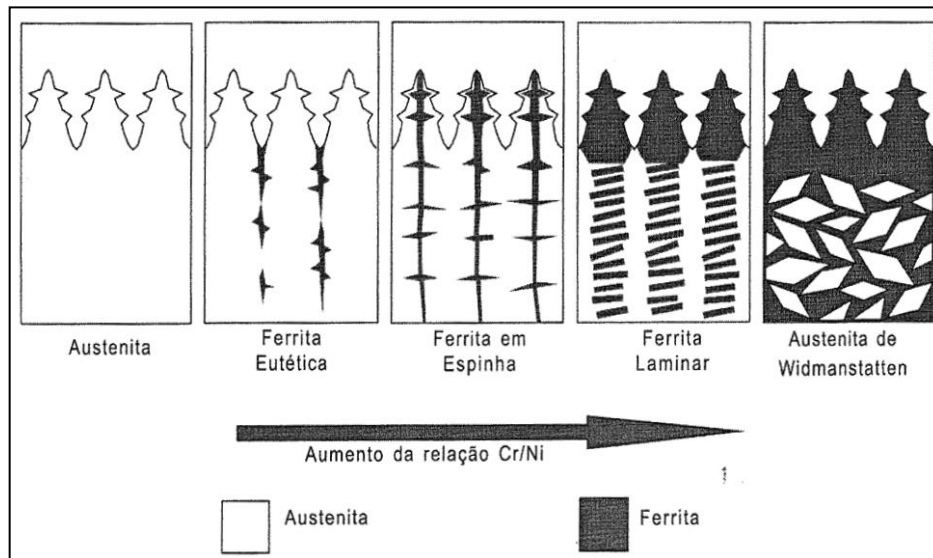
$$Cr_{eq} = Cr(\%p) + 1,5 \times Si(\%p) + Mo(\%p)$$

Equação 5 - Cálculo do valor de níquel equivalente para o diagrama de Schaeffler.

$$Ni_{eq} = Ni(\%p) + 30 \times [C(\%p) + N(\%p)] + 0,5 \times [Mn(\%p) + Cu(\%p) + Co(\%p)]$$

Modenesi (2001) afirma que nos aços inoxidáveis a zona fundida solidifica totalmente com ferrita primária em composições de relação Cr/Ni maiores que 1,95, enquanto que em relações menores que 1,5, a solidificação ocorre com austenita primária. As principais microestruturas esperadas, de acordo com a variação da relação Cr/Ni, são mostradas na Figura 18.

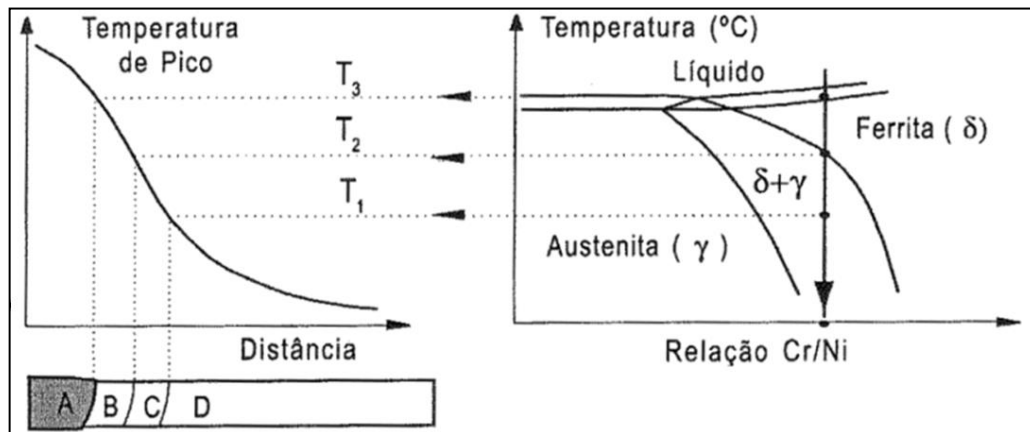
Figura 18 - Morfologias das fases na zona fundida.



Fonte: Taniguchi (1982).

O diagrama de equilíbrio Fe-Cr-Ni da Figura 19 mostra que para a composição aproximada de um AISI, durante o resfriamento após o passe de solda, o material se solidifica como ferrita δ . Com a diminuição da temperatura, é iniciada a transformação em austenita (fase γ). A decomposição da ferrita- δ em austenita γ ocorre por meio de dois mecanismos diferentes, dependendo da temperatura de transformação. O primeiro mecanismo ocorre em altas temperaturas onde a transformação se dá por um processo de nucleação e crescimento difusional, enquanto o segundo mecanismo ocorre quando a austenita é formada por deslocamento em baixas temperaturas (700°C) (REYES-HERNÁNDEZ *et al.*, 2017). Porém, o rápido resfriamento após o passe de solda impede que a formação da austenita atinja novamente os percentuais anteriores ao processo na região A, que representa a zona fundida. Da mesma forma, as condições também favorecem a formação de ferrita nas zonas termicamente afetadas B e C (VIDEIRA, 2016).

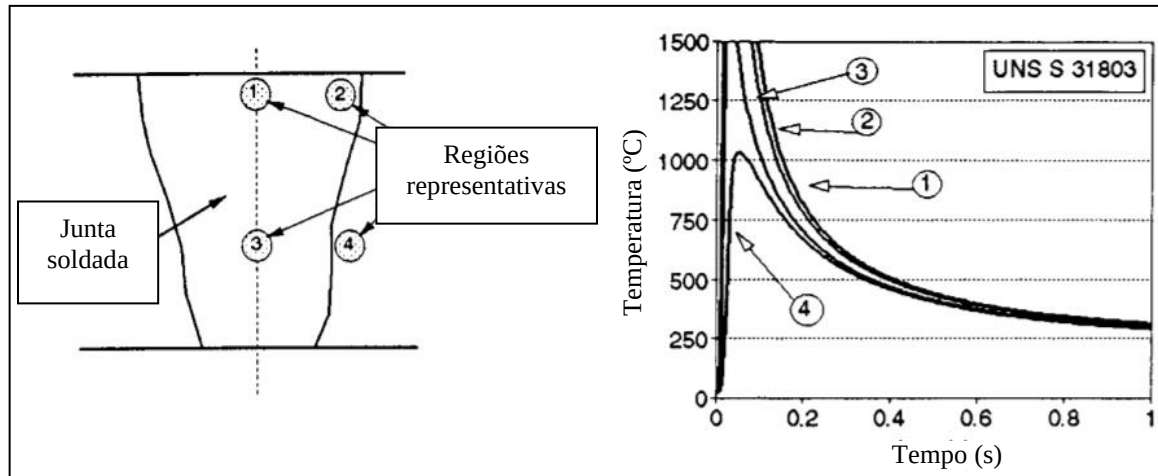
Figura 19 - Resfriamento da junta soldada e da zona termicamente afetada de aços duplex e superduplex.



Fonte: Adaptado de Modenesi (2001).

Estudos anteriores construíram o perfil de temperaturas do material durante a soldagem laser de uma chapa de aço duplex, concluindo que o material resfria rapidamente, inibindo a formação de austenita na junta soldada (ZAMBON; BONOLLO, 1994), atingindo 300°C em menos de 1 segundo após a soldagem (Figura 20), ou seja, bem distante das temperaturas de formação da austenita citadas por Reyes-Hernández *et al.* (2017).

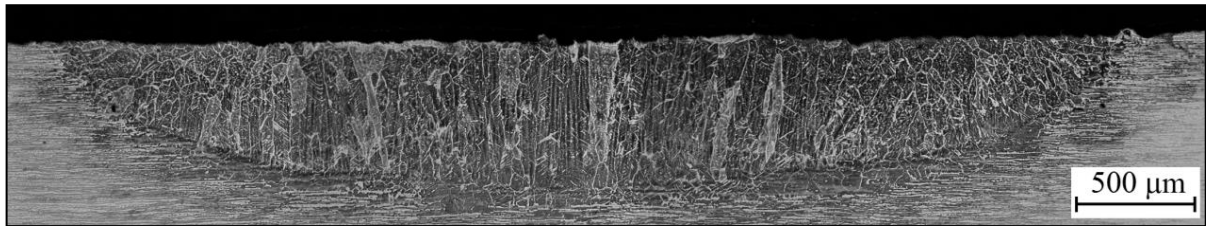
Figura 20 - Variação da temperatura da junta soldada em função do tempo para um processo de soldagem Laser Nd-YAG sem pré-aquecimento de um aço UNS S 31803.



Fonte: Adaptado, pelo autor, de Zambon e Bonollo (1994).

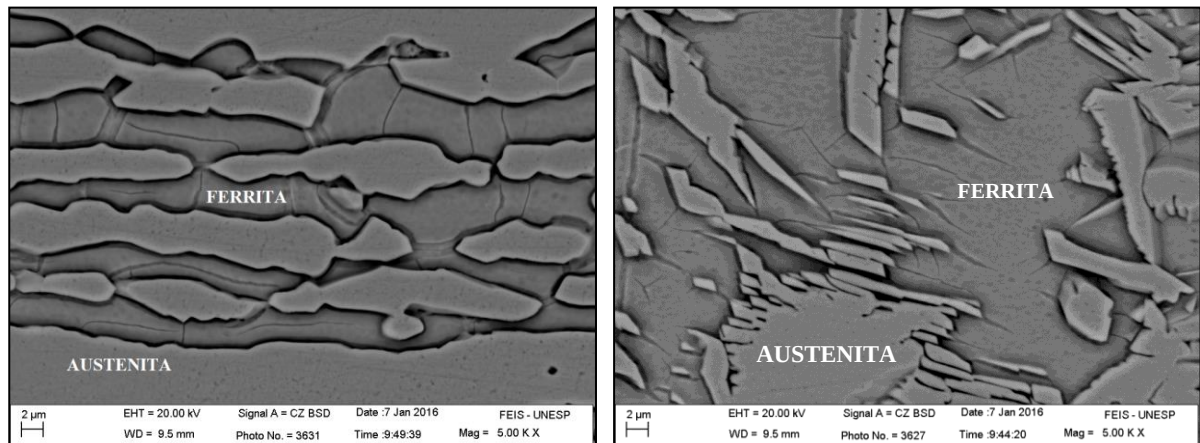
O resultado do resfriamento rápido do processo de soldagem está nas Figuras 21 e 22, onde se observa o desbalanceamento provocado na ZF em um aço inoxidável duplex laminado, onde a morfologia e o percentual das fases foram severamente afetados na zona fundida. Alterações também são notadas além dessa região, caracterizando a zona termicamente afetada (ZTA). As regiões mais escuras são constituídas de δ, enquanto as regiões mais claras são γ.

Figura 21 - Micrografia de microscopia óptica da seção transversal do cordão de solda do aço duplex UNS S32205. Processo de soldagem GTAW.



Fonte: Videira (2016).

Figura 22 - Micrografias de microscopia eletrônica de varredura do (a) metal base e (b) zona fundida. Aço duplex UNS S32205. Processo de soldagem GTAW.



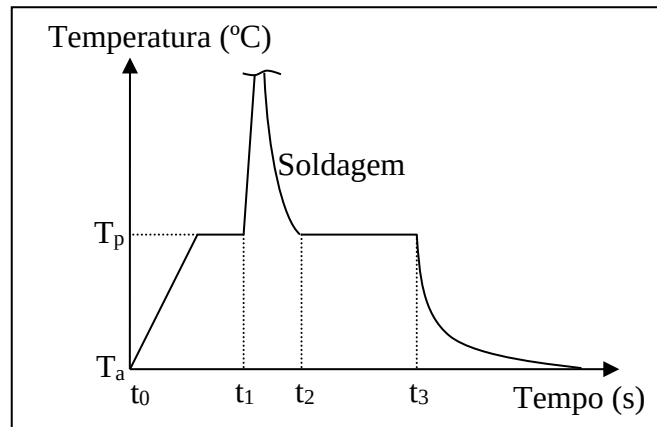
(a)

(b)

Fonte: Videira (2016).

Para controlar o balanceamento das fases durante a soldagem de AID e AISD à laser ou arco elétrico, o uso de metais de adição que favorecem a formação da austenita é muito comum e pesquisas recentes demonstram sua eficácia (MUTHUPANDI *et al.*, 2005; SALES *et al.*, 2016; DA CRUZ *et al.*, 2019). Porém, o níquel, que é um dos elementos estabilizantes da austenita (MODENESI, 2001; CHIAVERINI, 2005) possui um custo elevado e encarece a aplicação industrial. Por isso, a soldagem autógena com o aquecimento do material antes da soldagem (pré-aquecimento) é uma alternativa para assegurar as proporções iniciais das fases. Assim, a temperatura seria mantida por um maior período em valores que estimulem a transformação da ferrita em austenita, sem a necessidade de adicionar outros elementos. Na Figura 23 é apresentada a variação da temperatura em função do tempo para o caso de pré-aquecimento em forno ou resistências, onde T_p é a temperatura de pré-aquecimento e T_a é a temperatura ambiente. O processo de soldagem inicia em t_1 . O uso do pré-aquecimento entre os períodos t_0 e t_3 demanda um custo de energia maior, pois é necessário o aquecimento de toda a chapa a ser soldada, além da diminuição da velocidade de produção quando aplicado em escala industrial.

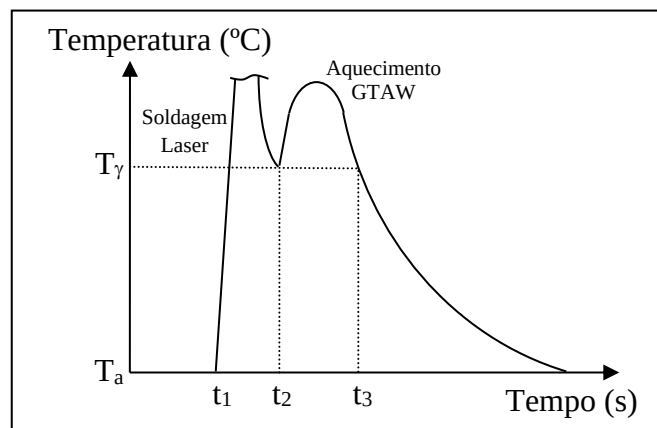
Figura 23 - Variação da temperatura da junta soldada em função do tempo para um processo de soldagem Laser Nd-YAG com pré-aquecimento.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Como visto, a manutenção da temperatura elevada por um período maior que o do ciclo de soldagem convencional é fundamental, sendo este um desafio. Dessa forma, busca-se uma condição que poderá fornecer mais tempo e energia para a formação da austenita a partir da ferrita previamente solidificada imediatamente após o passe de solda. Uma solução para este problema é a aplicação de um passe com o equipamento GTAW antes ou após o passe de soldagem à laser, constituindo uma soldagem híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsado (GTAW-LP). A temperatura no cordão de solda irá variar ao longo do tempo conforme mostrado na Figura 24, favorecendo que o material permaneça acima da temperatura onde se inicia a formação de austenita (T_γ) por mais tempo. O tempo entre t_1 e t_2 é determinado pela velocidade de soldagem e a distância entre a tocha GTAW e o cabeçote laser (distância de trabalho). A temperatura de austenitização do aço UNS S 37250 está entre 800°C e 1000°C (VANDER VOORT, 1991; BHADHESHIA; HONEYCOMBE, 2006).

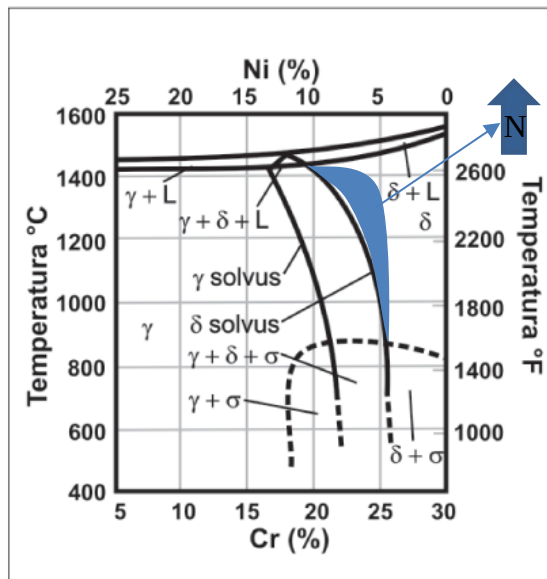
Figura 24 - Variação da temperatura da junta soldada em função do tempo para um processo de soldagem híbrido GTAW-Laser.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Como visto anteriormente, a solidificação dos AISD ocorre através de ferrita primária, a qual se transforma em austenita em seguida e a adição de nitrogênio favorece justamente a formação da austenita (PAIVA *et al.*, 2014; ZHANG *et al.*, 2017, MAFTOUM *et al.*, 2017; NITHIN RAJ *et al.*, 2020). O nitrogênio, portanto, atua deslocando a linha δ solvus do diagrama pseudobinário Cr-Ni-68%Fe (RITONI, 2010), aumentando (região hachurada) a área bifásica (austenita γ + ferrita δ) da Figura 25.

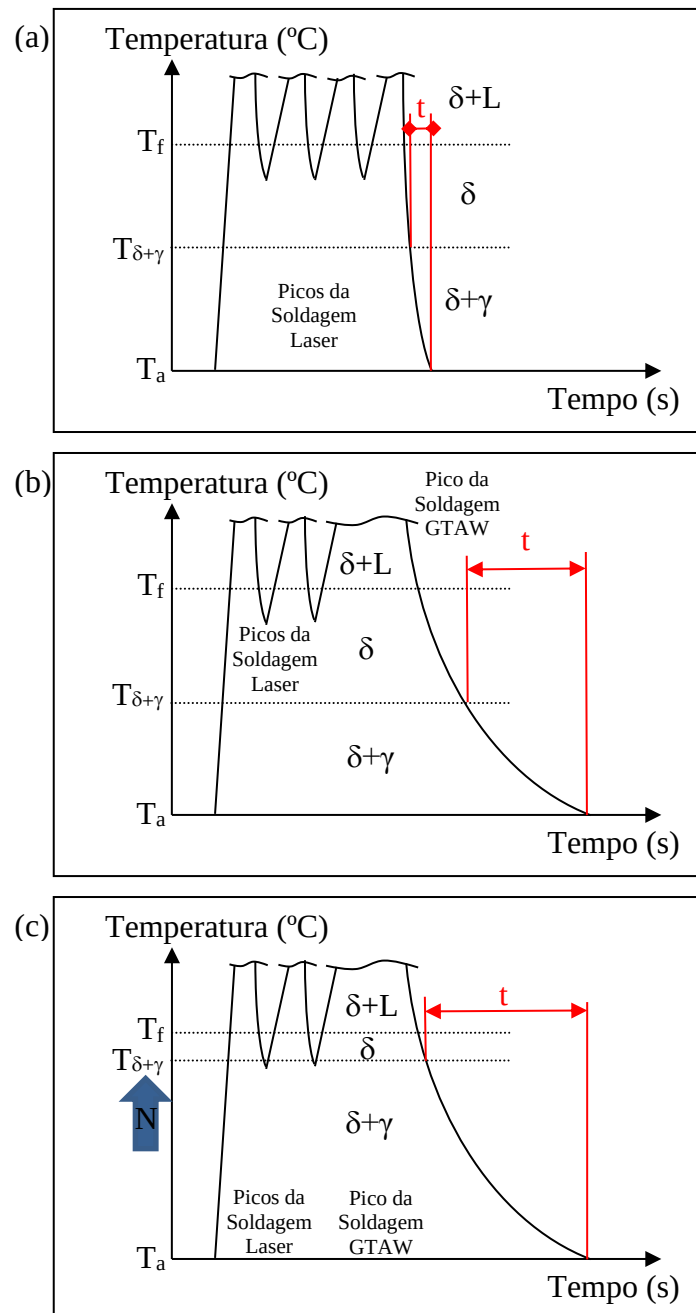
Figura 25 - Diagrama pseudobinário Cr-Ni-68%Fe adaptado pelo autor onde é demonstrado o efeito do N_2 , que amplia o campo bifásico $\delta + \gamma$.



Fonte: Adaptado de Ramírez-Londoño (2001).

Em outras palavras, a adição de nitrogênio na zona fundida do material garante mais tempo para que a ferrita δ se transforme em austenita γ , aumentando o percentual volumétrico desta presente no cordão de solda. Na Figura 26, os gráficos demonstram o efeito do nitrogênio no aumento do tempo para formação da austenita γ durante a soldagem Laser Nd:YAG Pulsada (LP), híbrida GTAW-LP e híbrida GTAW-LP com adição de nitrogênio. Além disso, de acordo com Reyes-Hernández *et al.* (2017), o aumento do aporte térmico garante maior absorção de N na ZF.

Figura 26 - Tempo (t) da zona fundida do material na zona bifásica $\delta+\gamma$ durante o resfriamento na (a) soldagem Laser Nd:YAG Pulsada, (b) Híbrida GTAW-Laser Pulsada e (c) Híbrida GTAW-Laser Pulsada com adição de nitrogênio.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Por fim, ao se comparar as Figuras 26a e 26b com a 26c, é possível concluir que agregar a adição de nitrogênio ao processo híbrido GTAW-LP pode ser uma excelente solução: através da energia do processo GTAW, que já facilita a formação de austenita, haverá um tempo maior e mais energia para a absorção do nitrogênio, consequentemente promovendo maior percentual de austenita na ZF e melhorando sua resistência a corrosão e, ao mesmo tempo garantindo uma maior penetração com o processo LP.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Material

O metal base a ser analisado é o aço inoxidável superduplex UNS S32750 na forma de chapas laminadas com 3,00 mm de espessura. A composição química do metal base foi informada pelo fabricante (Tabela 2).

Tabela 2 - Composição química do AISD UNS S32750 (% em peso).

	C	Cr	Cu	Mo	Mn	N	Ni	P	S	Si	W
Mínimo	-	24,0	-	3,0	-	0,24	6,0	-	-	0,2	0,5
Máximo	0,030	26,0	0,5	5,0	1,2	0,32	8,0	0,035	0,02	0,8	1,0

Fonte: Fornecido pelo fabricante (Realum Ind. e Com. de Metais Puros e Ligas Ltda.).

3.2 Equipamento de soldagem

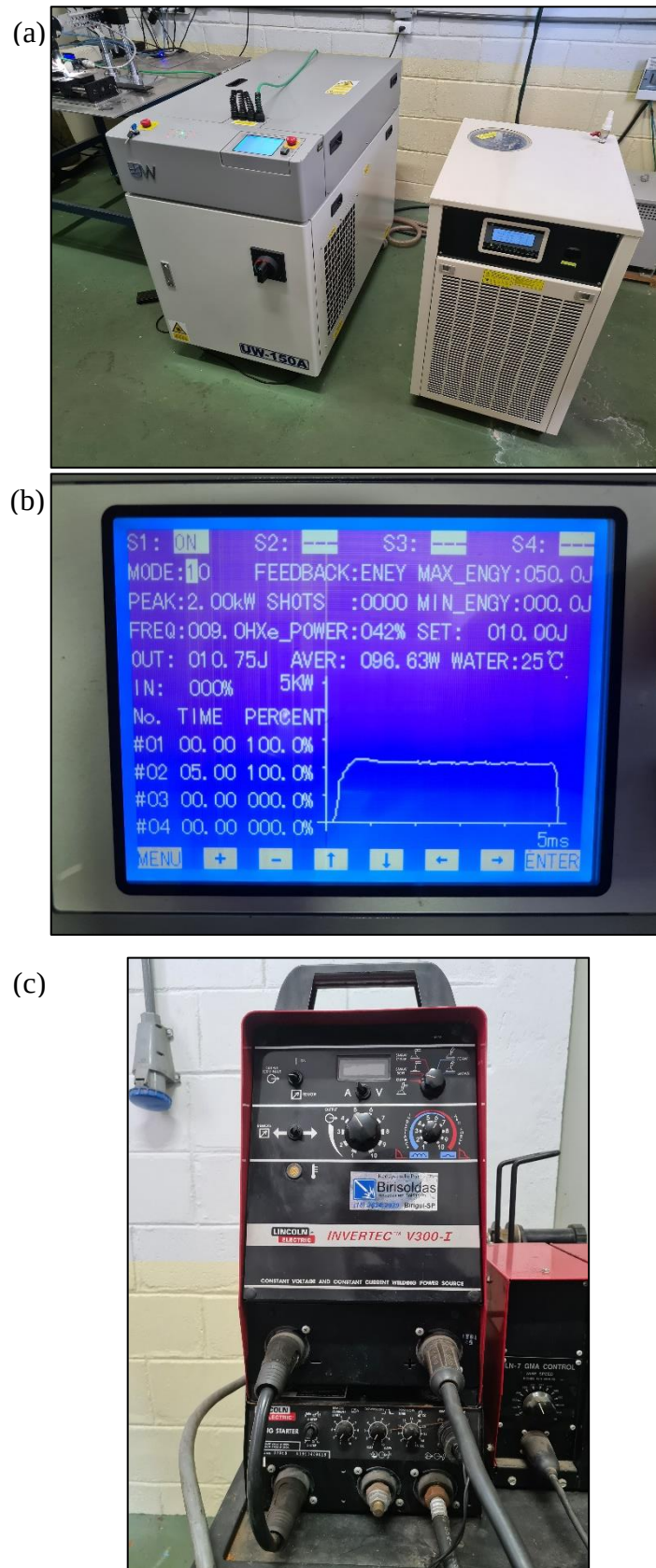
As soldagens Laser Nd:YAG Pulsadas foram realizadas com um sistema laser de estado sólido Nd-YAG, modelo UW 150A, da fabricante United Winners (Tabela 3 e Figura 27a e 27b) na condição pulsada. Para execução da soldagem GTAW e da soldagem híbrida, foi acoplada a uma tocha GTAW de uma fonte retificadora multiprocesso, modelo Invertec V300I (Figura 27c), da fabricante Lincoln Electric, com corrente máxima de 300 A. O processo foi automatizado com o uso de uma "tartaruga" que fixa a chapa a ser soldada, deslocando-a sob a tocha GTAW e o cabeçote laser, em um movimento linear a uma velocidade constante e controlada (Figura 28).

Tabela 3 - Características da fonte laser pulsada.

Modelo	UW 150 A
Tipo de laser	Nd:YAG
Comprimento de onda	1064 nm
Potência máxima do laser	150 W
Potência de pico	7 kW
Energia máxima do pulso	80 J
Largura do pulso	0,5 a 30 ms
Frequência do pulso	1 a 300 Hz
Sistema de posicionamento	Diodo laser vermelho e câmera CCD

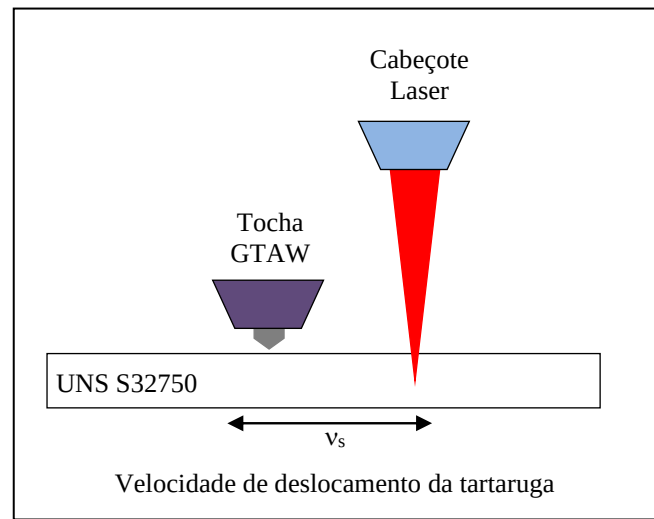
Fonte: Fornecido pelo fabricante.

Figura 27 - Fotografias de: (a) fonte Laser Nd:YAG Pulsada, (b) tela de parâmetros do equipamento laser e (c) fonte GTAW.



Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 28 - Esquema do sistema automatizado de soldagem híbrida GTAW-Laser Nd-YAG pulsado.



Fonte: Elaborado pelo autor.

3.3 Procedimento de soldagem

Foram realizadas soldagens Laser Nd:YAG Pulsado, GTAW e híbridas, todas na condição “*bead on plate*”, utilizando a metodologia descrita a seguir.

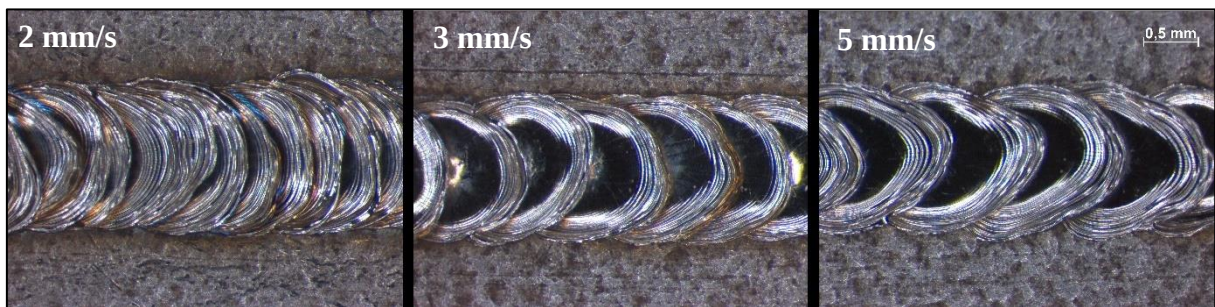
3.3.1 Laser

Para avaliar a influência da contribuição dos parâmetros nas características do cordão de solda e, principalmente, definir a condição ótima da soldagem laser para aplicá-la na soldagem híbrida, foram realizadas soldas em várias condições. A condição ótima para se atingir nos cordões laser foi definida como os parâmetros que permitem obter uma ZF com profundidade aproximada de 1,5mm, ou seja, metade da espessura da chapa do aço UNS S32750. Dessa forma, é possível garantir uma penetração mínima para a chapa ser unida de ambos os lados através do processo proposto.

A busca da condição ótima da soldagem Laser Nd-YAG pulsada foi realizada experimentalmente, controlando-se a frequência, a largura temporal e a potência de pico, de modo que se obtenha cordões com 1,5mm de profundidade na chapa, a uma taxa de sobreposição de 70%. Os resultados de trabalhos anteriores também foram considerados na definição dos parâmetros do processo laser (CRESPO, 2014; VIDEIRA, 2016; FRANZINI, 2016; SALGADO, 2016; KANGDA *et al*, 2017; DEVENDRANATH, 2015; JAGESVAR, 2017; SARAVANAN, 2017; RODRIGUES, 2019).

Em um primeiro momento foram realizadas soldagens variando-se a frequência (3; 4,8; 5,9 e 6 Hz) e velocidade (1; 1,6; 2; 3 e 5 mm/s), porém a clara incidência de defeitos internos e externos na solda provocados pela diminuição da sobreposição dos pulsos ao aumentar os valores de velocidade (Figura 29), levou a conclusão que a velocidade de 2 mm/s com frequência de 5,9 Hz seria a mais adequada. Portanto, a velocidade de soldagem definida foi de 2 mm/s e a frequência foi de 5,9 Hz, promovendo uma sobreposição aproximada de 70% em todas as condições. Uma vez fixadas a velocidade e a frequência, as soldas foram realizadas em duas condições atmosféricas distintas: em gás argônio com vazão de 12 L/min e, em seguida, com adição de um fluxo de gás nitrogênio com vazão de 18 L/min. A Tabela 4 mostra as 23 condições de soldagem executadas e analisadas em ambas atmosferas.

Figura 29 - Vista superior dos cordões comparando a sobreposição dos pulsos da soldagem laser em velocidades de 2, 3 e 5 mm/s. Condição: 2,5kW, 10ms, 5,9Hz.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 4 - Parâmetros da soldagem Laser Nd:YAG pulsada.

Cordão Ar	Cordão N	Potência de Pico (kW)	Largura Temporal (ms)	Energia do Pulso (J)	Aporte Térmico (J/mm)
L1	N1	2	5	10,0	30,0
L2	N2		7,5	15,0	45,0
L3	N3		10	20,0	60,0
L4	N4		12,5	25,0	75,0
L5	N5	2,5	5	12,5	37,5
L6	N6		7,5	18,8	56,3
L7	N7		10	25,0	75,0
L8	N8		12,5	31,3	93,8
L9	N9	3	5	15,0	45,0
L10	-		7,5	22,5	67,5
L11	-		10	30,0	90,0
L12	-		12,5	37,5	112,5
L13	-	3,5	5	17,5	52,5
L14	-		7,5	26,3	78,8

Fonte: Elaborado pelo autor.

3.3.2 GTAW

Buscou-se nos cordões de solda executados com o processo GTAW estabelecer parâmetros que permitem obter um cordão com largura aproximada maior que 1,5 mm. Dessa forma, ao executar a soldagem híbrida, o processo GTAW poderá sobrepor totalmente a superfície do cordão soldado pelo processo Laser.

Para avaliar a influência da energia de soldagem nas características do cordão de solda e, principalmente, definir as condições a serem aplicadas na soldagem híbrida, foram realizadas 5 soldagens em condições distintas, variando-se a corrente entre 20A e 60A (Tabela 5) com fluxo de argônio de 15 L/min. Foi utilizado um eletrodo de tungstênio AWS EWTh2 com 1,5 mm de diâmetro, ângulo de 45°, comprimento do arco de 2 mm e corrente de soldagem tipo corrente contínua com polaridade direta (CCPD). O uso do eletrodo com adição de Th promove uma melhor abertura e estabilização do arco elétrico.

Tabela 5 - Parâmetros da soldagem GTAW.

Cordão	Velocidade (mm/s)	Corrente (A)	Aporte Térmico (J/mm)
T1	2	20	75
T2	2	30	113
T3	2	40	150
T4	2	50	188
T5	2	60	225

Fonte: Elaborado pelo autor.

O aporte térmico (AT) do processo GTAW é apresentado na Equação 5 e está relacionado à eficiência (η), à tensão (V) e à corrente (I) do arco elétrico, sendo inversamente proporcional a velocidade de avanço da soldagem (v_s). Considerou-se uma eficiência de 75%, devido ao ajuste em CCPD (WAINER *et al.*, 1992).

Equação 5 - Aporte térmico no processo GTAW.

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

3.3.3 Soldagem Híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsado

Os parâmetros da soldagem Laser Nd-YAG pulsada que apresentaram menos defeitos e uma penetração satisfatória (maior que 1,5 mm) correspondem ao cordão L7. Seus parâmetros são apresentados na Tabela 6, sendo este escolhido como parâmetro fixo para a execução da

soldagem híbrida. Portanto, em todas as soldagens híbridas, a velocidade foi de 2 mm/s e a frequência foi de 5,9 Hz.

Tabela 6 - Parâmetros da soldagem Laser Nd:YAG pulsada para o processo híbrido.

Cordão	Velocidade (mm/s)	Potência de Pico (kW)	Largura Temporal (ms)	Energia do Pulso (J)	Aporte Térmico (J/mm)
L7	2	2,5	10,0	25	75

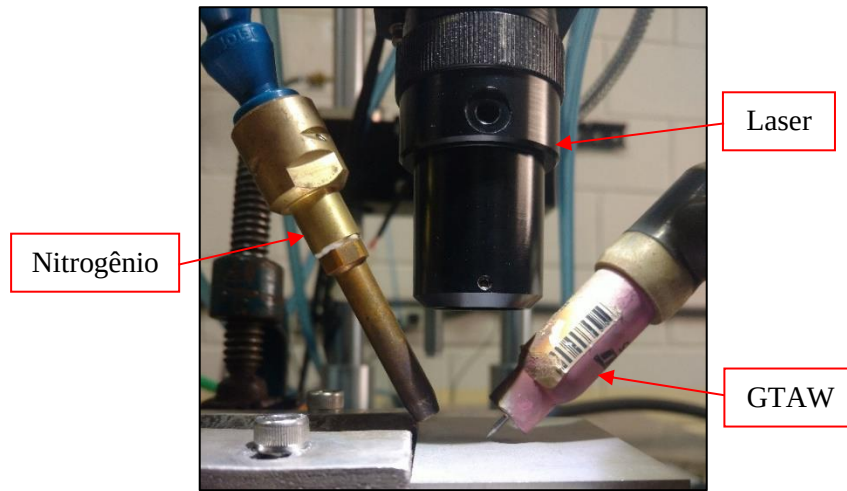
Fonte: Elaborado pelo autor.

A Figura 30, obtida pelo autor no Laboratório de Soldagem da UNESP/FEIS (Universidade Estadual Paulista / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira), mostra o alinhamento do bocal de nitrogênio, do cabeçote laser e da tocha GTAW para o procedimento de soldagem híbrida em atmosfera de nitrogênio. Nota-se que o tempo entre os picos da soldagem laser e do processo GTAW é função da distância entre o bocal laser e a tocha GTAW, dessa forma a disposição da tocha GTAW e do bocal laser foi alternada, gerando cordões híbridos em duas condições:

- Condição P: bocal laser posicionado imediatamente após a tocha GTAW, de forma que aquele dispare após a formação e dentro da poça GTAW no metal (disparo na poça), promovendo um maior aquecimento da região. A distância entre estes foi estabelecida em 2 mm para o caso de disparos do laser na poça GTAW (Figura 31). Esta condição foi definida como HxxP e HxxPN, onde “x” é o valor de corrente do processo GTAW e N indica a adição de nitrogênio.
- Condição R: bocal laser posicionado imediatamente antes da tocha GTAW, de forma que dispare antes da formação da poça GTAW no metal, que promoverá um pós-aquecimento da região e um recobrimento da superfície previamente formada pelo processo laser. A distância entre estes foi estabelecida em 4 mm para o caso do recobrimento da solda laser com GTAW. Esta condição foi definida como HxxR e HxxRN, definidos nos mesmos termos da condição anterior.

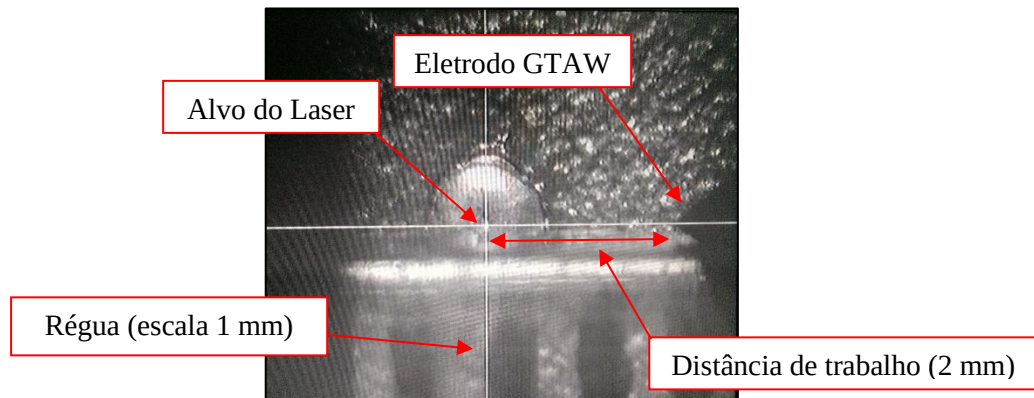
Ambas condições foram realizadas em atmosfera de argônio puro e, em seguida, com adição do fluxo de gás nitrogênio. Os 12 cordões e os respectivos parâmetros do equipamento GTAW para a soldagem híbrida são mostrados na Tabela 7, sendo que o fluxo de argônio foi de 15 L/min e, no caso de adição do nitrogênio (condição N), o fluxo deste gás foi de 18 L/min. Também foi utilizado o eletrodo de tungstênio AWS EWTh2 com 1,5 mm de diâmetro, ângulo de 45°, comprimento do arco de 2 mm e corrente de soldagem CCPD.

Figura 30 - Montagem para soldagem híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsado no Laboratório de Soldagem da UNESP/FEIS.



Fonte: Fotografia obtida pelo autor.

Figura 31 - Visão da câmera do equipamento laser preparado para soldagem híbrida na condição de disparo na poça GTAW.



Fonte: Fotografia obtida pelo autor.

Tabela 7 - Parâmetros GTAW para o processo híbrido.

Posicionamento dos bocais GTAW e Laser	Cordão Ar	Cordão N	Velocidade (mm/s)	Corrente (A)	Aporte Térmico (J/mm)	
					GTAW	Laser
Laser disparado na poça GTAW	H20P	H20PN	2	20	75	75
	H40P	H40PN	2	40	150	75
	H60P	H60PN	2	60	225	75
GTAW recobrando após o Laser	H20R	H20RN	2	20	75	75
	H40R	H40RN	2	40	150	75
	H60R	H60RN	2	60	225	75

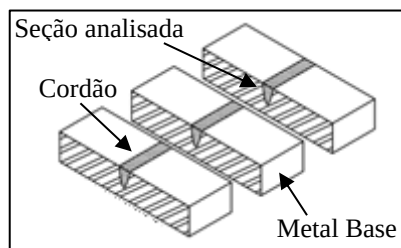
Fonte: Elaborado pelo autor.

Todos os procedimentos de soldagem foram realizados nos laboratórios da UNESP/FEIS.

3.4 Preparação metalográfica

Após a soldagem das chapas, cada cordão de solda foi seccionado em três amostras, com o objetivo de analisar suas superfícies transversais para observação da microestrutura e cálculo da média das dimensões geométricas e do balanço de fases no cordão de solda (Figura 32). Para a caracterização do metal base também foram analisadas três superfícies transversais da chapa.

Figura 32 - Esquema das três seções analisadas de um mesmo cordão de solda.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Todas as amostras destinadas para microscopia óptica foram preparadas de acordo com o seguinte procedimento:

1 - Embutimento a quente utilizando prensas e resina fenólica (baquelite). O embutimento é realizado a fim de facilitar o manuseio da amostra, visto que suas dimensões reduzidas dificultam a manipulação.

2 - Após a realização do embutimento, as amostras foram devidamente identificadas e lixadas. No processo de lixamento foram utilizadas lixas de carboneto de silício (SiC) com as seguintes granulometrias: 220, 400, 600, 1200, 1500 e 2000. A finalidade do lixamento é remover a deformação plástica produzida durante o corte da amostra e obter uma superfície plana e paralela.

3 - A etapa seguinte foi o polimento das amostras com Al_2O_3 (alumina). O objetivo do polimento é retirar os riscos provocados pelo lixamento, fazendo com que a superfície da amostra fique isenta de riscos e tenha aspecto espelhado.

4 - Em seguida as amostras foram limpas com detergente e água corrente.

5 - Ataque químico: este processo é utilizado para revelar a estrutura de um material por ataque sobre a superfície preparada utilizando solução química, que dissolve ou colore regiões distintas (fases ou constituintes). A solução de ataque conhecida como Behara modificado (100

ml H_2O + 20 ml HCl + 0,4 g $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$) é o reagente recomendado para aços inoxidáveis de composição entre 15 e 30% de cromo e 6 a 40% de níquel (ASTM E 407-07, 2015).

6 - Após o ataque químico, as amostras foram limpas novamente com detergente e água corrente, submersas em um banho ultrassônico e secas com álcool e um soprador térmico.

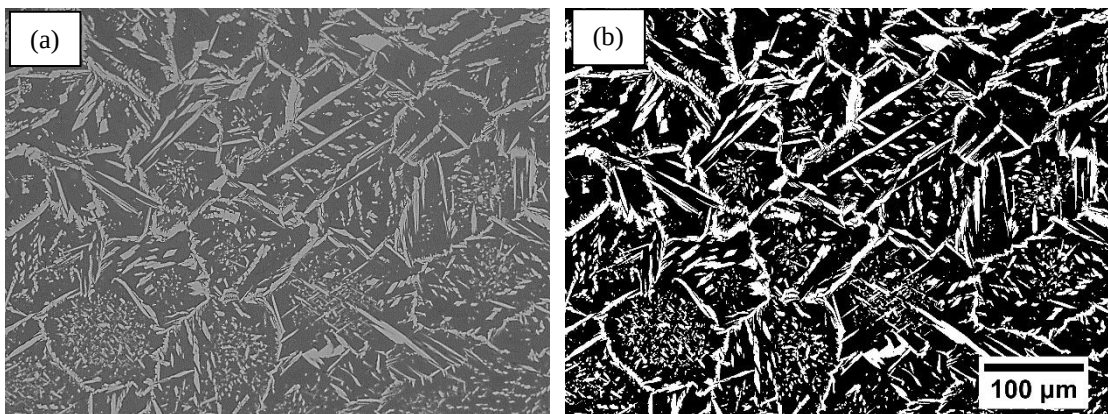
A preparação metalográfica foi realizada nos laboratórios do Dipartimento di Ingegneria Industriale / Università degli Studi di Padova / Itália (DII/UNIPD) e da UNESP/FEIS.

3.5 Análise microestrutural

A morfologia e a fração volumétrica da ferrita e austenita na zona fundida (ZF), na zona termicamente afetada (ZTA) e no metal de base foram analisadas através de imagens obtidas por meio de uma câmera digital acoplada ao microscópio óptico (DII/UNIPD). As imagens foram processadas através do “Image J” (Figura 33), um *software* de edição de imagens de domínio público pautado na plataforma Java que pode ser obtido no sítio <https://imagej.nih.gov/ij/>. Os percentuais de fases observados foram comparados com os resultados de processos de soldagem comuns, com objetivo de superá-los, buscando proporções de 50% de austenita e ferrita. As geometrias (largura e penetração) dos cordões de solda foram aferidas através de imagens obtidas a partir de um estereomicroscópio (UNESP/FEIS). Em todas as imagens as áreas mais claras correspondem a austenita (γ) e as mais escuras, ferrita (δ).

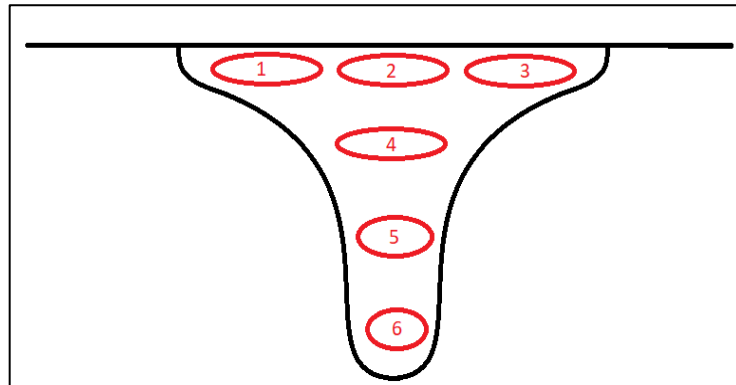
No caso dos cordões híbridos, devido as suas dimensões maiores e geometrias diversas, a análise metalográfica foi feita por áreas, conforme demonstra a Figura 34. As regiões 1, 2, 3 e 4 correspondem às proximidades da superfície do cordão, enquanto as regiões 5 e 6 correspondem à áreas profundas.

Figura 33 - Exemplo de (a) micrografia original e (b) sua versão binarizada pelo software ImageJ para obtenção do percentual de fases.



Fonte: Micrografia obtida pelo autor.

Figura 34 - Áreas analisadas dos cordões híbridos, onde as regiões de 1 a 4 estão mais próximas a superfície e as regiões 5 e 6 são as mais profundas da ZF.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Para o cálculo da fração volumétrica e do desvio padrão foram analisadas 3 seções de cada cordão, sendo que em cada seção, no caso da soldagem laser pulsada, foram aferidas as áreas 2, 4, 5 e 6; na soldagem GTAW as áreas de 1 a 4 e; na soldagem híbrida as áreas de 1 a 6.

3.6 Propriedades químicas

As propriedades químicas da zona fundida dos cordões solda com adição de nitrogênio foram obtidas através de MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura) com o equipamento da Figura 35, com a utilização da técnica de EDS (Espectroscopia por Dispersão de Energia), obtendo-se a composição química na ZF. Neste caso, as amostras seguiram o mesmo procedimento de preparação metalográfica já descrito, exceto com relação ao ataque químico, que não foi realizado para preservar a composição do material e não alterar os resultados.

Figura 35 - Microscópio Eletrônico de Varredura Zeiss EVO LS15 - UNESP/FEIS.



Fonte: Obtida pelo autor.

3.7 Ensaios de corrosão

No Laboratório de Corrosão do DII/ UNIPD, ensaios de corrosão foram executados nas áreas do cordões de solda conforme a norma ASTM G-150 (2013), que consiste em um método de teste padrão de ensaios eletroquímicos para determinação da temperatura crítica de corrosão por pites em aços inoxidáveis. Este ensaio é conhecido como CPT (*Critical Pitting Temperature*). Além do metal base, os cordões ensaiados foram o L7, N7, T1, T5, H20P, H60P, H20R, H60R, H20PN, H40PN, H60PN, H20RN, H40RN, H60RN. O metal base foi ensaiado para servir como referência para os demais resultados, bem como para compará-lo com a literatura. Os cordões L7 e N7 para que se compare se há efeito do nitrogênio na soldagem LP. Os cordões T1 e T5 para comparar os resultados da soldagem GTAW. Além disso, busca-se demonstrar os efeitos prejudiciais de ambos processos isolados na resistência à corrosão do material. Por outro lado, os cordões híbridos em Ar e N foram ensaiados para observar se há melhora na resistência à corrosão em relação aos demais.

Na preparação para o ensaio, a superfície das amostras foram limpas com acetona e álcool e, em seguida, foram protegidas com três camadas verniz termo-resistente, restando aparente apenas uma área exposta de aproximadamente 1 cm² para o ensaio (Figura 36).

Figura 36 - Exemplo de amostra em fase de preparo para o ensaio de corrosão. A amostra está envolvida por um verniz termo-resistente deixando uma região exposta com área aproximada de 1 cm².



Fonte: Fotografia obtida pelo autor.

A área de cada cordão de solda foi exposta em uma solução de NaCl 1M, inicialmente a 0°C. Após um período inicial de estabilização de temperatura, a solução foi aquecida a uma taxa de 1°C/min. Cerca de 60 segundos antes do início da varredura de temperatura, a amostra foi anodicamente polarizada para um potencial acima da faixa de potencial de pite (700 mV). Este potencial foi mantido constante durante todo o ensaio. A corrente foi monitorada durante a variação da temperatura, sendo que a CPT foi definida como a temperatura na qual a corrente

aumenta rapidamente, de acordo com a norma, onde a densidade de corrente excede $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ por 60s.

Os gráficos obtidos foram processados no software LibreOffice Calc, para um melhor ajuste das curvas. Após o ensaio, as regiões de corrosão foram verificadas através de microscopia óptica, certificando que o processo corrosivo ocorreu na superfície da zona fundida (ZF), atestando a qualidade e coerência dos resultados do ensaio. Na Figura 37 é mostrado o aparato para realização do ensaio CPT da UNIPD. Os resultados obtidos foram relacionados ao %V de austenita presente na ZF de cada cordão através do método de regressão linear simples e cálculo do coeficiente de determinação R^2 .

Figura 37 - Aparato para ensaio de corrosão (CPT).



Fonte: Fotografia obtida pelo autor no DII/UNIPD.

3.8 Difração de Raios-X

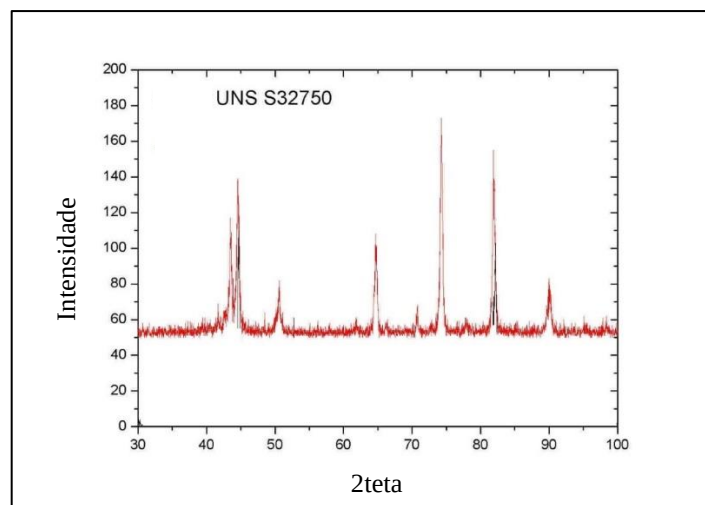
Foi realizado um ensaio de Difração de Raios-X no metal base como recebido, com o intuito da comprovação de que apenas as fases ferrita e austenita façam parte de sua composição quando recebido de fábrica, garantindo que todas as alterações microestruturais sejam ocasionadas exclusivamente ao processo de soldagem. O ensaio foi realizado na Universidade Federal de São Carlos (UFSCar) e as fichas cristalográficas são apresentadas no Anexo A.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Caracterização do metal base

O difratograma de raios-x do metal base (Figura 38) atestou apenas a presença das fases austenita e ferrita. A caracterização do metal base como recebido foi realizada através da análise da fração volumétrica de ferrita (δ) e austenita (γ). A observação por MO e MEV revelou uma fração volumétrica aproximada de 50% de cada fase (Tabela 8) e uma microestrutura típica de um aço inoxidável superduplex, constituída de uma matriz de ferrita com ilhas de austenita alongadas no sentido de laminação (Figura 39), assim como obtido por Heping e Xuejun (2012) e Rodrigues *et al.* (2019). Também não se observou a presença de fases frágeis durante a análise das micrografias. O ensaio CPT (Figura 40) obteve o valor de 92°C (Figura 41), sendo compatível com o que se encontra na literatura (SOUZA *et al.*, 2011; GUO *et al.*, 2018; GENNARI *et al.*, 2018). Dessa forma, o metal base estava em perfeitas condições para a realização do estudo proposto.

Figura 38 - Difratograma de Raios-X do metal base.



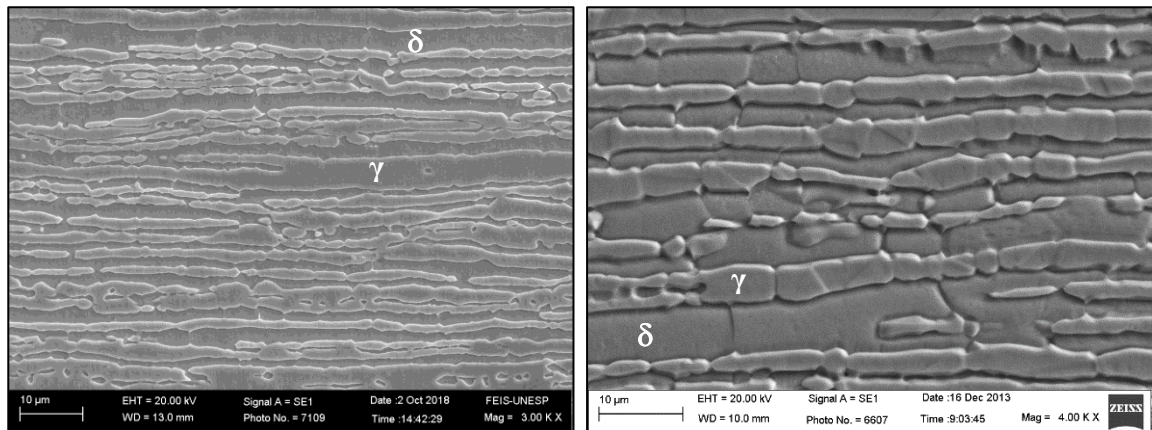
Fonte: Adaptado pelo autor.

Tabela 8 - Percentual de fases do metal base.

Austenita (%)	Ferrita (%)	Desvio Padrão ±
49,9	50,1	0,3

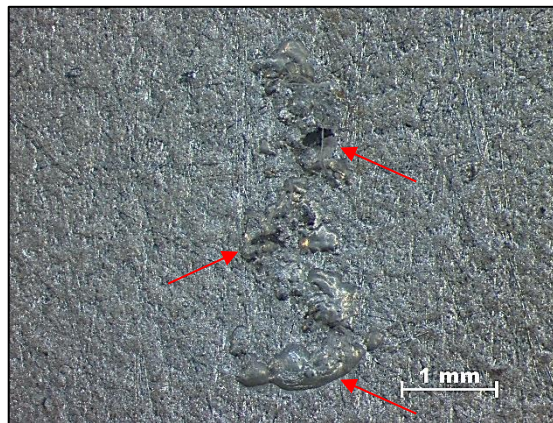
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 39 - Micrografias de MEV (elétrons secundários) do aço UNS S32750 como recebido, com grãos alongados no sentido de laminação do material e fração das fases γ e δ de aproximadamente 50%.



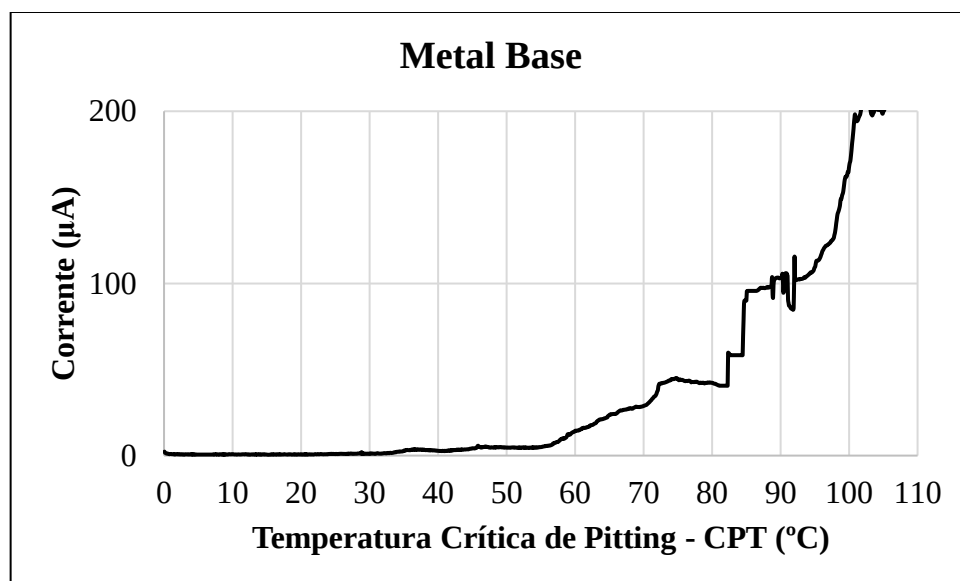
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 40 - Macrografia da superfície do metal base após o ensaio CPT com indicação dos pites.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 41 - Gráfico do ensaio CPT do metal base, evidenciando a corrente atingindo 100 μ A à uma temperatura de 92°C.



Fonte: Elaborado pelo autor.

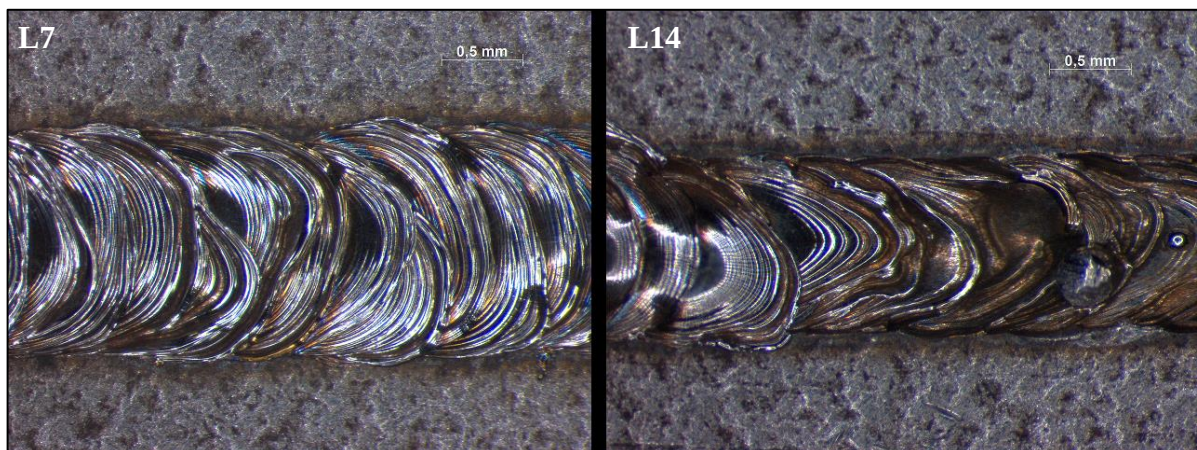
4.2 Soldagem Laser Nd:YAG Pulsada

4.2.1 Condições geradoras de defeitos

Foi observada a formação de defeitos quando utilizados valores de energia de 2,5kW ou superiores, bem como o uso de velocidades acima de 2 mm/s. A Figura 42 apresenta a comparação da vista superior de dois cordões de testes resultantes de soldagem laser Nd:YAG pulsada. O ajuste inadequado da energia de soldagem provoca defeitos superficiais evidentes (à direita). Nas imagens da Tabela 9 é possível observar as falhas ocasionadas em condições com energia de pico de 3,5 kW. Notam-se porosidades e perda de material na ZF.

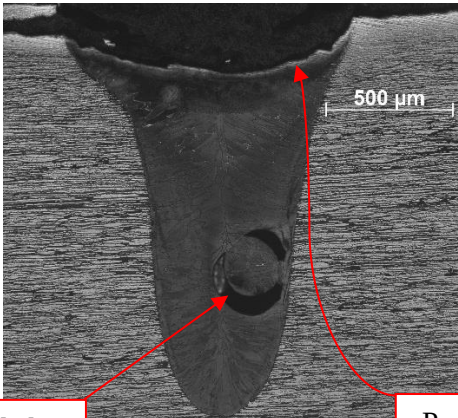
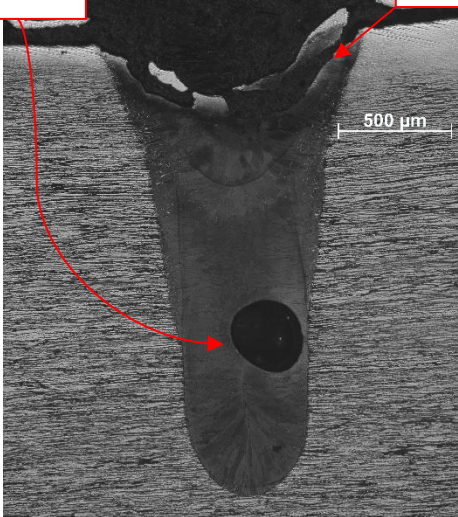
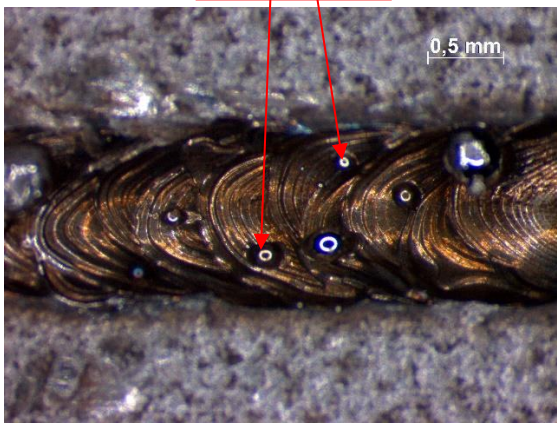
Essas imperfeições são explicadas pela incidência da luz do laser em uma camada superficial muito fina, onde a condução térmica forma um reservatório líquido do metal. Devido à alta intensidade, a temperatura da superfície excede a temperatura de vaporização do aço, provocando a perda de material. Isso promove a formação de um canal (*keyhole*), que é preenchido pelo plasma, permitindo a passagem do feixe para o interior, causando um aumento da capacidade de absorção, uma vez que a luz incidente irá saltar das paredes do canal formado, provocando explosões e respingos em torno do cordão de solda (MOHAMMED *et al*, 2017a e 2017b; STEEN, 2010; READY, 1997).

Figura 42 - Comparação da superfície dos cordões de solda L7 e L14 Laser Nd:YAG Pulsado, onde o cordão L14 apresenta imperfeições superficiais como respingos e perda de material.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 9 - Defeitos na soldagem Laser Nd:YAG pulsado em condições de maior aporte térmico.

Cordão	Seção	Vista Superior
L13		
L14		

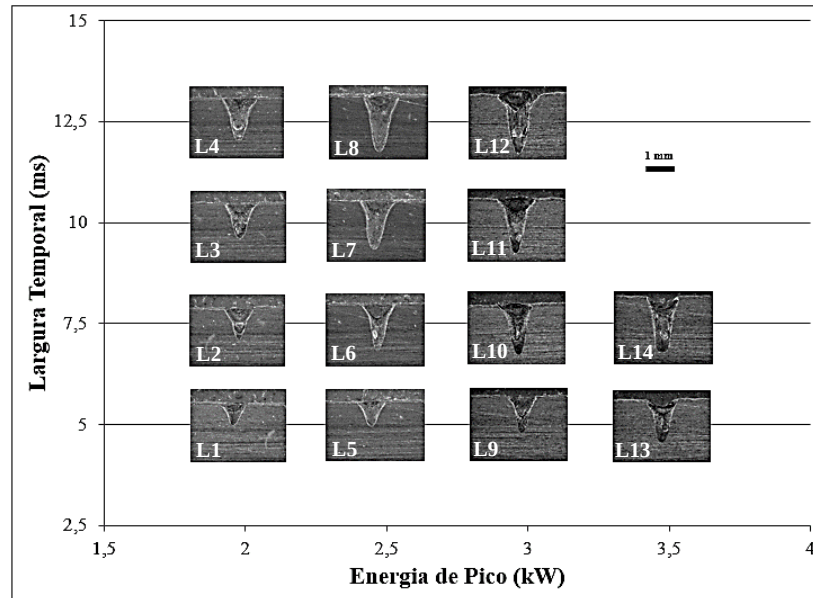
Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.2 Análise geométrica

A análise das geometrias dos cordões de solda resultou na elaboração da Figura 43, que indica os parâmetros e as imagens obtidas de cada seção soldada. Os gráficos apresentados na Figura 44 confirmam que a geometria do cordão de solda está diretamente relacionada com as variações dos parâmetros envolvidos no processo de soldagem a laser, principalmente com o aporte térmico. A Figura 45 mostra que os cordões apresentaram bom acabamento superficial, com ausência de defeitos visíveis. A profundidade e a largura (Tabela 10) apresentaram uma pequena variabilidade ao longo de cada cordão, devido aos pulsos de laser. Comparando cordões de solda com valores de aporte térmico aproximados, não há diferenças geométricas significativas em sua geometria, concluindo que para essa faixa de valores (2-3 kW de energia de pico), largura temporal e a própria energia de pico, isolados, não são parâmetros

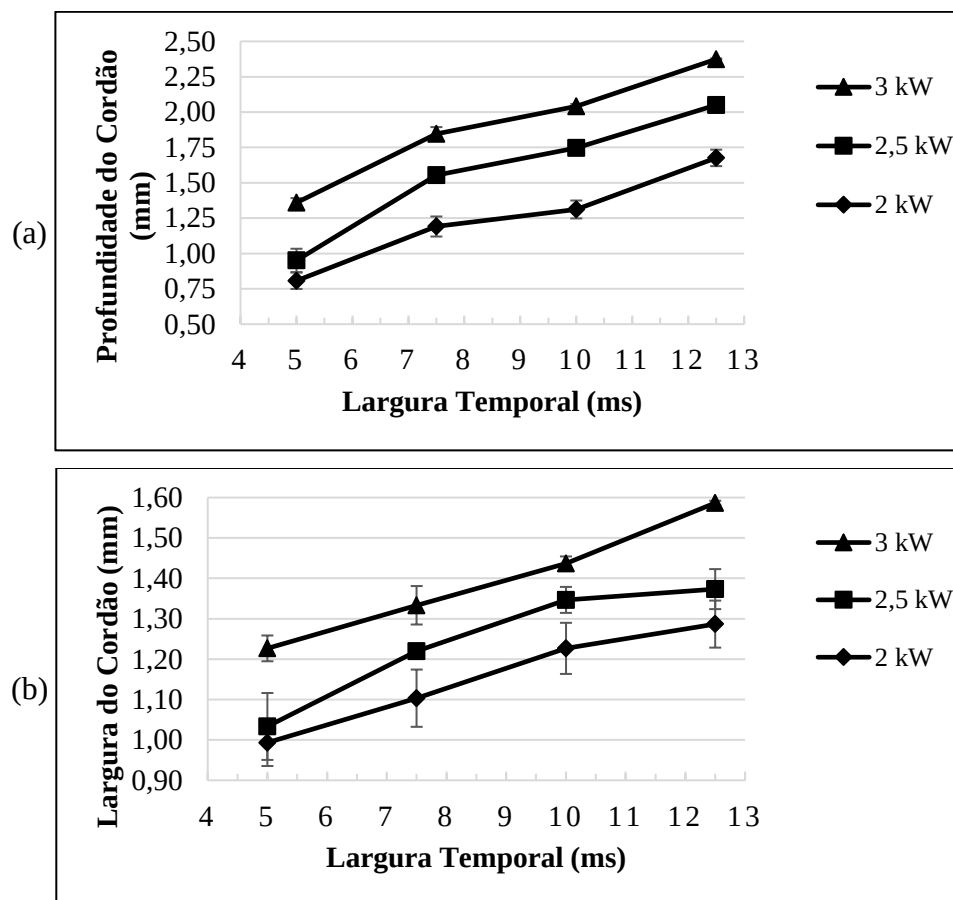
determinantes para geometria de cordões de solda, confirmando que somente o aporte térmico é efetivo para o aumento das dimensões.

Figura 43 - Esquema das dimensões da solda relacionadas ao aporte térmico aplicado.



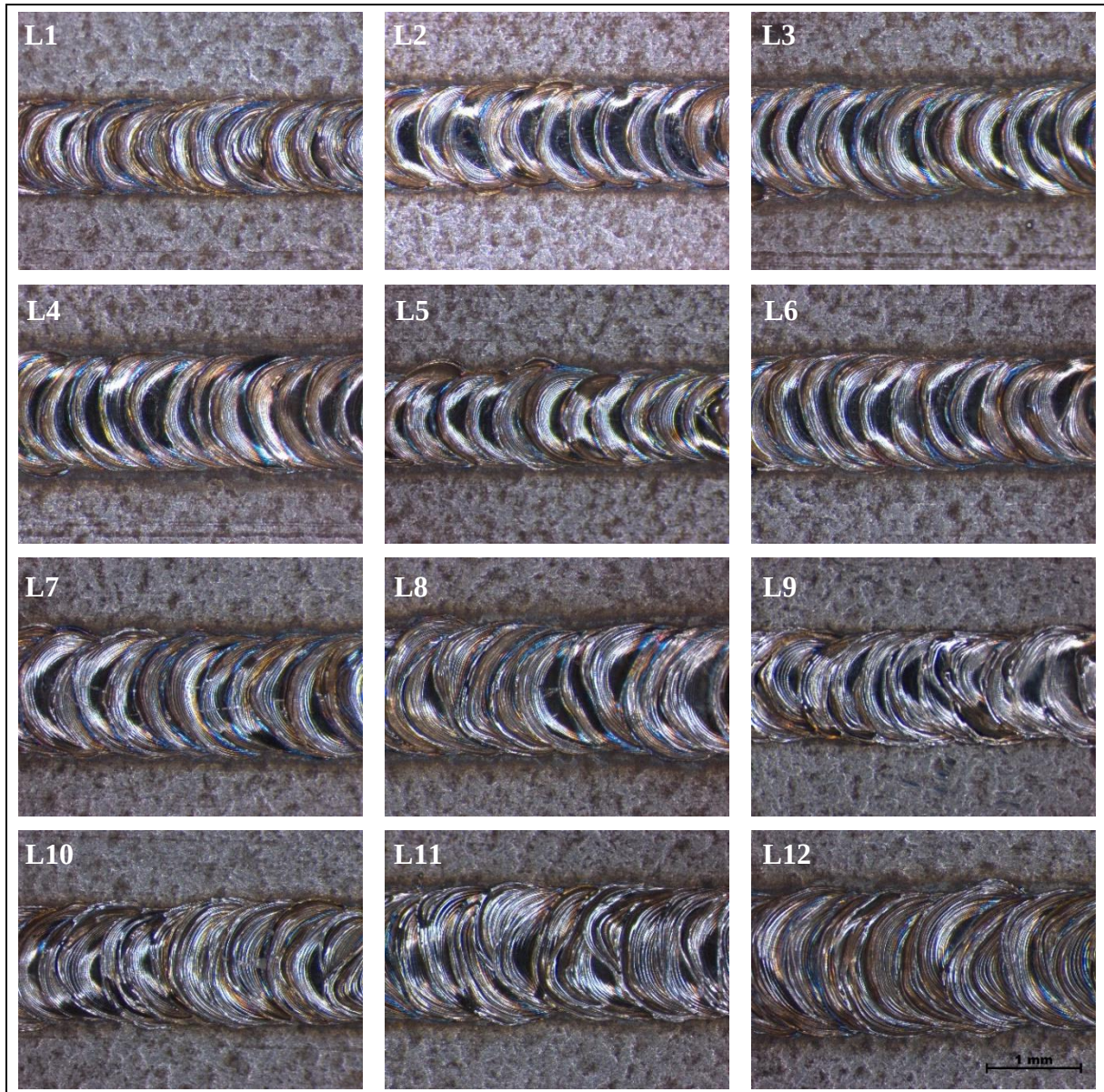
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 44 - Influência da largura temporal e da potência de pico na (a) largura e (b) profundidade do cordão.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 45 - Vista superior dos cordões L1 a L12, apresentando ausência de defeitos e bom acabamento superficial.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 10 - Dimensões dos cordões produzidos com Laser Nd:YAG Pulsado.

Cordão	AT(J/mm)	Profundidade (mm)	Largura (mm)
L1	30,0	0,81 ± 0,06	0,99 ± 0,06
L2	45,0	1,19 ± 0,07	1,10 ± 0,05
L3	60,0	1,31 ± 0,06	1,23 ± 0,03
L4	75,0	1,68 ± 0,06	1,29 ± 0,06
L5	37,5	0,95 ± 0,08	1,03 ± 0,02
L6	56,3	1,55 ± 0,01	1,22 ± 0,04
L7	75,0	1,75 ± 0,03	1,35 ± 0,04
L8	93,8	2,05 ± 0,05	1,37 ± 0,04
L9	45,0	1,36 ± 0,03	1,23 ± 0,02
L10	67,5	1,85 ± 0,05	1,33 ± 0,03
L11	90,0	2,04 ± 0,02	1,44 ± 0,06
L12	112,5	2,37 ± 0,01	1,59 ± 0,06
L13	52,5	1,55 ± 0,05	1,13 ± 0,04
L14	78,8	2,04 ± 0,07	1,18 ± 0,03

Fonte: Elaborado pelo autor.

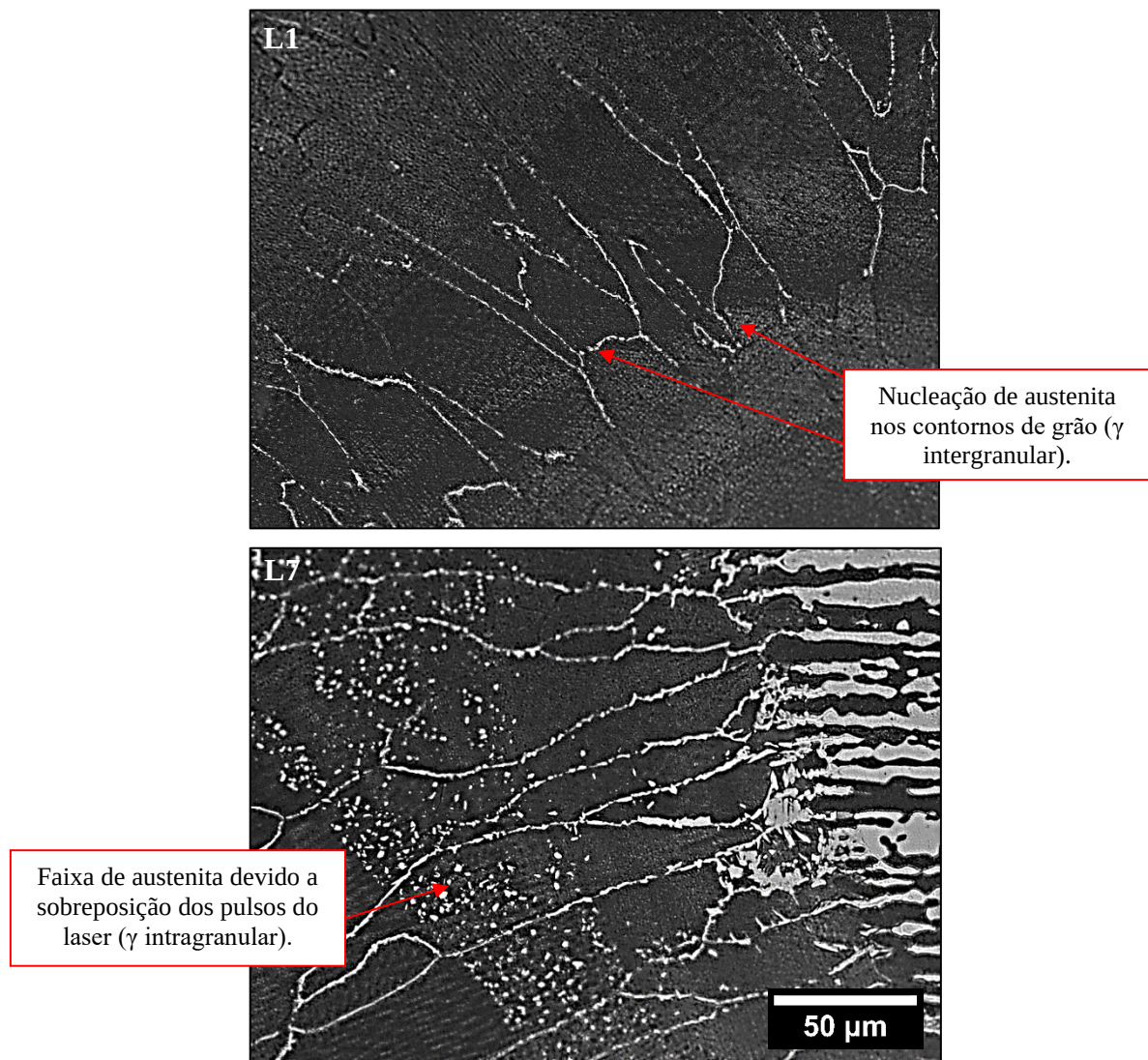
4.2.3 Análise microestrutural

Constatou-se que a microestrutura nos cordões de solda é constituída de ferrita primária cuja orientação segue a direção de extração de calor durante a soldagem (Figura 46). Essas características estão de acordo com as descrições de Modenesi (2001) e Mohammed *et al* (2017a e 2017b), onde afirmam que em materiais com alta razão Cr / Ni, a solidificação na fusão ocorre apenas com a formação da ferrita, seguida pela nucleação da austenita nos limites de grão da ferrita já solidificada. O metal de solda possui uma microestrutura de matriz ferrítica, com menor quantidade de austenita que o metal base. Além disso, na Figura 46 (L7) é possível notar bandas de austenita intragranular devido aos pulsos de laser que se sobrepõem, fornecendo mais energia para sua nucleação no interior dos grãos (MAGALHÃES *et al.*, 2017).

Os altos valores de energia de soldagem para o curto período de tempo do pulso de laser não mantiveram por tempo suficiente o material na temperatura necessária para ocorrer a transformação em maior escala de ferrita para austenita. Algumas regiões da ZF sequer apresentaram grãos de austenita visíveis ao microscópio, como mostra a Figura 47. Assim, em todos os cordões soldados somente com laser, as frações volumétricas de austenita,

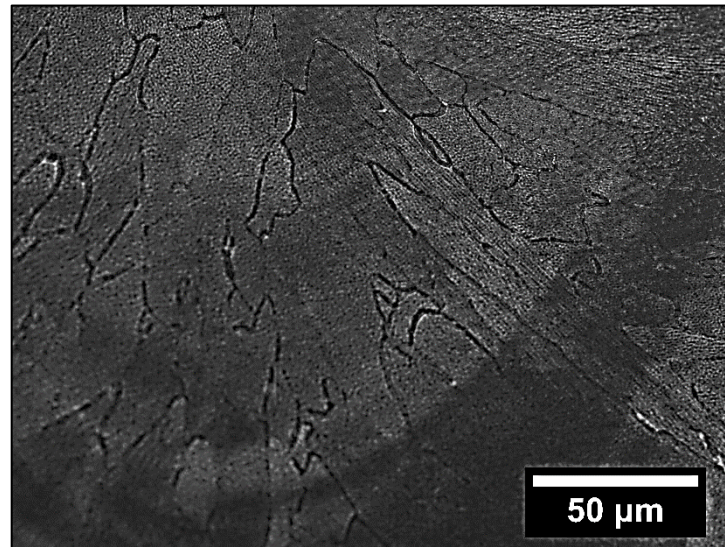
considerando ainda regiões específicas da ZF, variaram de 0,01 a 8%, corroborando com estudos anteriores que demonstram uma diminuição de austenita na ZF quando são usados processos com aportes térmicos menores e resfriamento mais rápido (KANGDA *et al*, 2017; DEVENDRANATH, 2015; JAGESVAR, 2017; SARAVANAN, 2017). A ZTA apresentou-se muito pequena, sendo imperceptível à visualização, não sendo possível delimitá-la (Figuras 48 e 49). Portanto, foi confirmado que o estado da arte atual da soldagem Laser Nd:YAG pulsada no aço UNS S32750 produz juntas desbalanceadas. A alta fração volumétrica de ferrita encontrada no metal de solda pode ser prejudicial a resistência à corrosão, o que pode causar um desempenho ruim em testes CPT.

Figura 46 - Micrografias ópticas dos cordões L1 e L7.



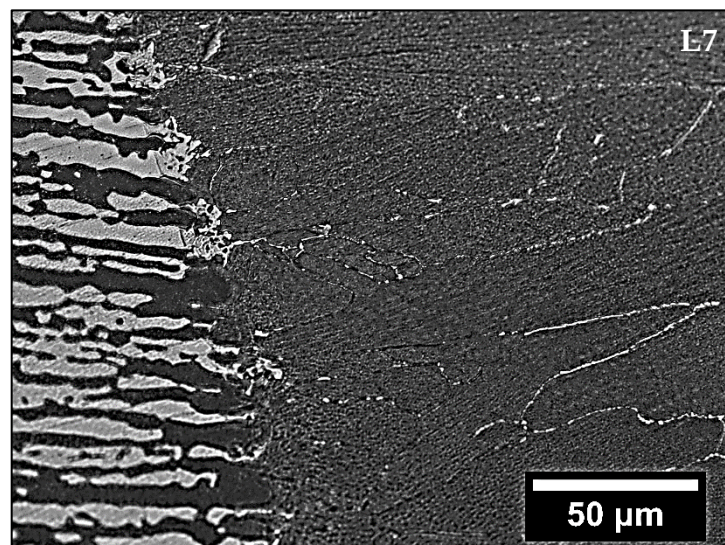
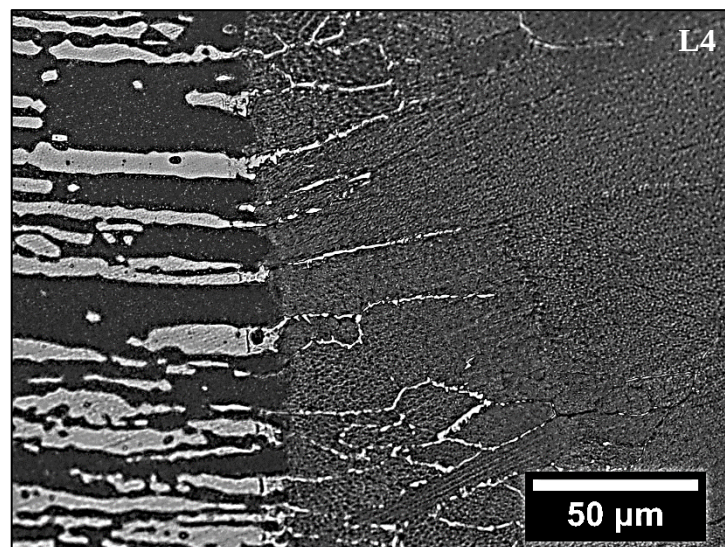
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 47 - Micrografia do interior do cordão L1 onde a presença de austenita é imperceptível.



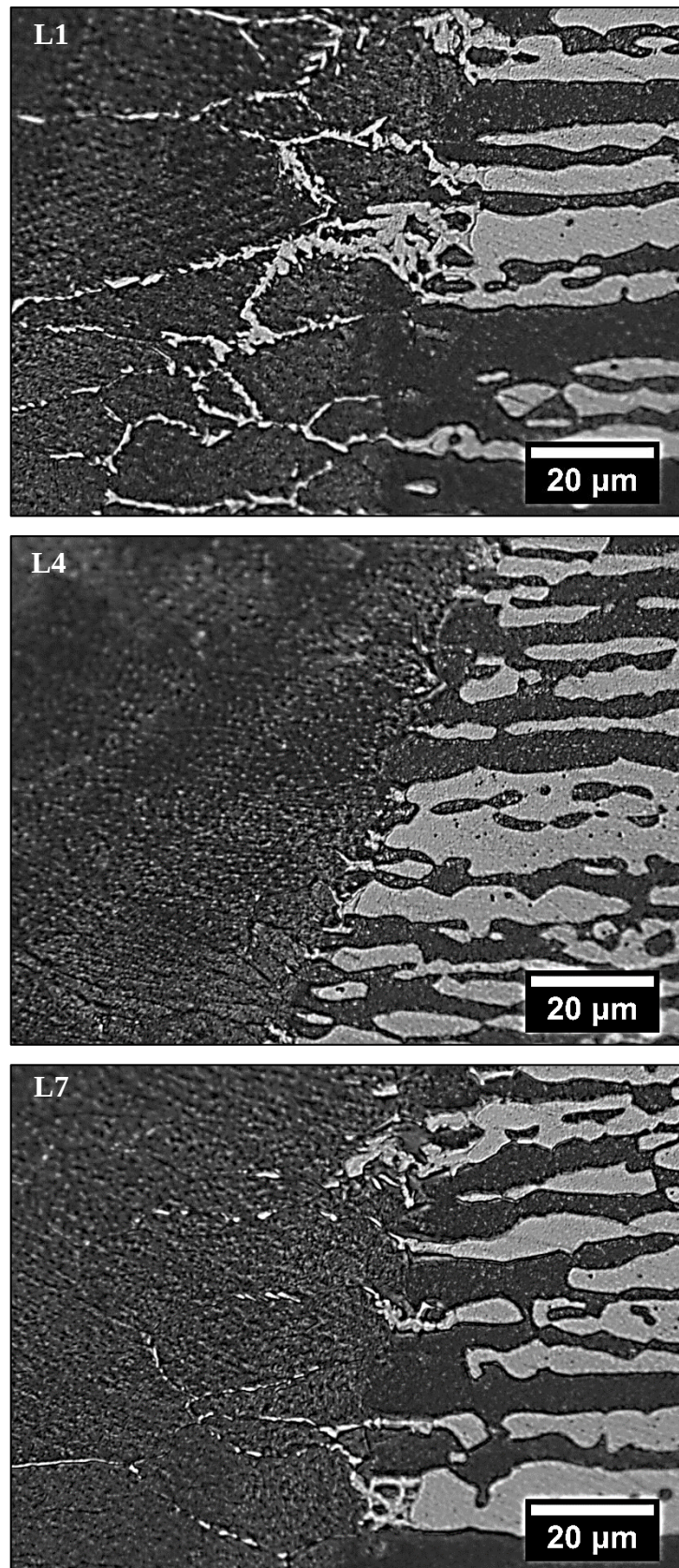
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 48 - Zona de transição entre MB e ZF dos cordões L4 e L7, sendo a ZTA imperceptível.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 49 - Zona de transição entre MB e ZF dos cordões L1, L4 e L7, sendo imperceptível a ZTA.



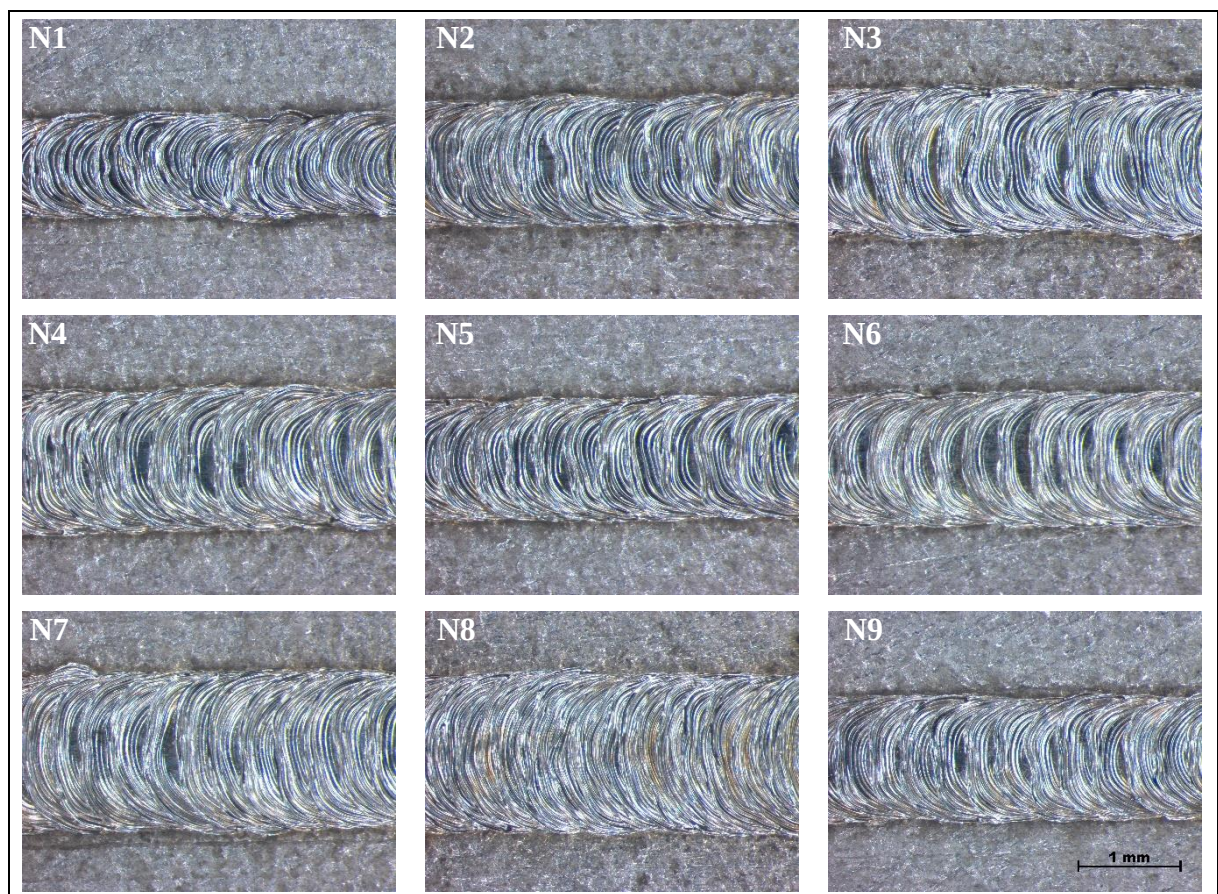
Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.4 Laser Nd:YAG Pulsado em atmosfera de nitrogênio

Os cordões executados apenas com o Laser Nd:YAG pulsado em atmosfera de nitrogênio não apresentaram variação geométrica significativa (Figura 50), tampouco se observou alteração no balanço de fases ou na morfologia dos microconstituintes, ao se comparar com as condições realizadas em atmosfera de argônio, já mostradas nos Tópicos 4.2.2 e 4.2.3. A quantidade volumétrica de austenita, assim como na soldagem laser sem gás nitrogênio, também se manteve, aproximadamente, entre 0,01 e 8% em todas as condições (Figura 51). A justificativa é que o tempo de solidificação e resfriamento da zona fundida é muito curto para que o nitrogênio possa interagir com a região. Dessa forma, a adição de nitrogênio para a soldagem laser Nd:YAG pulsada no aço UNS S32750 com aporte térmico variando entre 30 e 112,5 J/mm se mostrou ineficaz.

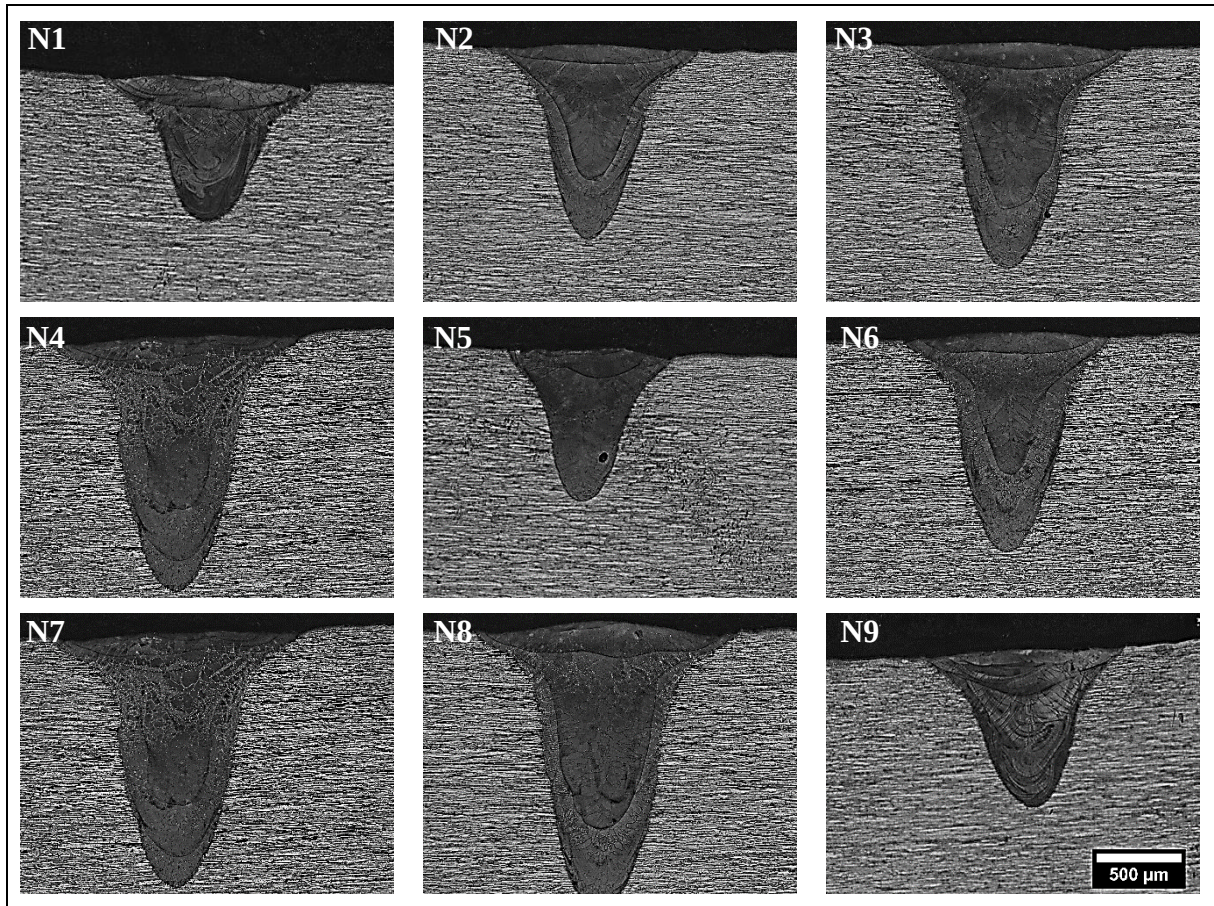
As condições de maior energia (que corresponderiam de L9 a L14) não foram executadas novamente com o fluxo de nitrogênio devido aos demasiados defeitos, uma vez que a alteração da atmosfera não mostrou influência sobre estes fenômenos.

Figura 50 - Vista superior dos cordões N1 a N9.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 51 - Micrografias ópticas dos cordões de N1 a N9, todos com fração volumétrica de austenita menor que 8%.

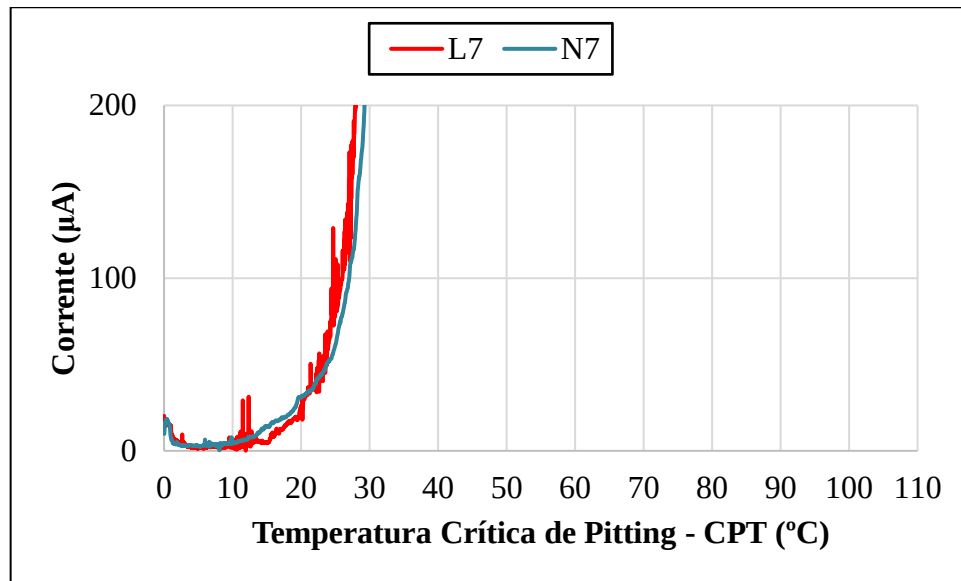


Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.5 Análise de Temperatura Crítica de Pitting (CPT)

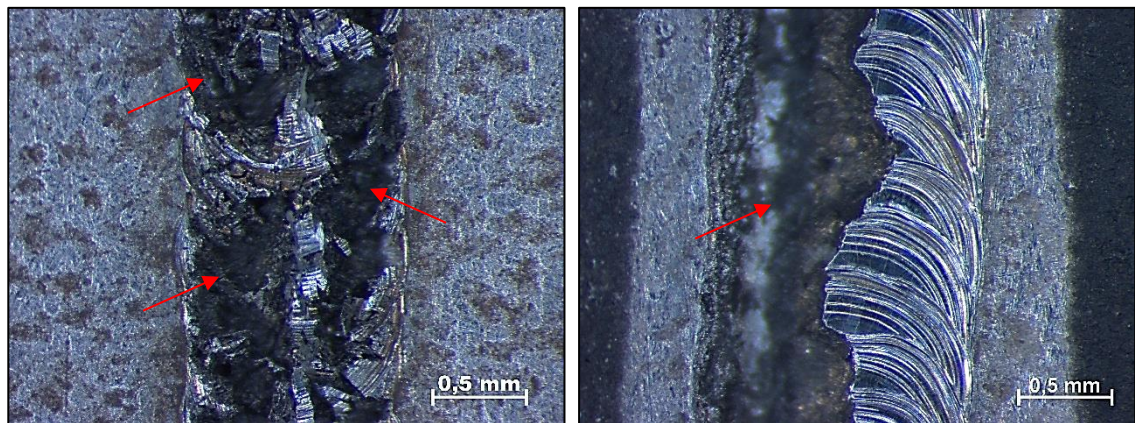
Ensaio de temperatura crítica de corrosão por pites (CPT) foram executados nos cordões de solda L7 e N7, já que estes apresentaram as características geométricas desejáveis para o processo híbrido, resultando nas curvas da Figura 52 e macrografias da Figura 53, atingindo valores de CPT de 26°C e 27°C, respectivamente. Os valores foram bem abaixo do metal base, justificado pelo percentual maior de ferrita presente na ZF. Portanto, o processo Laser Nd:YAG pulsado mostrou-se prejudicial às propriedades de resistência à corrosão, principalmente devido à acentuada diminuição do percentual de austenita e ao aumento de ferrita δ na junta soldada. Dessa forma, busca-se no processo híbrido (Tópico 4.3) e na adição de nitrogênio (Tópico 4.4) uma alternativa para melhora do balanço de fases.

Figura 52 - Gráfico do ensaio CPT do metal base, evidenciando a corrente atingindo 100 μ A à uma temperatura de 26°C para a curva L7 e 27°C para a curva N7.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 53 - Macrografias dos cordões L7 e N7 após o ensaio CPT com indicação dos pites.



Fonte: Elaborado pelo autor.

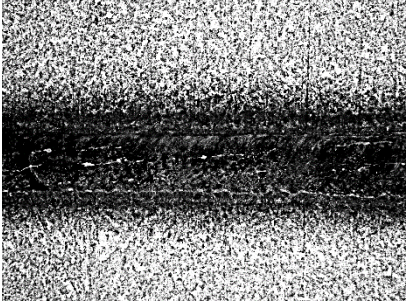
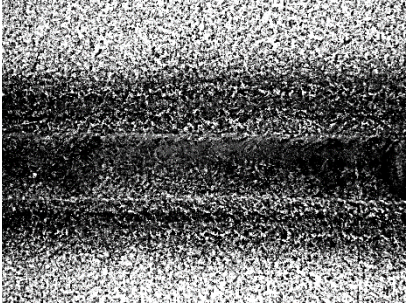
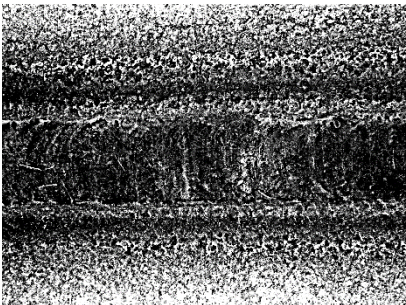
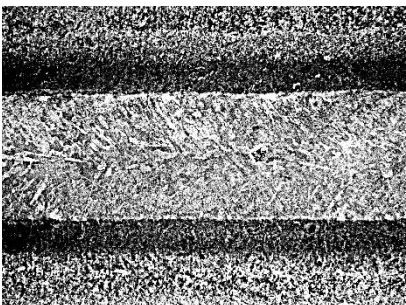
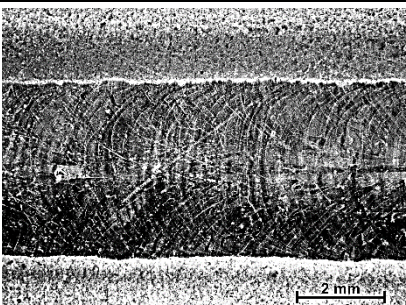
4.3 Soldagem GTAW

4.3.1 Análise geométrica

A Tabela 11 apresenta as dimensões obtidas e, como esperado, o aumento do aporte térmico gera uma maior profundidade e largura dos cordões de solda. Porém, a soldagem GTAW produziu cordões com dimensões mais largas do que profundas (Tabela 11). Dessa forma, seriam necessárias condições mais agressivas (com maior aporte térmico) para obter uma maior penetração. Um eventual aumento da energia inserida produziria cordões ainda mais

largos, promovendo um aumento da área de contato da zona fundida com o meio externo, que é uma região deficiente em austenita, facilitando ainda mais a corrosão do material.

Tabela 11 - Dimensões e macrografias dos cordões GTAW.

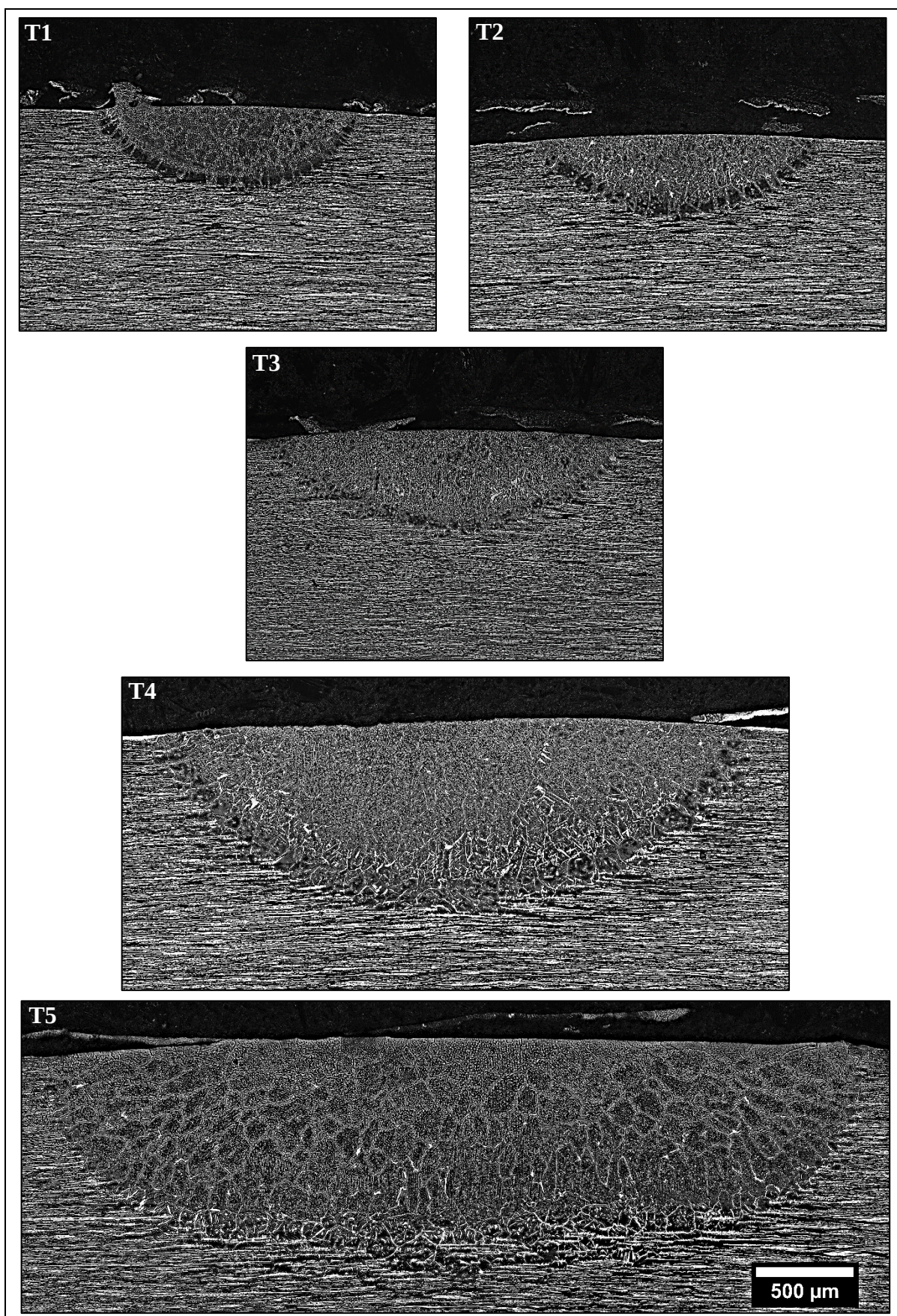
Cordão	Vista Superior	Prof. (mm)	Larg. (mm)
T1		$0,40 \pm 0,02$	$1,42 \pm 0,02$
T2		$0,42 \pm 0,02$	$1,54 \pm 0,02$
T3		$0,54 \pm 0,01$	$2,02 \pm 0,04$
T4		$0,89 \pm 0,03$	$2,90 \pm 0,05$
T5		$1,00 \pm 0,03$	$4,04 \pm 0,07$

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.3.2 Análise microestrutural

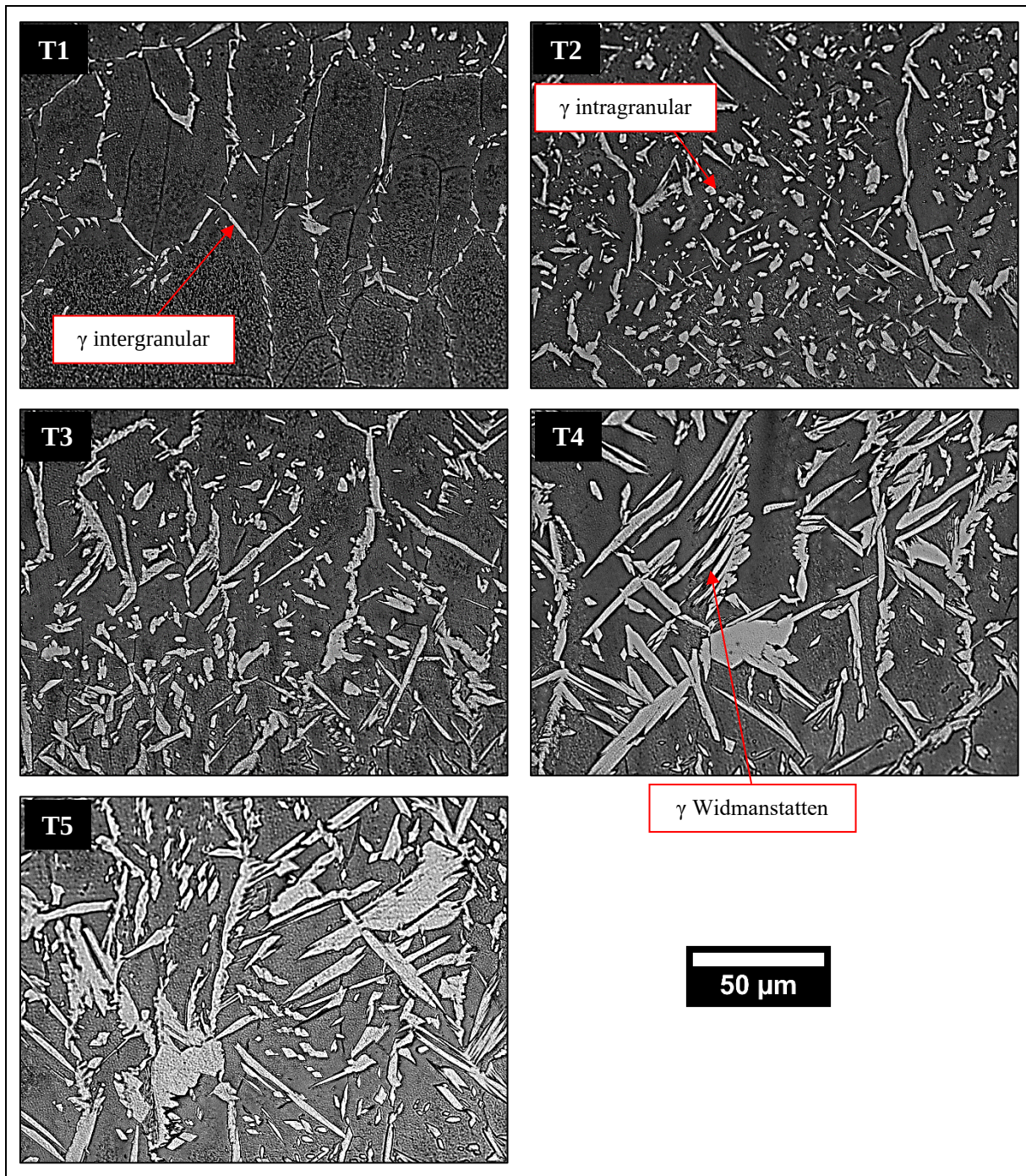
A morfologia da microestrutura apresenta crescimento epitaxial dos grãos no sentido de extração do calor (Figura 54). Em comparação ao processo de soldagem LP, devido a maior energia inserida pelo processo GTAW, obteve-se um percentual maior de austenita. A morfologia da austenita presente na ZF (Figura 55) é característica de nucleação intergranular e intragranular, além do crescimento em placas, conhecido como austenita de Widmanstätten, corroborando com estudos prévios. Além disso, austenita de Widmanstätten não ocorre em aportes térmicos mais baixos devido a esta ser resultado do desprendimento de placas de austenita previamente formadas nos contornos de grão (γ intergranular) (FONSECA *et al.*, 2016; VIDEIRA, 2016; MAGALHÃES *et al.*, 2017; VARBAI *et al.*, 2019). Tal tese é reforçada pelo aumento do percentual de austenita presente de maneira proporcional ao aumento da energia de soldagem GTAW entre os cordões T1 e T2 (Tabela 12). Porém, este efeito se estabiliza entre os cordões de T2 a T5 devido a maior área superficial afetada com a manutenção do comprimento do arco elétrico, sendo distribuída a energia e mantendo-se o percentual de austenita em torno de 21% (Figura 56). Isso ocorre porque a densidade de energia do arco direcionada para a peça a ser soldada depende diretamente do comprimento do arco e do diâmetro do eletrodo. Normalmente, para evitar a difusão do calor do arco para o ambiente e estabelecer cordões mais estreitos, comprimentos de arco mais curtos e eletrodos mais finos são indicados, porém ao mesmo tempo uma distância mínima precisa ser mantida para obter estabilidade do arco e um diâmetro mínimo do eletrodo é necessário para que este suporte a corrente, minimizando danos ao mesmo. Por isso, recomenda-se um comprimento de arco em torno de 2 mm e, para as correntes e chapas deste estudo, um eletrodo de 1,5mm de diâmetro, sendo inevitável uma perda de energia e o alargamento dos cordões (SURINDER; ANIRBAN, 2016; SINGH; KHANNA, 2020).

Figura 54 - Micrografias dos cordões de T1 a T5. Os grãos crescem na direção de extração do calor.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 55 - Micrografias da ZF dos cordões de T1 a T5. A fração volumétrica de austenita aumenta conforme o aumento do aporte térmico. A morfologia característica de austenita de Widmanstatten está presente em aportes térmicos mais elevados (T4 e T5).



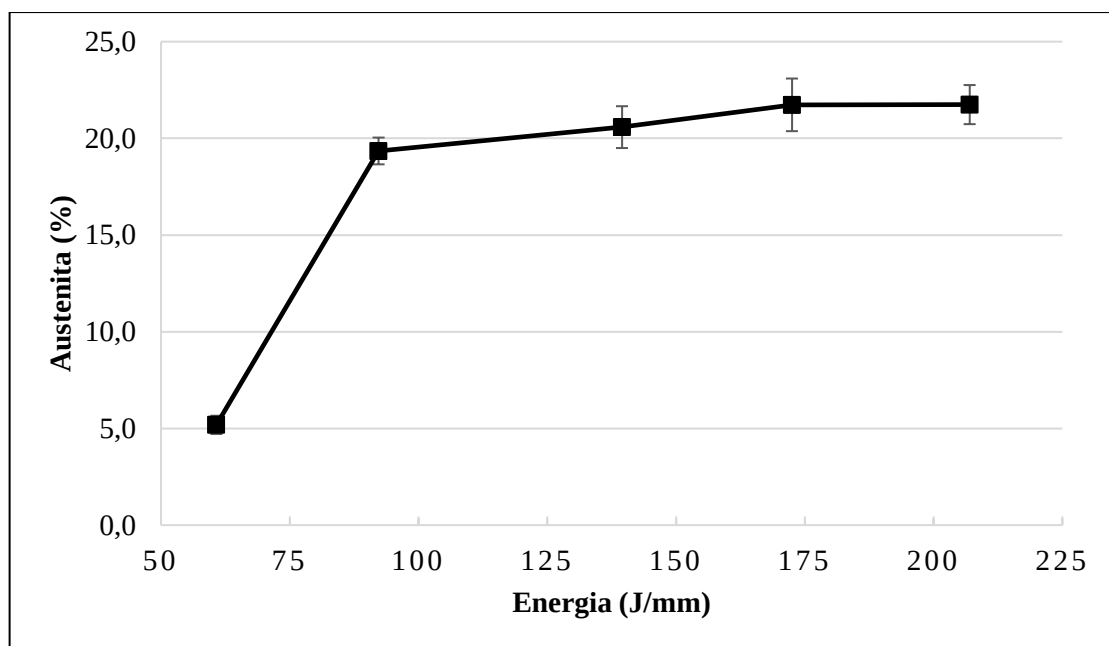
Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 12 - Percentual de austenita dos cordões de T1 a T5.

Cordão	Aporte Térmico (J/mm)	% Austenita	Desvio Padrão ±
T1	75	5,2	0,5
T2	113	19,3	0,7
T3	150	20,6	1,1
T4	188	21,7	1,4
T5	225	21,7	1,0

Fonte: Elaborado pelo autor.

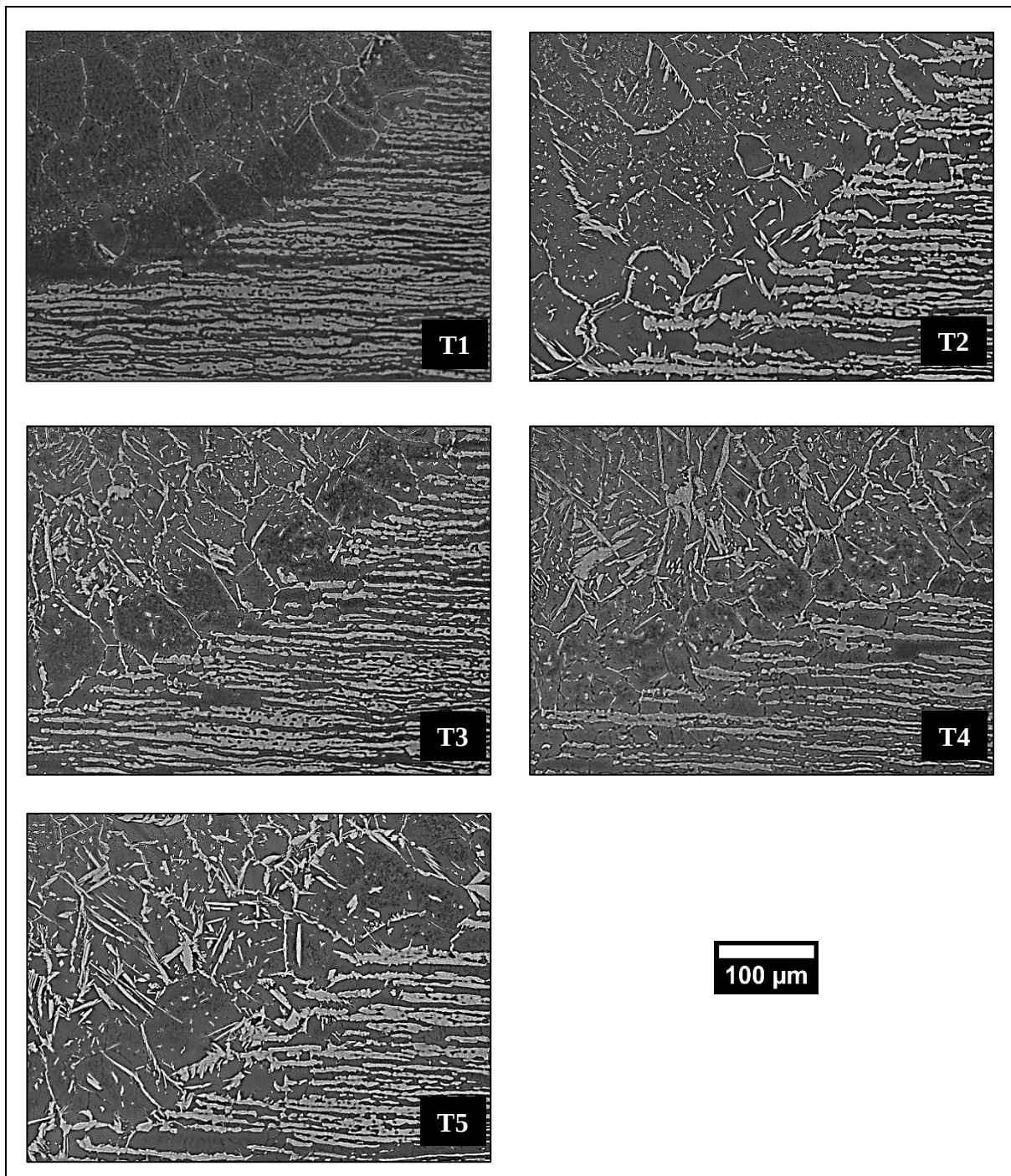
Figura 56 - Relação entre aporte térmico e percentual de austenita na soldagem GTAW.



Fonte: Elaborado pelo autor.

A análise da zona termicamente afetada via MO apresentou uma banda em torno da ZF com maior presença de ferrita (Figura 57). Modenesi (2001) explica que quando o aço duplex é submetido a temperaturas acima de 1300°C, a austenita torna-se instável e o material tende a se tornar ferrítico. Com a elevada velocidade de resfriamento da ZTA durante o processo de soldagem, a região mais próxima do metal de solda tende a possuir maior quantidade de ferrita, pois não há tempo suficiente para a transformação da ferrita primária em austenita. Como o resfriamento da ZTA é ainda mais rápido que a ZF, a presença de ferrita nessa região é maior. O fenômeno observado também está nas conclusões de Cardoso (2012), Fonseca *et al.*, (2016), Videira (2016) e Varbai *et al.* (2019).

Figura 57 - Micrografias da ZTA dos cordões de T1 a T5. A fração volumétrica de austenita é menor nesta região.



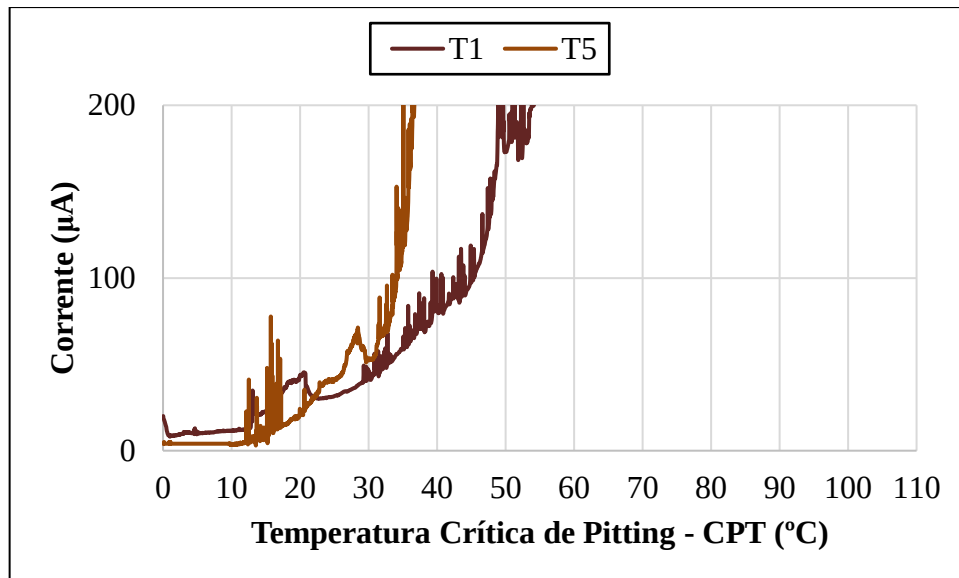
Fonte: Elaborado pelo autor.

4.3.3 Análise de Temperatura Crítica de Pitting (CPT)

Assim como no processo Laser, os ensaios de CPT dos cordões GTAW produziram resultados abaixo do metal base (Figura 58), atingindo 34°C para o cordão T1 e 43°C para T2, mesmo com o aumento do percentual de austenita na ZF. A Figura 59 confirma que os pites

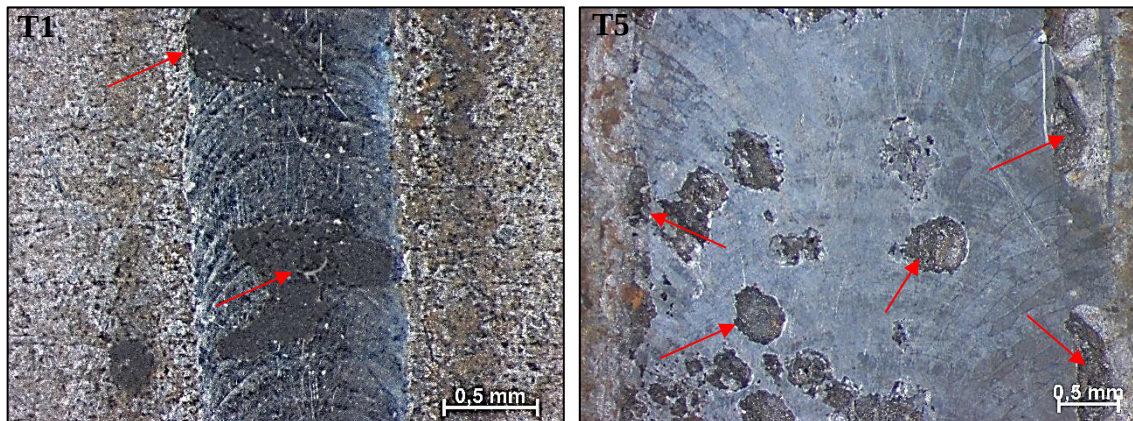
ocorreram na ZF. Este fato é justificado pela presença de um maior percentual volumétrico de austenita nesta região. Dessa forma, este processo isolado também não se mostrou adequado para promover boas características de resistência a corrosão quando utilizado aporte térmico entre 75 e 225 J/mm.

Figura 58 - Curvas do ensaio CPT dos cordões GTAW evidenciando a corrente atingindo 100 μ A à uma temperatura de 34°C para a curva T1 e 43°C para a curva T5.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 59 - Macrografias dos cordões T1 e T5 após o ensaio CPT com indicação dos pites. Observa-se as ocorrências na ZF e na ZTA.



Fonte: Elaborado pelo autor.

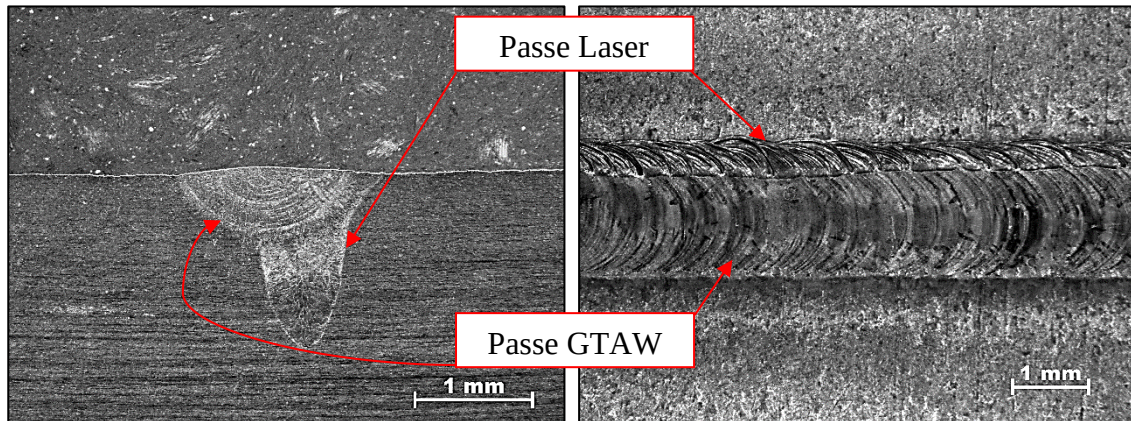
4.4 Soldagem Híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsada

4.4.1 Condições geradoras de defeitos

O correto alinhamento do eletrodo GTAW com o foco do laser é fundamental para a qualidade da solda produzida (OLSEN, 2009), visto que sua geometria pode ser distorcida se

tais elementos estiverem desalinhados, como mostrado na Figura 60. O desalinhamento prejudica a união das chapas, influenciando a resistência mecânica da solda e a interação entre os processos GTAW e laser. Dessa forma, cordões que apresentaram tal desalinhamento foram descartados e executados novamente.

Figura 60 - Cordão de uma soldagem híbrida com elementos desalinhados.

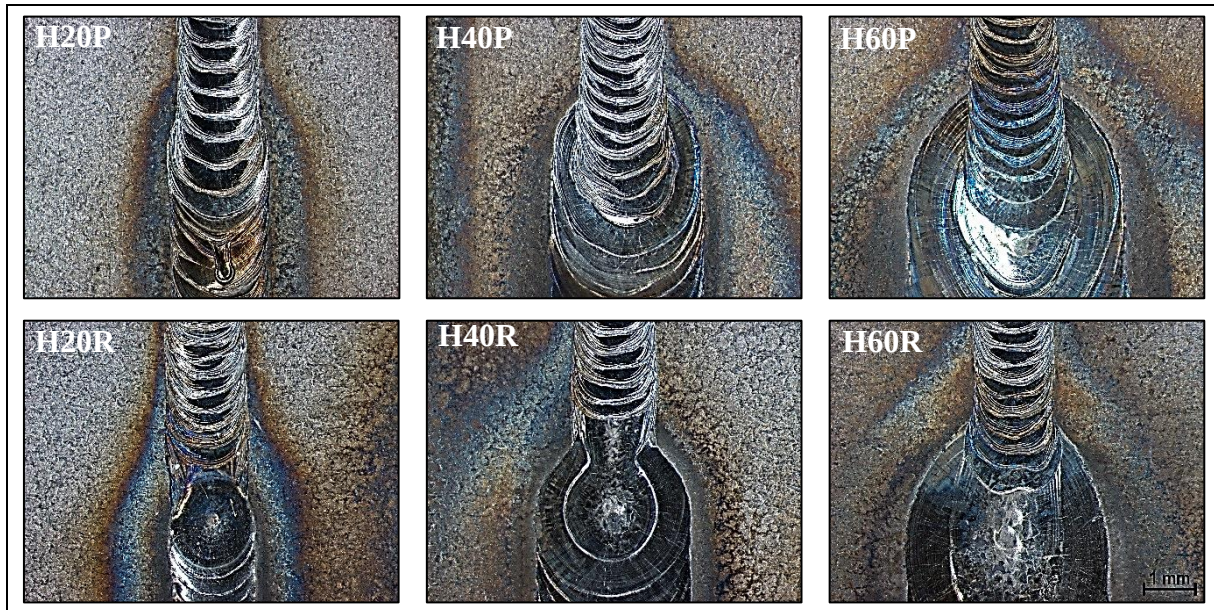


Fonte: Elaborado pelo autor.

4.4.2 Análise geométrica

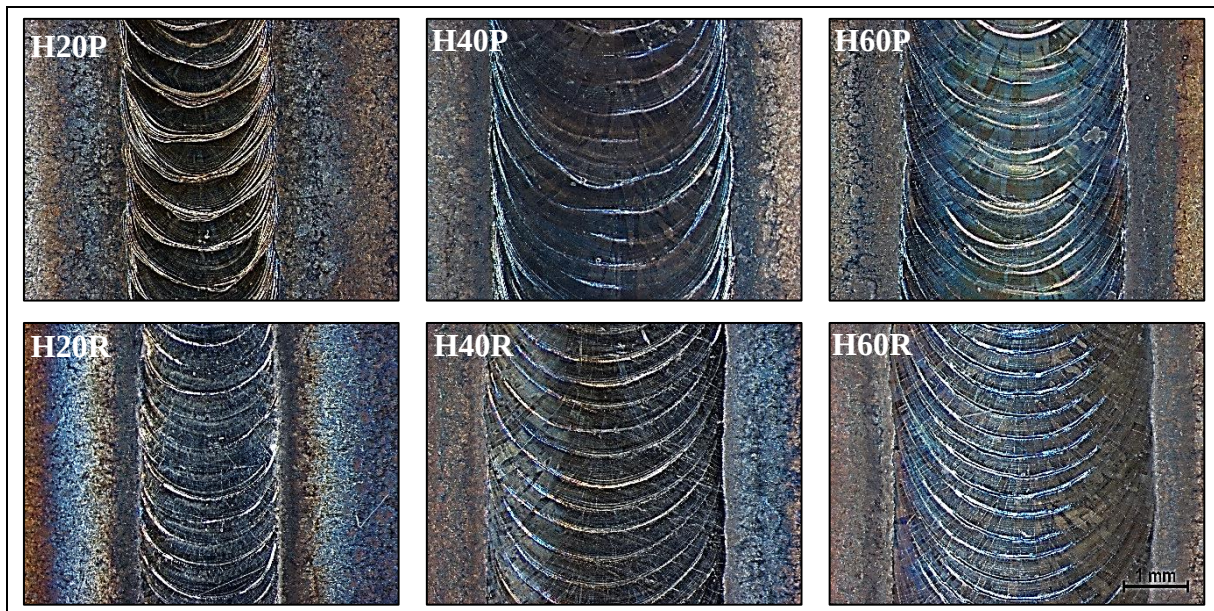
A Figura 61 apresenta a região de abertura do arco GTAW após o início dos disparos do laser, sendo predominante o efeito daquela sobre a largura do cordão, garantindo o disparo do laser na poça GTAW (amostras H20P, H40P e H60P) e o recobrimento do cordão laser previamente formado (amostras H20R, H40R e H60R). Na Figura 62, observa-se que os cordões híbridos apresentaram bom acabamento superficial, sem a presença de defeitos visíveis, com progressivo aumento da largura proporcional ao aumento do aporte térmico (Figura 62). A soldagem híbrida promoveu uma maior penetração da ZF (Tabela 13), produzindo cordões de solda mais largos e profundos quando comparado as mesmas condições do processo laser isolado (Tabela 10) e do processo GTAW isolado (Tabela 11). A geometria da ZF apresenta um formato característico do processo GTAW na região mais próxima a superfície, enquanto nas regiões mais profundas, sua forma é similar ao do processo laser pulsado (Figuras 63 e 64), fenômeno mais evidente na sequência HxxR. O posicionamento do laser disparando na poça GTAW resultou em maiores dimensões da ZF do que o processo de recobrimento, justificado pela maior inserção de calor simultaneamente na mesma região da chapa. O maior valor de penetração da solda foi de 2,85mm de profundidade, obtido pelo cordão H60P. Dessa forma, executando o processo de ambos os lados, a união de chapas mais espessas do aço UNS S32750 se mostra possível.

Figura 61 - Macrografias das amostras H20PN, H40PN, H60RN, H20RN, H40RN, H60RN. Zonas de abertura do arco GTAW.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 62 - Macrografias das superfícies das amostras H20PN, H40PN, H60RN, H20RN, H40RN, H60RN.



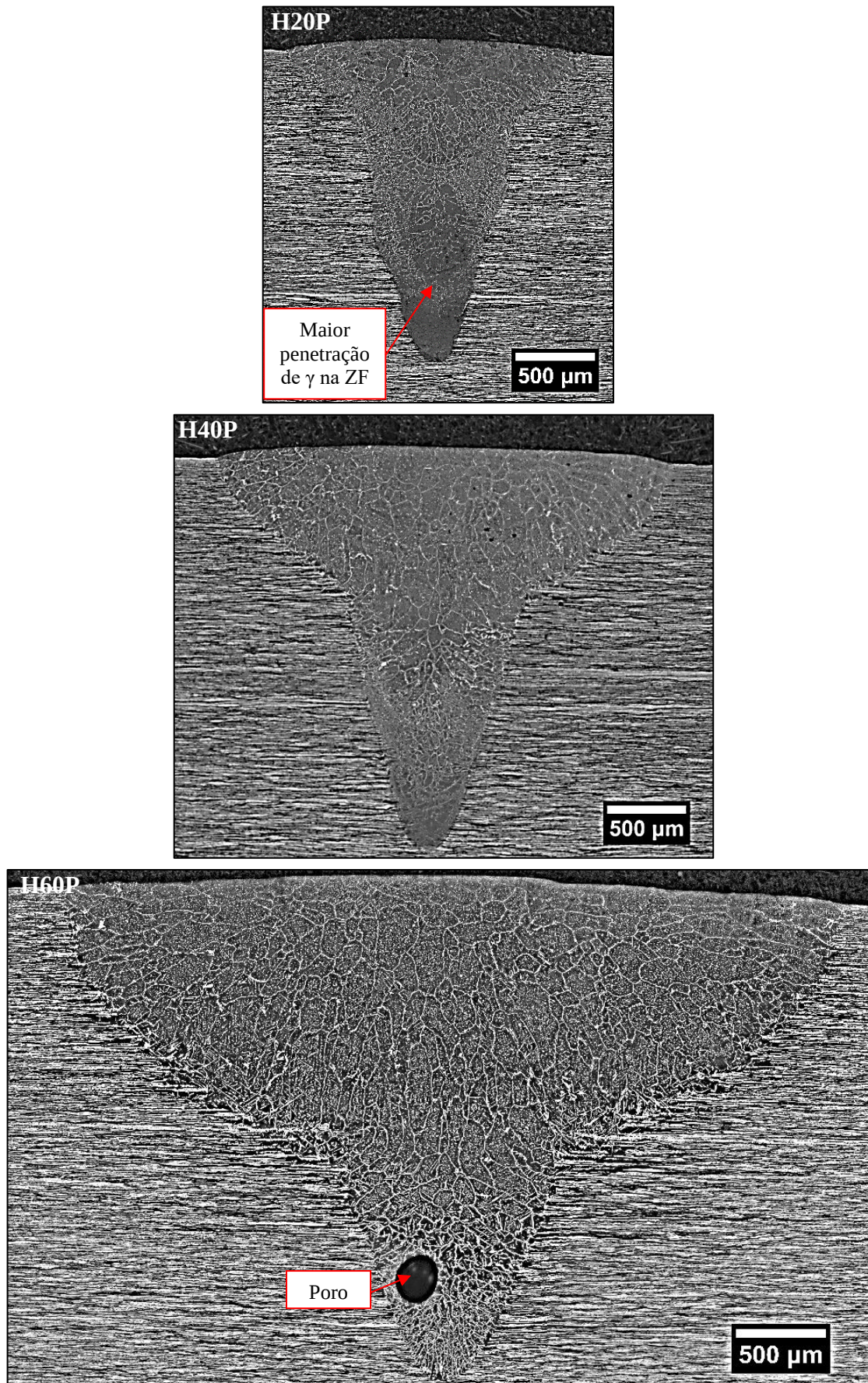
Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 13 - Dimensões dos cordões produzidos com soldagem híbrida.

Amostra	Profundidade (mm)	Largura (mm)
H20P	$2,06 \pm 0,06$	$1,86 \pm 0,03$
H40P	$2,60 \pm 0,04$	$2,85 \pm 0,04$
H60P	$2,85 \pm 0,02$	$4,23 \pm 0,03$
H20R	$1,95 \pm 0,03$	$1,67 \pm 0,02$
H40R	$2,15 \pm 0,07$	$2,83 \pm 0,02$
H60R	$2,79 \pm 0,06$	$3,99 \pm 0,08$

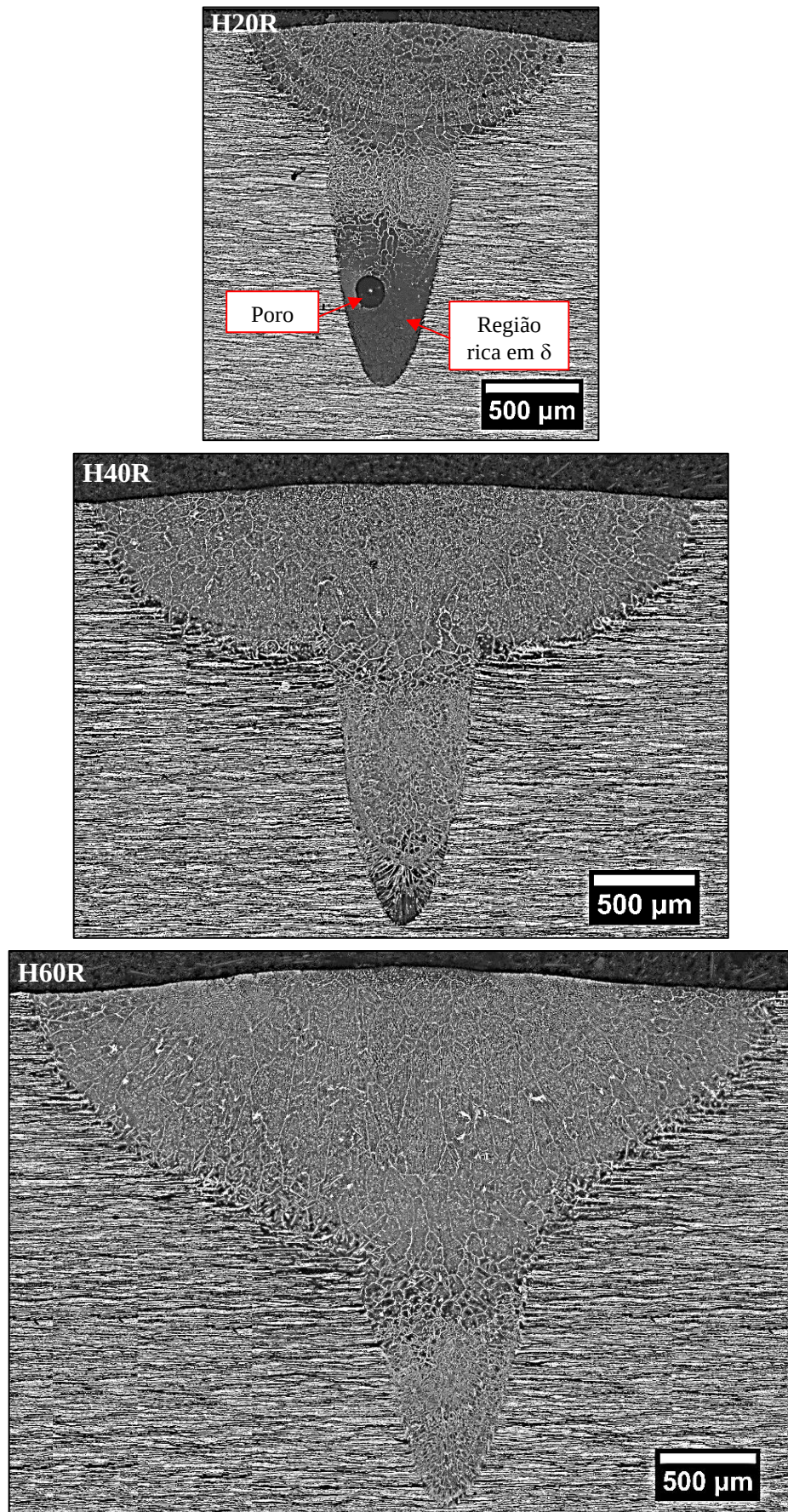
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 63 - Seções das amostras H20P, H40P e H60P. Crescimento dos grãos na direção de extração do calor.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 64 - Seções das amostras H20R, H40R e H60R. Crescimento dos grãos na direção de extração do calor.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.4.3 Análise microestrutural

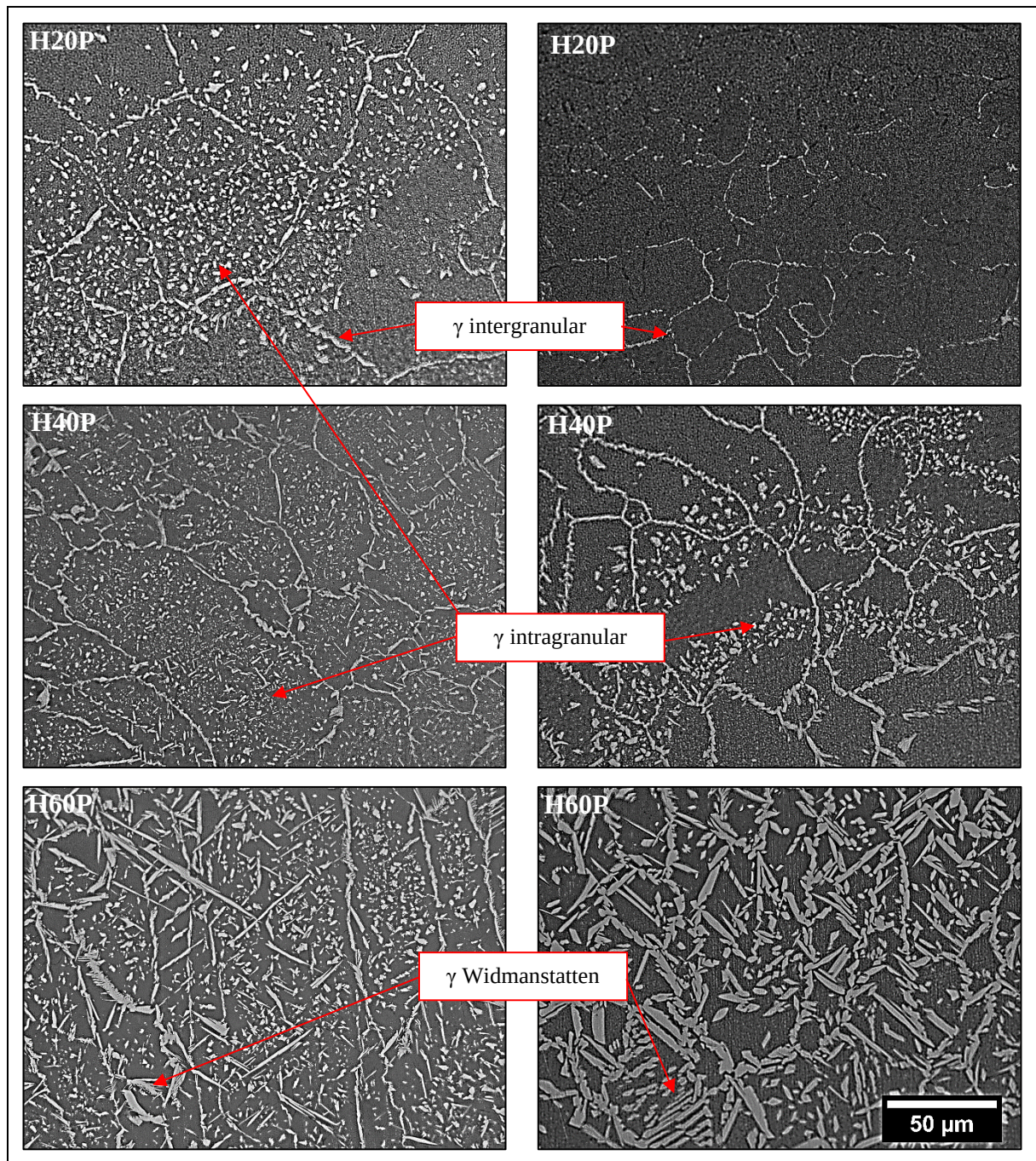
A análise microestrutural apresentou grãos com crescimento no sentido de extração do calor (Figuras 63 e 64), assim como nos cordões previamente analisados. A fração volumétrica de austenita na ZF de cada cordão é apresentada na Tabela 14. No caso da soldagem híbrida com o laser disparando na poça GTAW (cordões da sequência HxxP), foi observada uma distribuição mais homogênea da austenita na ZF do que o processo de recobrimento GTAW (HxxR), como fica evidenciado ao se comparar os cordões H20P (Figura 63) e H20R (Figura 64), onde a região mais profunda do cordão H20P contém mais austenita. Nas Figuras 65 e 66 pode-se observar que a presença de austenita intergranular e intragranular também foi constatada, além de maior quantidade de austenita de Widmanstätten, devido ao maior aporte térmico, principalmente nos cordões H60P e H60R. Em todos os cordões híbridos, as regiões mais profundas apresentaram um menor %V de austenita que as regiões próximas à superfície (Tabela 14). Na Figura 66, observa-se que em aportes térmicos baixos durante o processo HxxR predominam os efeitos isolados de cada processo, já que o cordão H20R apresentou um %V de austenita muito baixo nas regiões mais profundas, além da formação de porosidades (Figura 64), que é um defeito característico do processo laser pulsado. O cordão H60P também apresentou porosidades (Figura 65), mas neste caso devido ao intenso aporte térmico que promove a vaporização do material. Os cordões híbridos em ambas condições apresentaram um aumento no %V médio de austenita da ZF e maior homogeneidade em sua distribuição, quando comparados aos processos isolados, já que a taxa de sobreposição do processo laser pulsado provoca a variação da temperatura no cordão de solda com picos acima da temperatura de fusão do material e um aumento progressivo da temperatura da chapa a cada pulso e, simultaneamente, há o aquecimento inserido pelo processo GTAW, mantendo por mais tempo a temperatura do metal abaixo da temperatura de ferritização, porém dentro da faixa de austenitização.

Tabela 14 - Percentual de austenita na ZF dos cordões híbridos.

Cordão	Aporte Térmico (J/mm)	%V Austenita por região da ZF (Figura 34)			
		Superfície (1-4)	Profunda (5-6)	Média na ZF	Desvio Padrão
H20P	150	12,6	8,0	11,1	2,6
H40P	225	15,3	16,7	15,8	1,3
H60P	300	21,2	27,3	23,3	3,8
H20R	150	13,8	4,0	10,5	5,5
H40R	225	22,3	20,7	21,8	3,9
H60R	300	21,9	20,2	21,4	3,1

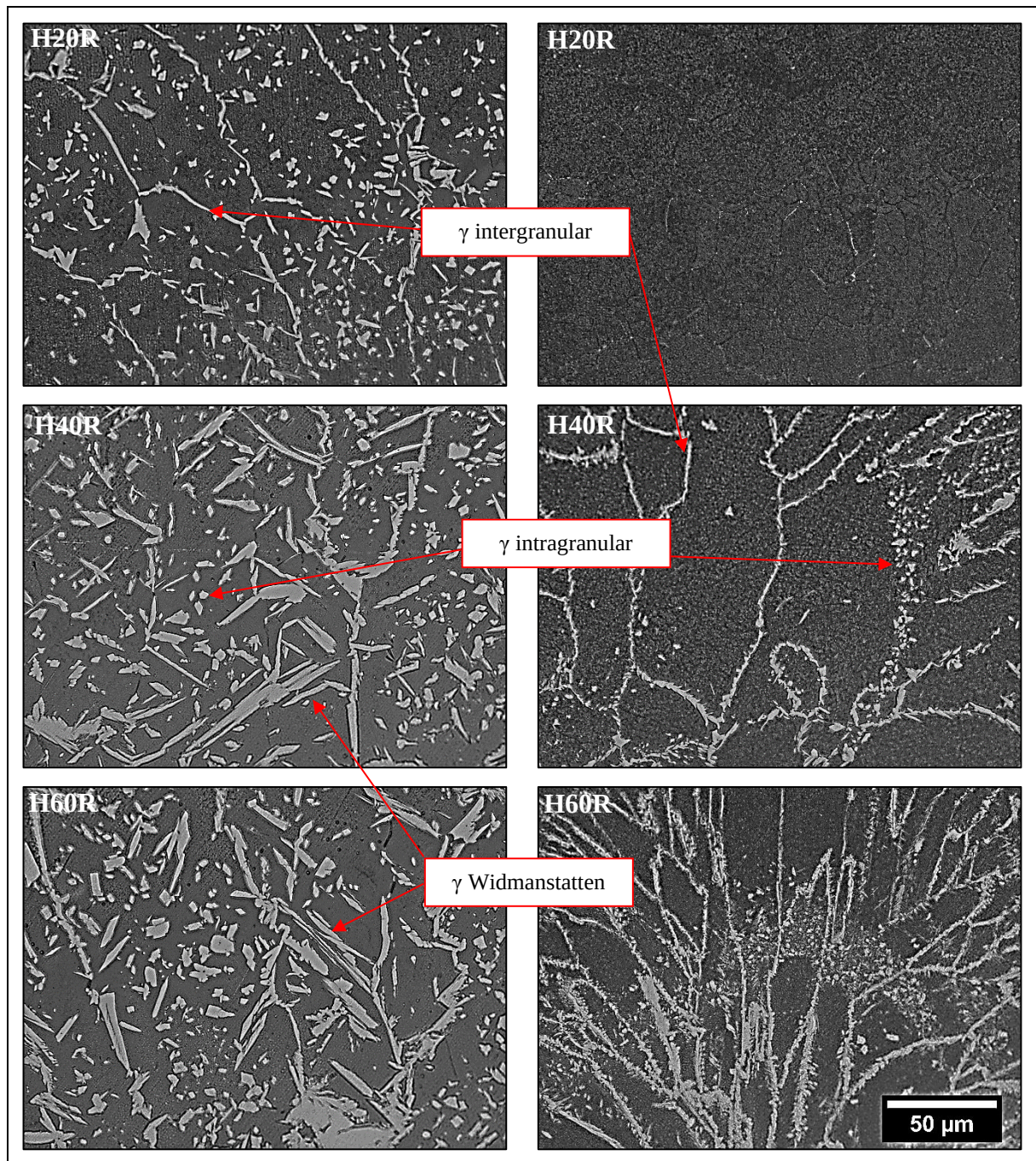
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 65 - Micrografias das amostras H20P, H40P e H60P. À esquerda imagens da região mais próxima a superfície (região 2 da Figura 34) e à direita imagens da área mais profunda (região 5 da Figura 34).



Fonte: Elaborado pelo autor.

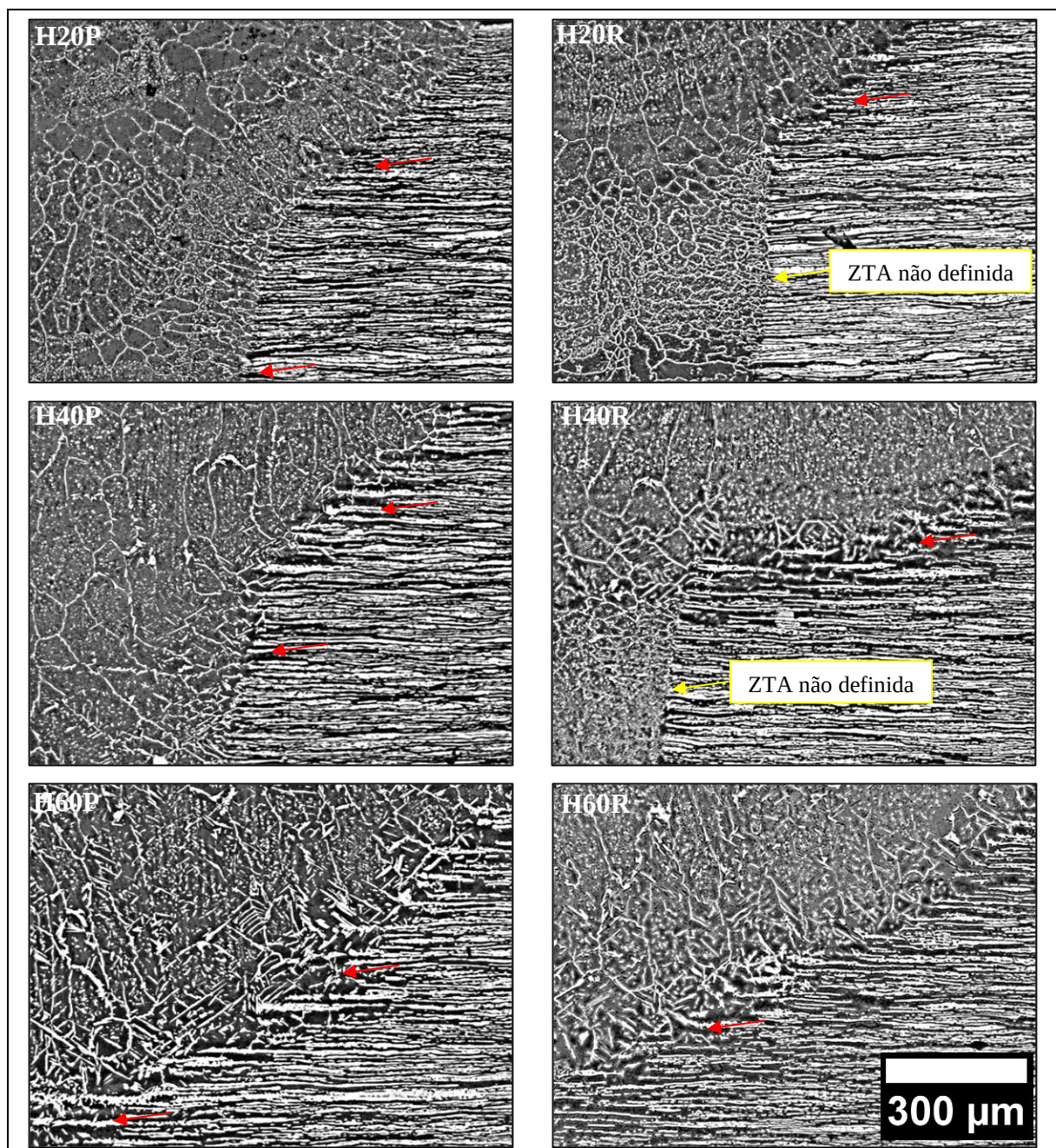
Figura 66 - Micrografias das amostras H20R, H40R e H60R. À esquerda imagens da região mais próxima a superfície (região 2 da Figura 34) e à direita imagens da área mais profunda (região 5 da Figura 34).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Na ZTA da sequência HxxR, se observam os efeitos isolados de cada processo (Figura 67), sendo ela definida nas regiões próximas à superfície, característica do processo GTAW já demonstrada (Tópico 4.3.2, Figura 57), enquanto nas regiões mais profundas a ZTA é indefinida, característica do processo laser pulsado (Tópico 4.2.3, Figura 49). Na sequência HxxP, a ZTA está presente ao longo de todo cordão. Quando definida, a ZTA apresenta um aumento da presença da fase ferrita conforme o aumento do aporte térmico, devido ao aumento da área afetada seguida de um rápido resfriamento por condução ao longo da chapa.

Figura 67 - Micrografias das ZTAs dos cordões de solda híbridos, indicadas pelas setas vermelhas. O incremento do aporte térmico aumenta o percentual de ferrita na ZTA. Os cordões da sequência HxxR possuem ZTA definida apenas na região de predominância do processo GTAW (próximo a superfície do cordão).

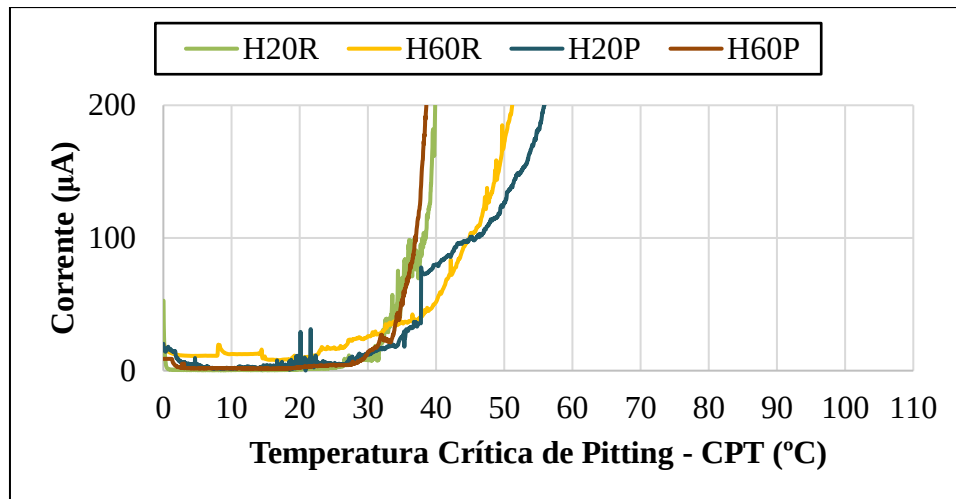


Fonte: Elaborado pelo autor.

4.4.4 Análise de Temperatura Crítica de Pitting (CPT)

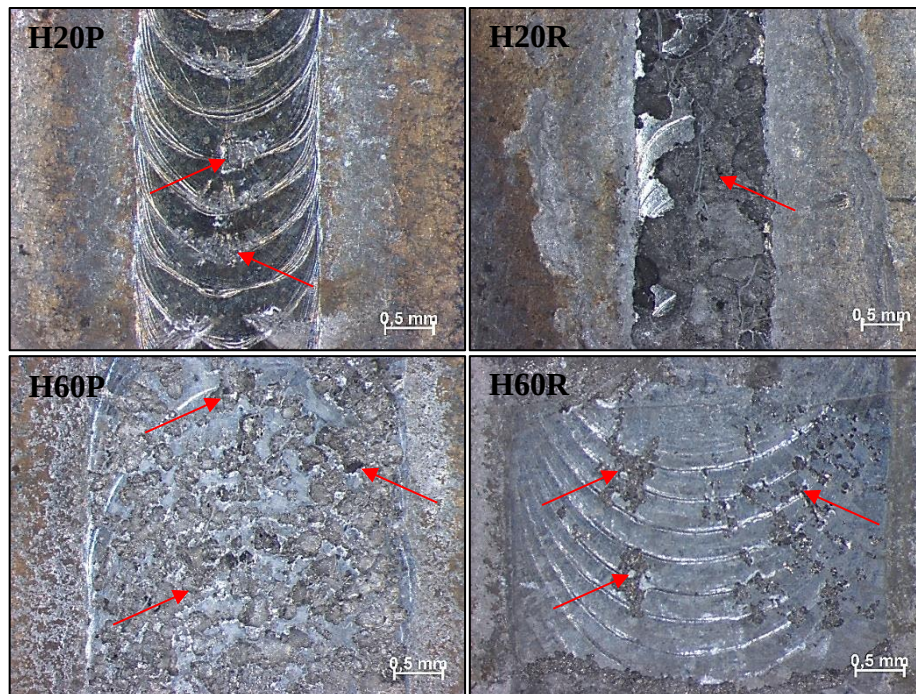
Os ensaios CPT resultaram nas curvas da Figura 69, enquanto na Figura 70 as regiões de ocorrência dos pites são mostradas.

Figura 68 – Curvas do ensaio CPT dos cordões híbridos, evidenciando a corrente atingindo 100 μ A à uma temperatura de 37°C para a curva H20R, 45°C para H60R, 38°C para H20P e 44°C para H60P.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 69 - Macrografias dos cordões híbridos após o ensaio CPT, com indicação dos pites.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Como já demonstrado, o %V de austenita na ZF foram similares ao do processo GTAW e maiores que o processo laser, porém com maior homogeneidade em sua distribuição, para ambos com os mesmos parâmetros. Além disso, a ZTA se apresentou menor no processo híbrido quando comparado com o processo GTAW isolado. Portanto, o processo híbrido

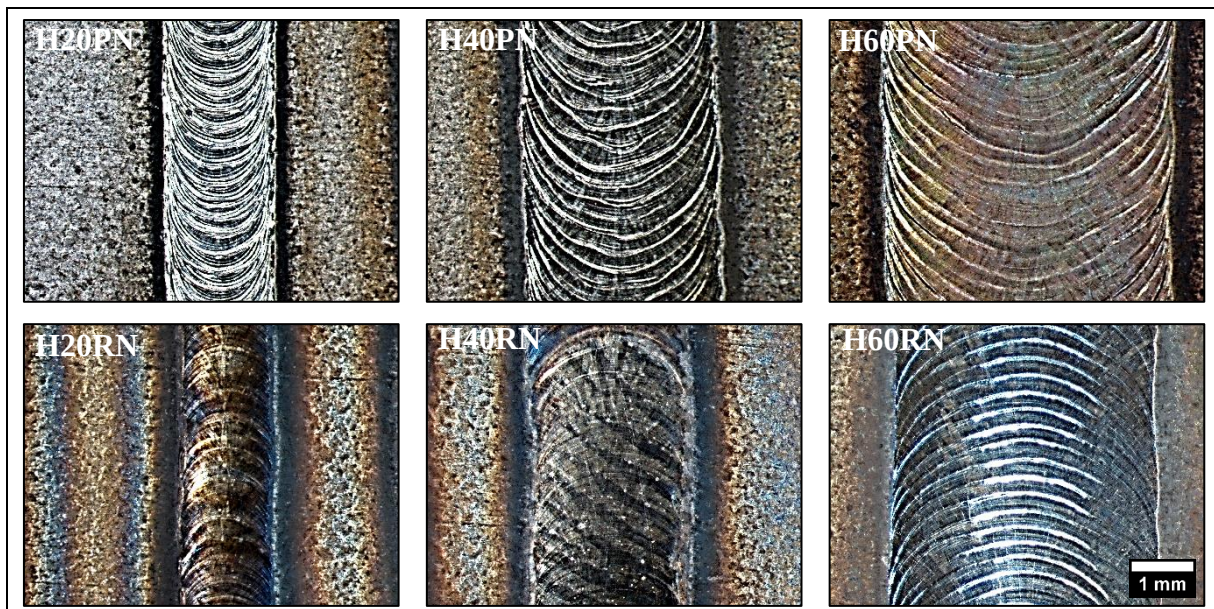
apresentou melhor resistência à corrosão e resultou em maiores valores de CPT. Comparando os cordões híbridos entre si, para uma mesma quantidade de energia inserida, não há diferença significativa na resistência a corrosão entre as sequências HxxR e HxxP. Por outro lado, ao se aumentar o aporte térmico, maiores foram os valores de CPT, como consequência do aumento do %V de austenita na ZF.

4.5 Soldagem Híbrida GTAW-Laser Nd:YAG Pulsado com gás nitrogênio

4.5.1 Análise geométrica

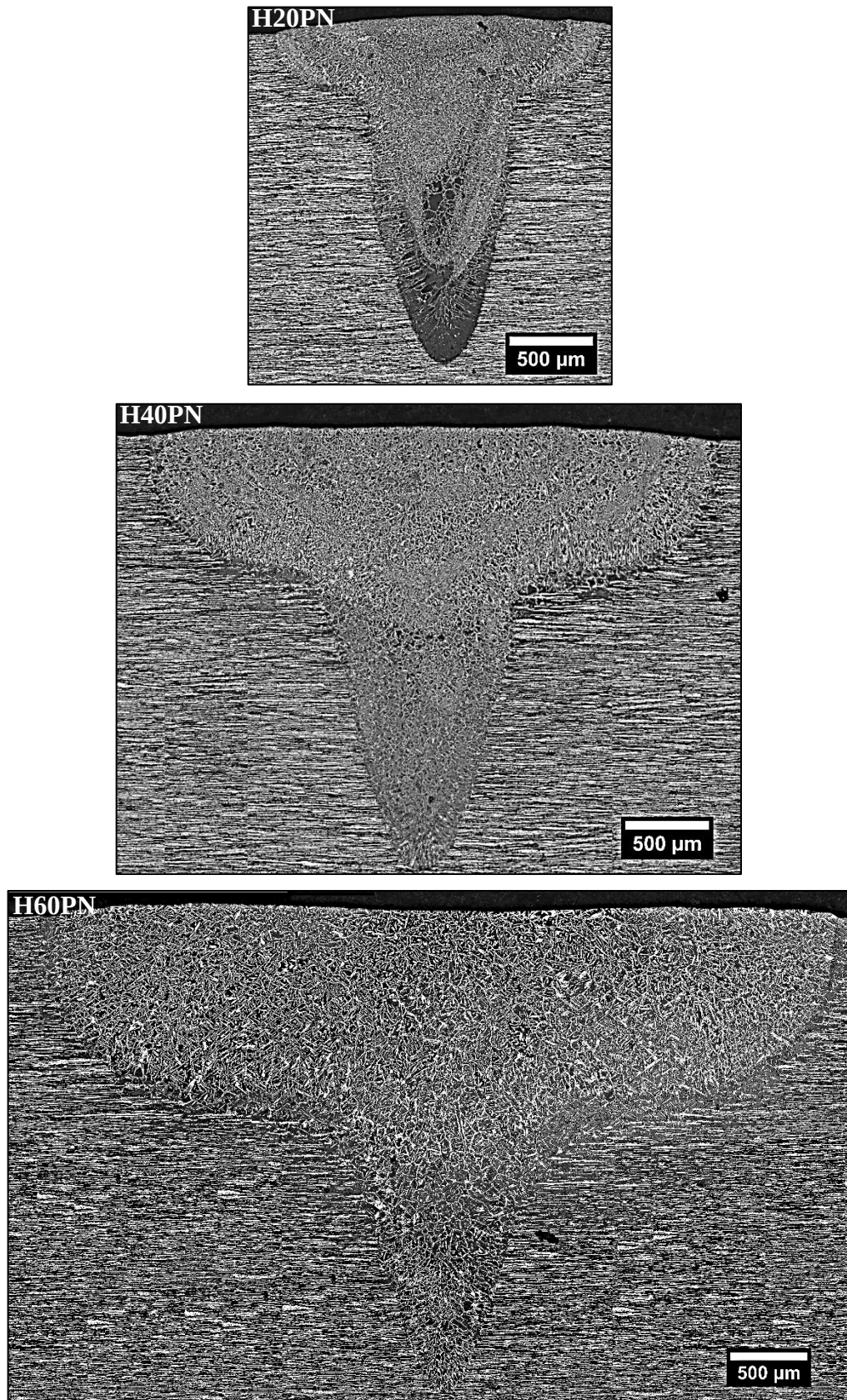
A Figura 70 apresenta a vista superior dos cordões híbridos realizados com adição de nitrogênio. Observa-se, assim como nos executados com argônio, um bom acabamento superficial, sem a presença de defeitos visíveis, com progressivo aumento da largura proporcional ao aumento do aporte térmico. As geometrias obtidas também são similares aos cordões híbridos de Ar, com formato característico do processo GTAW, na parte superior, e do laser pulsado, na região mais profunda (Figuras 71 e 72). Na Tabela 15 são apresentadas as dimensões obtidas, que apresentam valores próximos ao do processo com Ar (Tabela 13).

Figura 70 - Macrografias das amostras H20PN, H40PN, H60RN, H20RN, H40RN, H60RN, respectivamente.



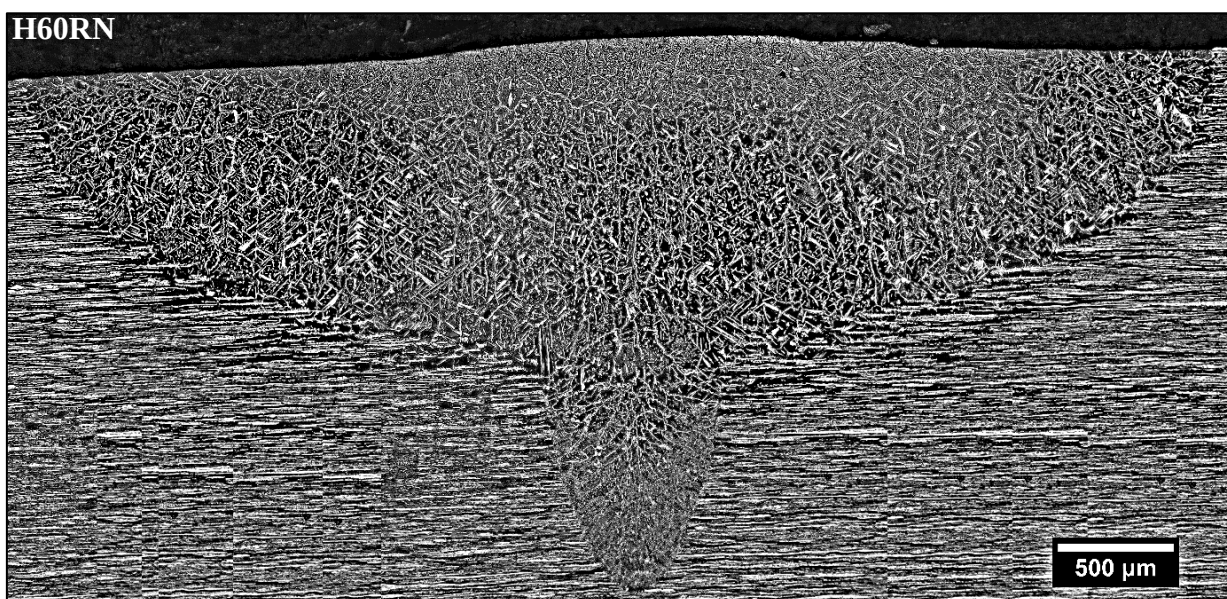
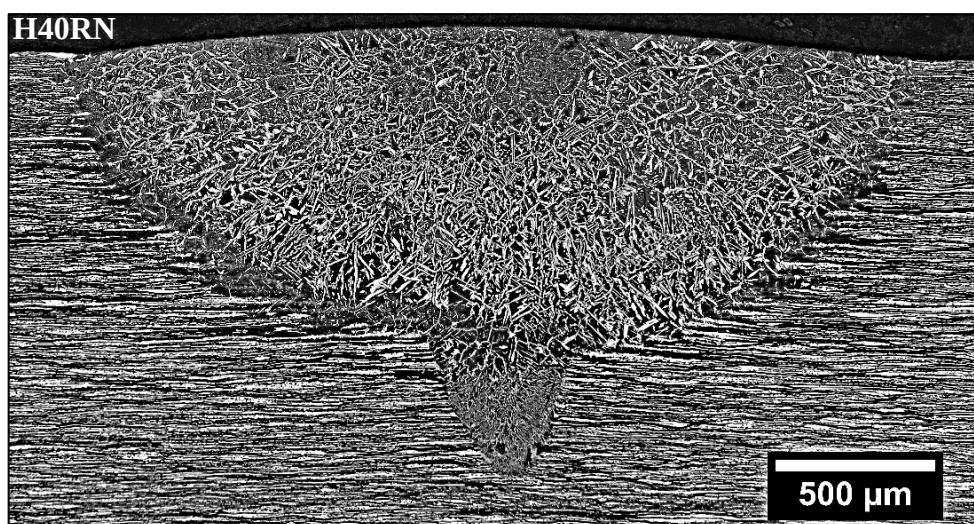
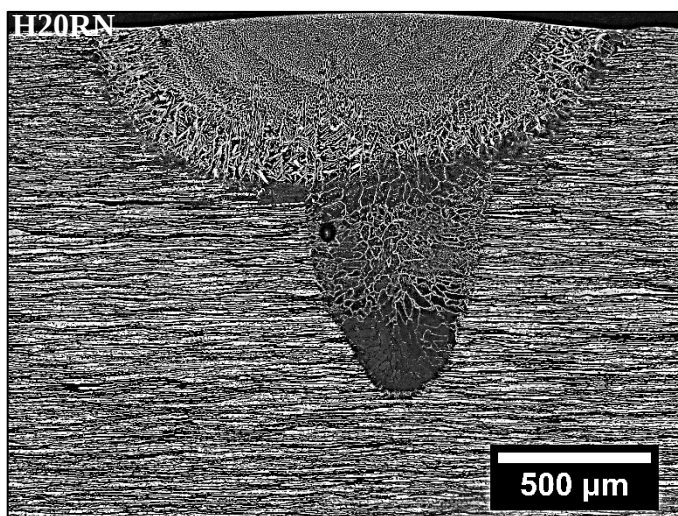
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 71 - Seções das amostras H20PN, H40PN e H60PN.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 72 - Seções das amostras H20RN, H40RN e H60RN.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 15 - Dimensões dos cordões produzidos na soldagem híbrida com adição de nitrogênio.

Amostra	Profundidade (mm)	Largura (mm)
H20PN	2,10 ± 0,02	2,03 ± 0,02
H40PN	2,67 ± 0,02	3,54 ± 0,05
H60PN	2,89 ± 0,02	5,29 ± 0,07
H20RN	1,27 ± 0,02	1,71 ± 0,05
H40RN	1,39 ± 0,02	2,94 ± 0,07
H60RN	2,40 ± 0,02	4,86 ± 0,08

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.5.2 Análise microestrutural

A Tabela 16 apresenta o %V de austenita obtido na ZF pelo processo híbrido com adição de nitrogênio. Nota-se um aumento significativo da %V de γ na ZF quando comparado com os cordões híbridos soldados com argônio (Tabela 14), indicando que o nitrogênio e o aporte térmico possuem um efeito sinérgico, onde o aumento da energia incrementa a interação do N_2 com o material, como descrito por Reyes-Hernández *et al.* (2017). Este efeito é notável ao se observar também em todos os casos uma maior %V de γ nas regiões mais próximas à superfície do cordão, já que recebe diretamente o fluxo do gás. Observa-se ainda uma redução na %V de γ nos cordões H60PN e H60RN devido a insuficiência de N_2 para interagir com a ZF, visto que suas dimensões são maiores. Ao se comparar as condições distintas de soldagem, na sequência HxxPN nota-se uma maior penetração da austenita na ZF do que na sequência HxxRN, devido ao disparo do laser na poça de fusão GTAW promover maior penetração do N_2 e da energia.

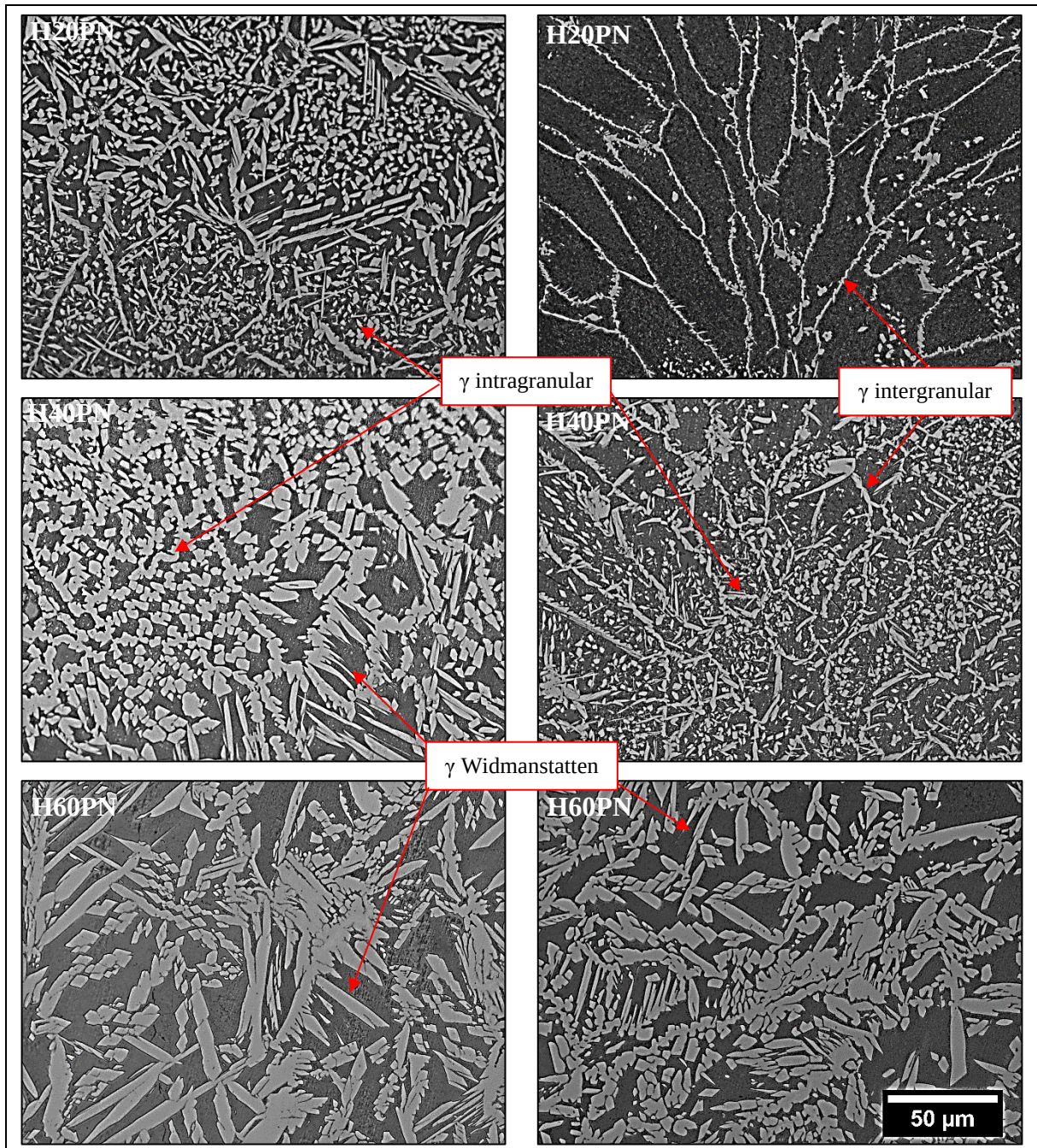
Tabela 16 – Fração volumétrica de austenita na ZF dos cordões híbridos com adição de gás nitrogênio.

Cordão	Aporte Térmico (J/mm)	%V Austenita por região da ZF (Figura 34)			
		Superfície (1-4)	Profunda (5-6)	Média na ZF	Desvio Padrão
H20PN	150	41,7	19,7	34,4	12,0
H40PN	225	51,3	36,8	46,5	7,7
H60PN	300	49,5	45,3	48,1	3,6
H20RN	150	43,0	16,8	34,3	15,8
H40RN	225	41,5	34,1	39,0	5,4
H60RN	300	36,2	37,1	36,5	2,8

Fonte: Elaborado pelo autor.

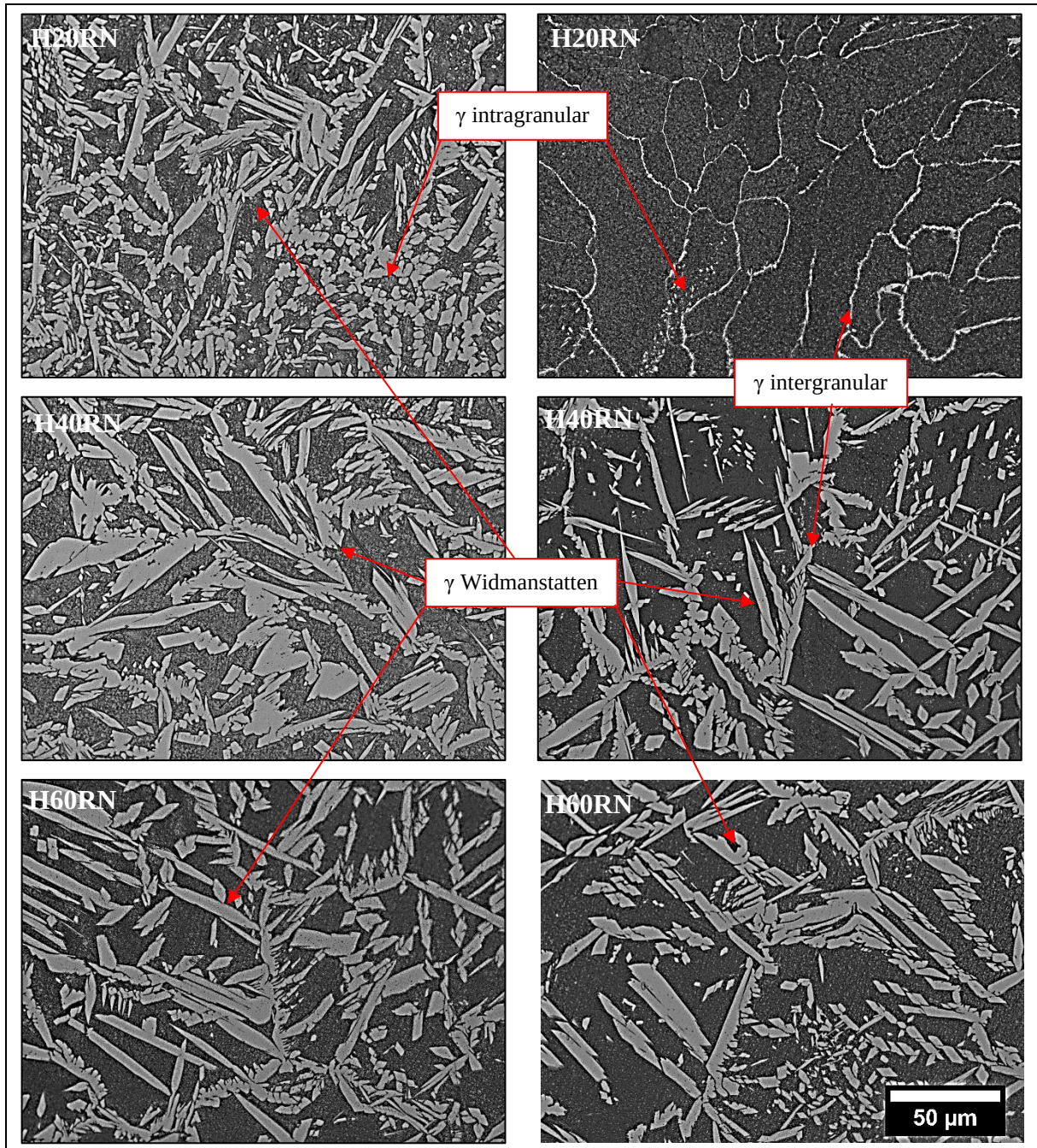
Com relação a microestrutura, a soldagem híbrida com adição de nitrogênio também produz morfologias distintas na ZF (Figuras 73 e 74) e na ZTA porque a interação entre os processos afeta as condições de solidificação da poça de fusão como sua geometria (visível ao se comparar com os processos isolados), fluxo de fluido dentro da poça (OLSEN, 2009) e temperatura (EGHLIMI *et al.*, 2014) e, ainda, os pulsos do laser podem causar a quebra dos dendritos em crescimento (MADADI *et al.*, 2011).

Figura 73 - Micrografias das amostras H20PN, H40PN e H60PN. À esquerda, imagens da região mais próxima a superfície (região 2 da Figura 34) e, à direita, imagens da área mais profunda (região 5 da Figura 34).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 74 - Micrografias das amostras H20RN, H40RN e H60RN. À esquerda imagens da região mais próxima a superfície (região 2 da Figura 34) e à direita imagens da área mais profunda (região 5 da Figura 34).



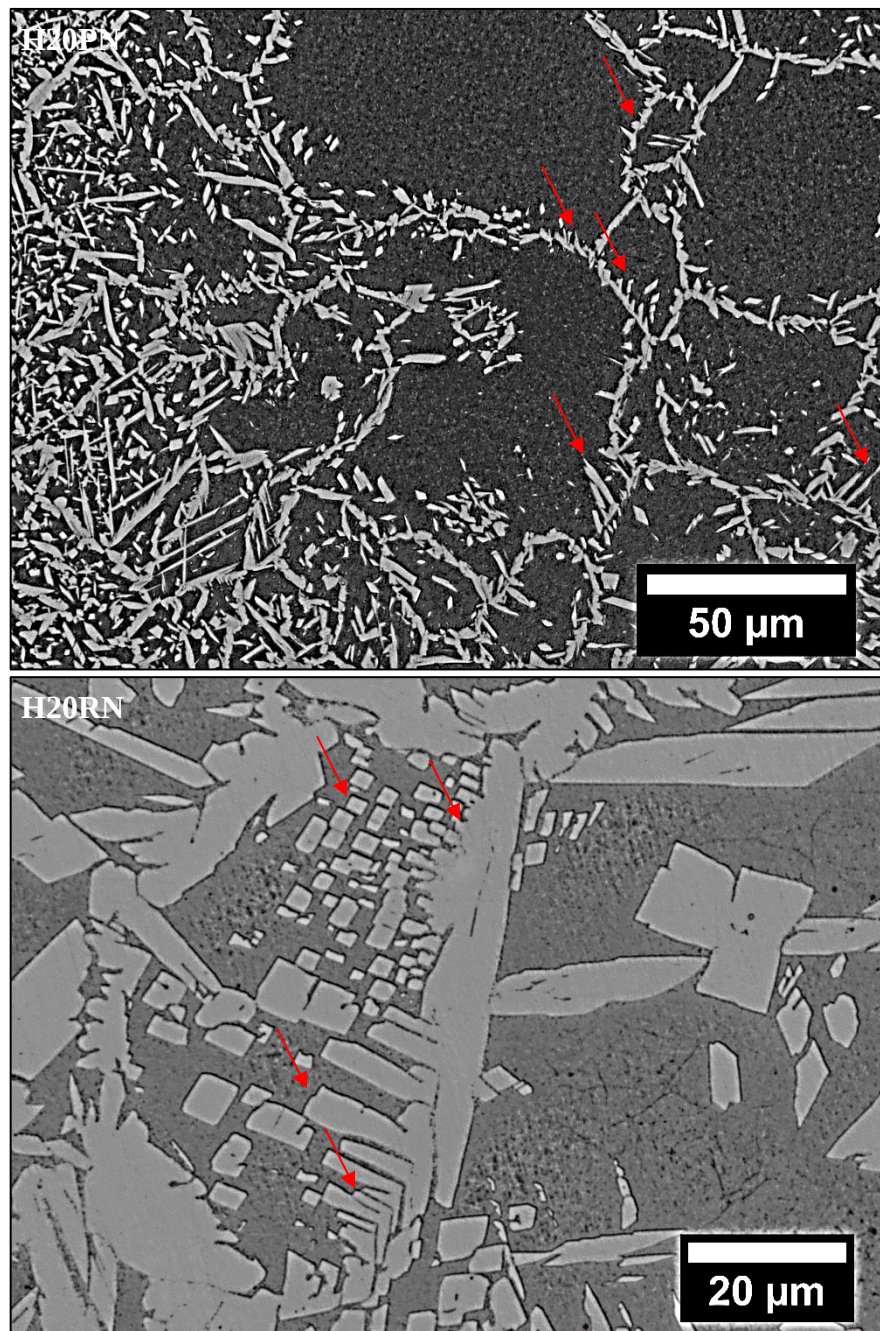
Fonte: Elaborado pelo autor.

A austenita alotriomórfica intergranular precipita-se em elevadas temperaturas e nucleia heterogeneamente nos contornos de grão da fase ferrita durante o resfriamento. Após a formação da austenita alotriomórfica, a morfologia da austenita de Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita ou da austenita alotriomórfica já existente e desenvolve ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas. Além disso, o nitrogênio eleva a temperatura de formação da austenita e facilita a formação das partículas Widmanstätten (FONSECA *et al.*, 2016).

Durante a soldagem híbrida, a cada pulso do laser o ciclo de aquecimento e resfriamento da ZF e da ZTA acontece, e por isso morfologias diferentes da γ começam a se formar. Primeiro, a austenita intergranular se forma ao longo dos contornos de grão da ferrita. Sua temperatura de precipitação é em torno de 800°C a 1350°C (CHEN *et al.*, 2012), por isso é a primeira a surgir e está presente em todos os cordões, porém em maior %V que os demais tipos em aporte térmicos mais baixos, devido ao rápido resfriamento (Figuras 73 e 74, amostras H20PN e H20RN). Com o aumento da energia e o tempo ainda disponível, a austenita Widmanstätten começa a surgir como placas que se desprendem a partir da interface entre a γ intergranular e a δ (Figura 75) e da interface γ/δ já presente no metal base, no caso da ZTA. Nos AISD, a γ de Widmanstätten se forma em temperaturas mais baixas, em temperaturas entre 650°C e 800°C, o que explica sua maior presença na ZTA e na ZF em aportes térmicos maiores (Figuras 73 e 74, amostras H40PN, H60PN, H40RN e H60RN), que promovem um resfriamento mais lento, permanecendo maior tempo nesta faixa de temperatura (EGHLIMI *et al.*, 2014).

Por outro lado, nos AISD, a faixa de temperatura de precipitação predominante da γ intragranular é em torno de 1000°C a 1100°C (RAMIREZ *et al.*, 2004). Dentro desta faixa de temperatura, a difusão de longo alcance e a estabilidade dos nitretos favorecem sua nucleação e crescimento. A γ intragranular se forma por meio da nucleação em inclusões e discordâncias ou na presença de Cr_2N intragranular. Neste último caso, a própria a dissolução dos nitretos estimula sua precipitação. Devido ao baixo nível de inclusões nos AISD, os nitretos intragranulares participam predominantemente na nucleação da γ intragranular. A austenita intragranular, que se forma dentro de grãos de ferrita δ , depende de um subresfriamento maior para nuclear, já que requer uma maior energia de ativação para difusão em rede. Além disso, uma vez que a difusão nos contornos de grãos ocorre muito mais rápida do que a difusão em rede, o seu crescimento é menor do que as fases γ intergranular e de Widmanstätten, justificando sua menor dimensão (EGHLIMI *et al.*, 2014). Dessa forma, em aportes térmicos mais elevados, o crescimento concorrente dos demais tipos de γ prevalece, absorvendo as ilhas de γ intragranular. Já nas microestruturas dos aportes térmicos menores, a influência do pulso do laser e o resfriamento mais rápido provoca a formação de γ intragranular, como no caso do processo laser isolado, mostrado no cordão L7 da Figura 46, e dos cordões H20PN e H20RN.

Figura 75 – Micrografias do cordão H20PN (região 5 da Figura 34) e H20RN (região 4 da Figura 34), indicando o crescimento e desprendimento interrompido dos grãos de γ de Widmanstätten nucleada na interface γ intergranular / δ .



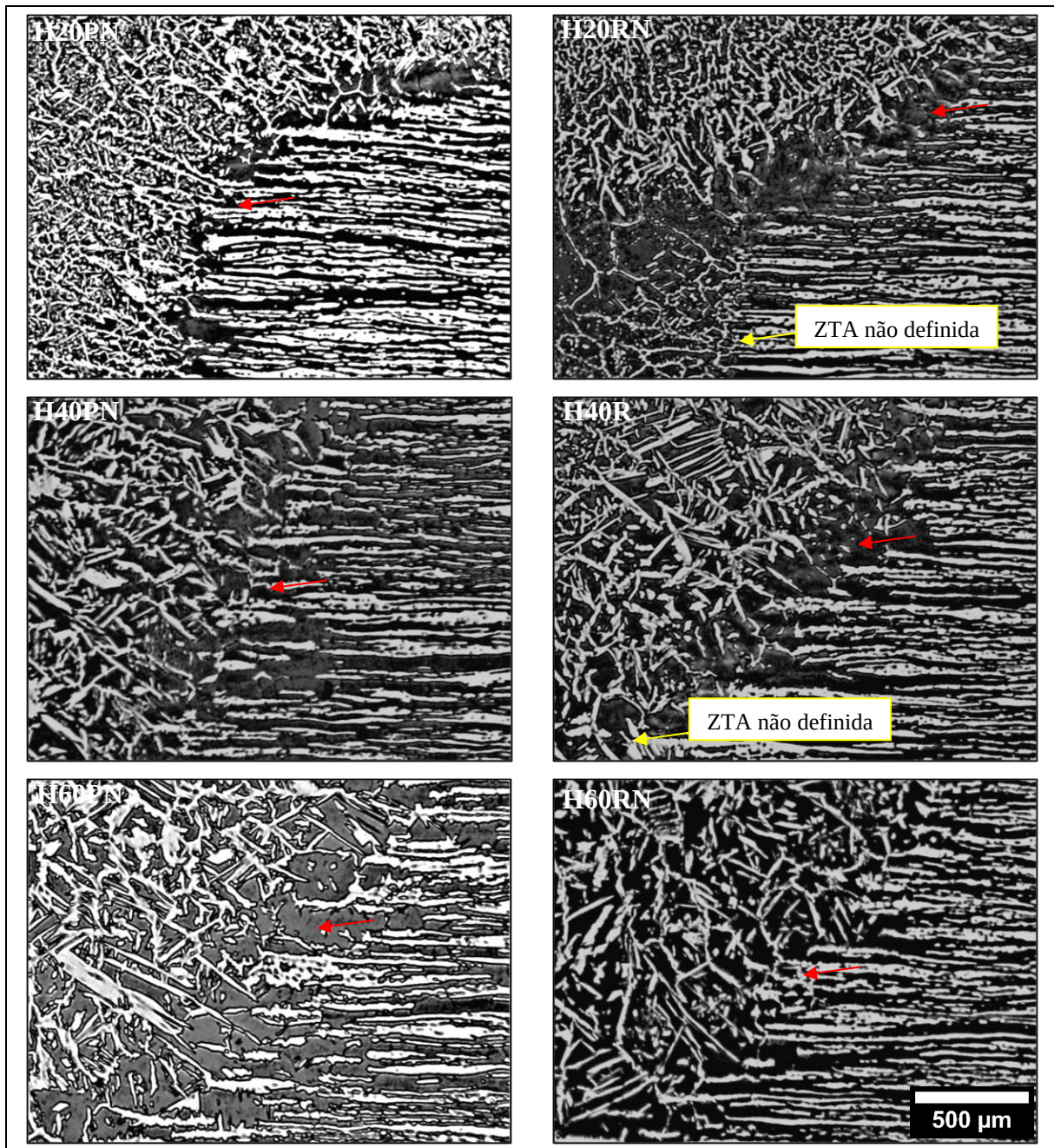
Fonte: Elaborado pelo autor.

Enfim, ao se aumentar o aporte térmico, o tempo de resfriamento é prolongado e a difusão dos elementos de estabilização γ , principalmente o nitrogênio que já está sendo adicionado, é facilitada, e mais austenita pode se transformar a partir da δ , já que a difusão deste elemento intersticial é determinante. Consequentemente, os grãos γ previamente formados pelos mecanismos já descritos crescem gradualmente para se tornarem maiores e mais largos conforme a taxa de resfriamento é menor. Mas o tamanho do grão desempenha um papel

importante no desenvolvimento de diferentes morfologias de austenita. Por exemplo, um maior aporte térmico, produz um tamanho de grão de ferrita inicial maior, causando a formação de mais γ de Widmanstätten. Por outro lado, um aporte térmico menor produz grãos mais refinados de ferrita, favorecendo maior formação de γ intragranular e γ intergranular. Isso se verifica nas regiões mais profundas dos cordões H20P, onde o surgimento de γ Widmanstätten ocorre na região mais próxima da superfície, que tem características do maior aporte térmico inserido pelo processo GTAW, enquanto nas regiões mais profundas, a γ intergranular é predominante, devido ao resfriamento mais rápido dessa região que está sob maior influência das características do laser pulsado.

Na ZTA (Figura 76), devido ao resfriamento mais rápido e maior dificuldade de difusão do nitrogênio, é notado uma diminuição na %V de austenita, mas se apresenta visualmente mais estreita e mais balanceada quando comparada ao processo híbrido com argônio. Na ZTA da sequência HxxRN, assim como na sequência HxxR, também se observa os efeitos isolados de cada processo, sendo ela definida nas regiões próximas a superfície, enquanto nas regiões mais profundas a ZTA é indefinida. Na sequência HxxP, a ZTA está presente ao longo de toda a interface entre o metal base e a ZF.

Figura 76 - Micrografias das ZTAs, com indicação, dos cordões de solda híbridos com adição de nitrogênio. O aumento do aporte térmico aumenta o percentual de ferrita na ZTA. O cordões da sequência HxxR possuem ZTA definida apenas na região de predominância do processo GTAW (próximo a superfície do cordão).



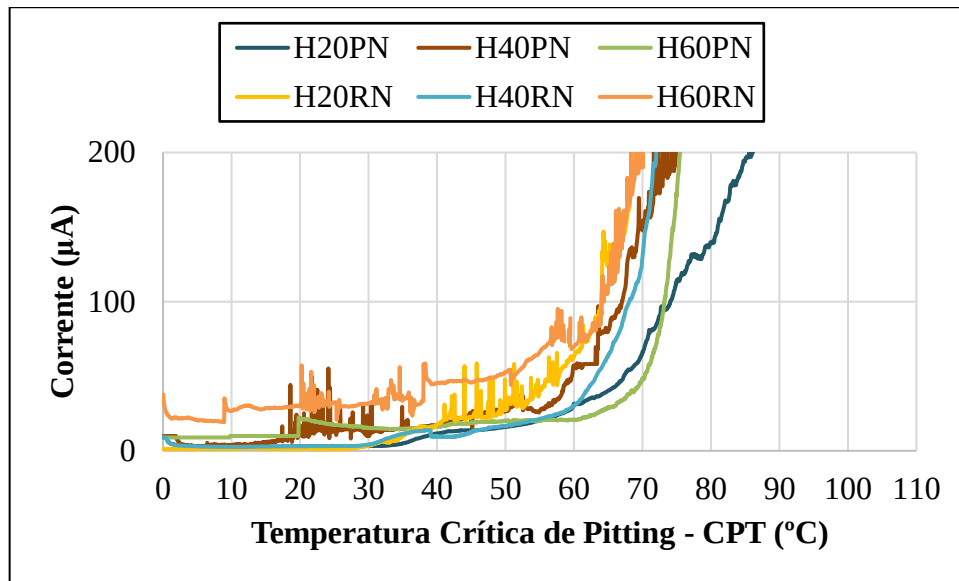
Fonte: Elaborado pelo autor.

4.5.3 Análise de Temperatura Crítica de Pitting (CPT)

Na Figura 77 são mostradas as curvas obtidas no ensaio CPT, enquanto na Figura 78 são apresentadas macrografias das regiões de ocorrência dos pites. Todos os cordões apresentaram valores acima dos demais processos, justificado pelo maior percentual de austenita na ZF promovido pela adição de nitrogênio. O melhor cordão foi o H40PN, atingindo

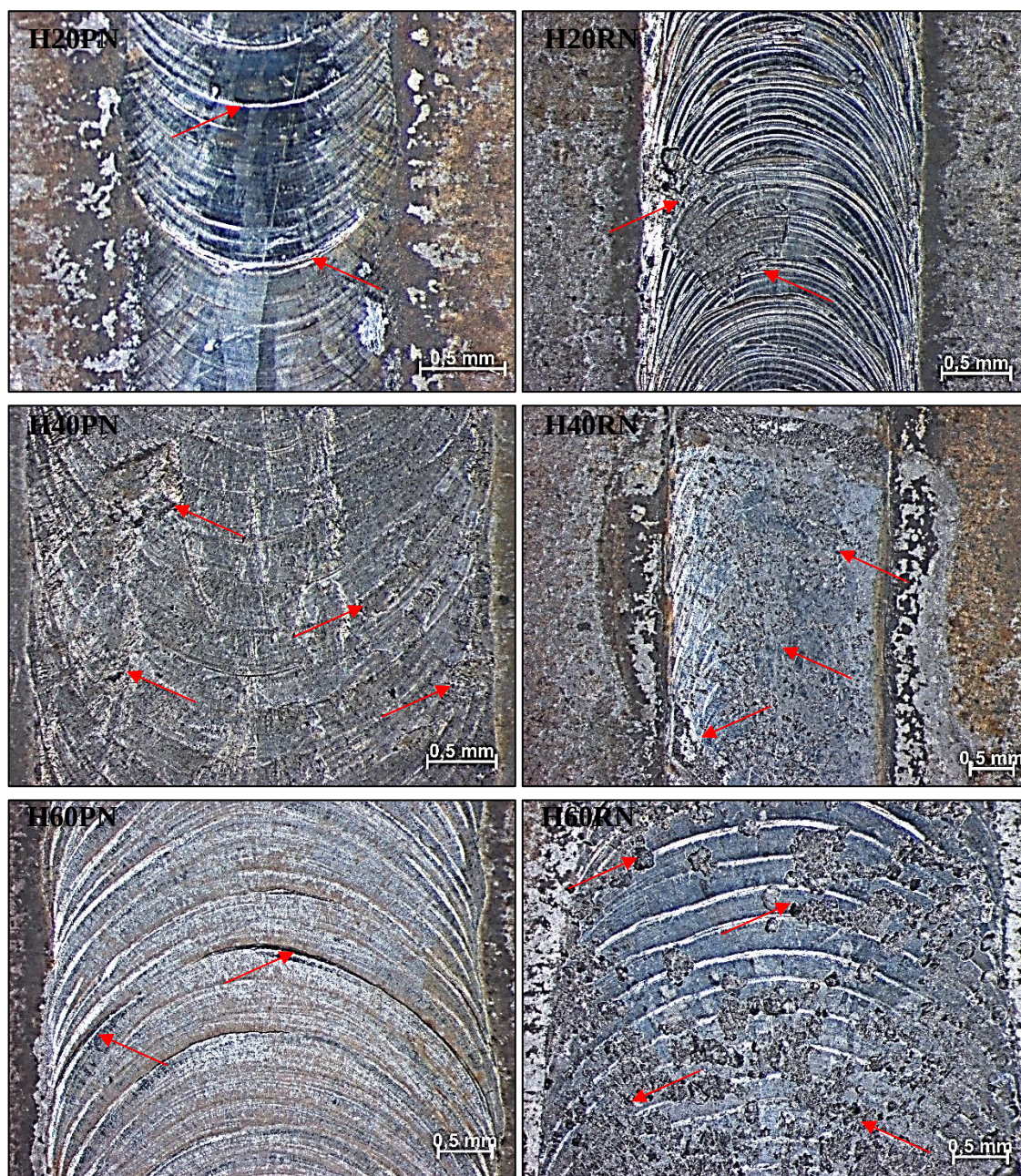
74°C, devido ao maior %V de γ na região mais próxima a superfície. Conforme os resultados de Ma *et al.* (2020), a maior resistência a corrosão da austenita se justifica por esta possuir maior valor de PREN devido a maiores quantidades de Mo e N dissolvidas nesta fase. Bayoumi e Ghanem (2005) também afirmam que o nitrogênio é adsorvido na interface do óxido metálico e resulta na repulsão dos íons Cl^- . Além disso, reage com os íons H^+ na solução levando a um pH mais alto, o que corrobora com seu efeito de retardamento à corrosão.

Figura 77 - Curvas do ensaio CPT dos cordões híbridos com adição de nitrogênio, evidenciando a corrente atingindo 100 μA à uma temperatura de 65°C para a curva H20PN, 74°C para H40PN, 73°C para H60PN, 64°C para H20RN, 68°C para H40RN e 64°C para H60RN.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 78 - Macrografias dos cordões de soldagem híbrida com adição de nitrogênio após o ensaio CPT, com indicação dos pites.



Fonte: Elaborado pelo autor.

4.5.4 Análise de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS)

A análise de EDS foi executada na ZF dos cordões híbridos com adição de nitrogênio e os resultados obtidos são apresentados na Tabela 17. As áreas analisadas são apresentadas no Apêndice A. Observa-se um aumento no teor de nitrogênio em relação aos valores do metal base, indicando que o processo híbrido promoveu sua absorção da atmosfera devido ao maior

aporte térmico que o processo laser pulsado isoladamente, como descrito por Reyes-Hernández *et al.* (2017).

Tabela 17 - Percentual em peso (%p) dos elementos químicos obtidos via EDS na zona fundida de cada cordão de solda.

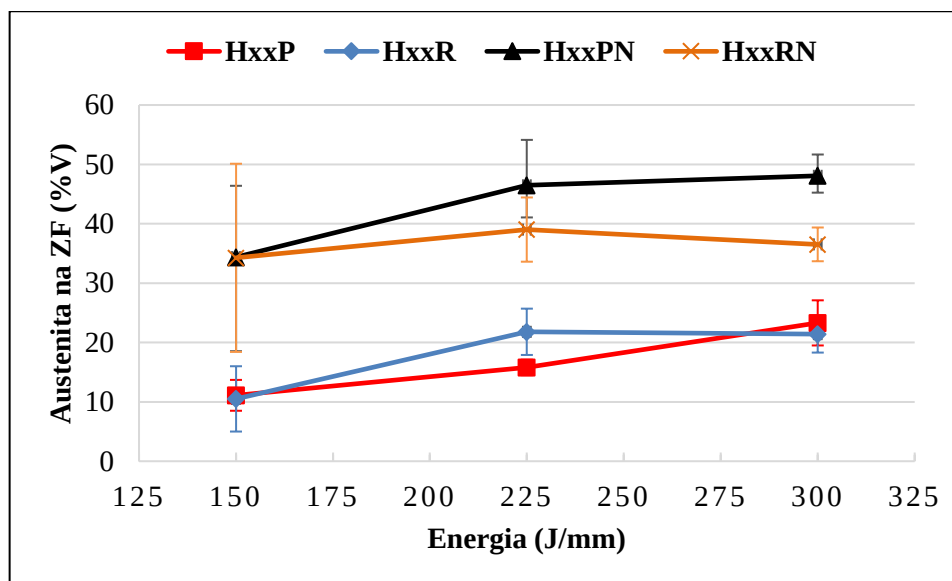
Elemento Químico	Percentual em peso na ZF					
	H20PN	H40PN	H60PN	H20RN	H40RN	H60RN
C	2	2,72	2,99	2,24	3,23	4,04
N	0,72	0,66	0,86	1,06	0,45	0,29
Si	0,12	0,15	0,41	0,34	0,45	0,32
Cr	24,9	24,8	25,5	25,15	25,32	25,09
Mn	1	0,84	0,68	0,43	0,66	0,7
Fe	59,79	60,31	59,45	59,96	59,33	59,04
Ni	6,92	6,41	6,55	6,72	6,68	6,62
Mo	3,71	3,74	3,37	3,59	3,51	3,59
W	0,47	0,03	0,13	0,15	0,25	0,31

Fonte: Elaborado pelo autor.

4.6 Aporte térmico, %V de austenita na ZF e resistência à corrosão

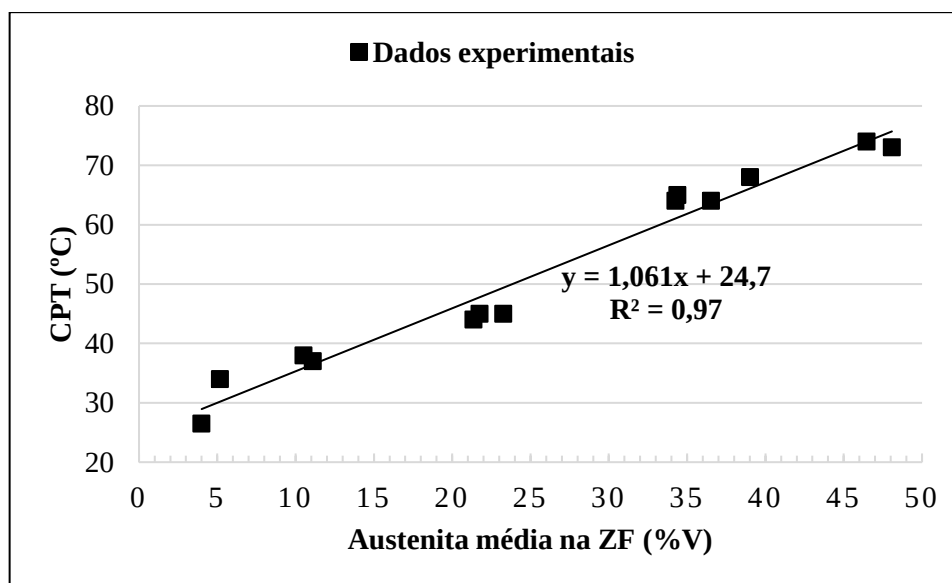
A comparação entre os processos executados evidencia os resultados satisfatórios do processo híbrido com adição de nitrogênio na união de chapas do aço AISD UNS S32750. Por isso, no Apêndice B é apresentado um resumo dos resultados, para mais fácil visualização. Na Figura 79 é apresentada a relação entre o aporte térmico e o %V na ZF, onde o aumento foi significativo com o uso do gás N₂ para um mesmo aporte térmico. Com os resultados obtidos anteriormente, independente do processo utilizado, é possível estabelecer uma relação entre %V de γ na ZF e os valores obtidos no ensaio CPT, onde uma equação linear pode ser construída, conforme demonstrado na Figura 80. Observa-se que a %V de γ é determinante na resistência a corrosão da ZF, justificando o desenvolvimento de técnicas que produzam juntas balanceadas.

Figura 79 - Relação entre aporte térmico e percentual de austenita na soldagem híbrida com (HxxP e HxxR) e sem adição de nitrogênio (HxxPN e HxxRN).



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 80 - Relação entre percentual de austenita na ZF e valores obtidos no ensaio CPT. No intervalo analisado (4% a 48% de γ na ZF), é possível definir uma relação linear através da equação CPT ($^{\circ}\text{C}$) = $1,061 \times \%V + 24,7$, com um coeficiente de determinação $R^2 = 0,97$.



Fonte: Elaborado pelo autor.

5 CONCLUSÃO

Os processos GTAW e Laser Pulsado, quando isolados, não promovem um balanço de fases próximo a 50% e, por este motivo, produziram cordões com desempenho ruim nos testes de resistência a corrosão (CPT), com valores muito distantes do metal base. Porém o estudo destas condições foi de grande valia para a determinação dos parâmetros a serem utilizados no processo híbrido, onde se estabeleceu uma condição ideal para maior obtenção de austenita na zona fundida. Ademais, o percentual de fases obtido pelo processo híbrido com adição de nitrogênio resultou em um bom desempenho de resistência a corrosão das juntas soldadas do aço inoxidável superduplex UNS S37250. Foi confirmada a viabilidade da soldagem híbrida GTAW-Laser Nd-YAG pulsado com adição de nitrogênio no controle da fração volumétrica das fases ferrita/austenita, revelando que é possível obter proporções balanceadas destas fases na união destas chapas. As demais conclusões são relacionadas a seguir:

- O metal base apresentou as características iniciais esperadas, com fração volumétrica aproximada de 49,9% de γ e 50,1% de δ com um desvio de $\pm 0,03\%$, desempenho no ensaio CPT similar ao encontrado na literatura, atingindo 92°C, e morfologia microestrutural com grãos alongados no sentido de laminação do material;

- É possível utilizar o processo laser pulsado para a união de chapas de 3 mm do aço UNS S32750, com energia de pico de até 2,5 kW. Acima deste valor, a presença de defeitos como porosidades e respingos foi observada. Ademais, os parâmetros do cordão L7 foram satisfatórios para uma soldagem de ambos os lados, devido a penetração além da metade da chapa ($1,75 \pm 0,03$ mm), sendo esta definida como a condição ótima para a soldagem híbrida neste estudo. Porém, este processo com aporte térmico entre 30 e 112,5 J/mm, apesar de apresentar uma zona termicamente afetada imperceptível, produziu cordões com fração volumétrica de austenita abaixo de 8% em todas as condições e em todas as regiões da zona fundida analisadas, justificado pelo baixo aporte térmico que ocasiona o rápido resfriamento da poça de fusão. Como consequência, apresentou baixa resistência à corrosão, atingindo 26°C no ensaio CPT do cordão L7, valor muito abaixo do metal base;

- A soldagem laser pulsada em atmosfera de nitrogênio com aporte térmico entre 30 e 93,8 J/mm não produziu nenhum efeito benéfico distinto na zona fundida. Logo, não foi efetiva para promover a interação do nitrogênio com a zona fundida e, conseqüentemente, não alterou a fração volumétrica de austenita quando comparada à realizada em atmosfera de argônio com os mesmos parâmetros. Dessa forma, não foi notada melhora na resistência a corrosão, já que o cordão N7, que tem os mesmos parâmetros do L7, atingiu 27°C no ensaio CPT;

- O processo GTAW com aporte térmico entre 75 e 225 J/mm produziu cordões com um máximo de 1 mm de penetração, se mostrando insuficiente para a união de chapas de 3mm, mesmo no aporte térmico mais elevado. Notou-se ainda um efeito maior do aporte térmico sobre a largura dos cordões, que variou entre 1,42 e 4,04mm. Logo, um aumento da energia inserida, para que a penetração atingisse o mínimo de 1,5mm, provocaria um alargamento demasiado dos cordões, aumentando o contato da zona fundida com a atmosfera, prejudicando a resistência a corrosão. A fração volumétrica de austenita presente na zona fundida foi maior que a obtida no processo laser pulsado, variando entre 5 e 21,7%, porém observa-se uma tendência a estabilização do efeito do aporte térmico já a partir do cordão T2 (113 J/mm e 19,3% de austenita), pois foi executado com aproximadamente metade da energia do cordão T5 (225 J/mm e 21,7% de austenita) e resultou em apenas 2,4% a menos de austenita na zona fundida. Este processo apresentou uma zona termicamente afetada definida, com uma banda de maior fração volumétrica de ferrita em volta da zona fundida. Como resultado, os valores dos testes CPT também foram muito abaixo do metal base, porém acima do processo laser pulsado, com 34°C para o cordão T1 e 43°C para o T5;

- No processo de soldagem híbrido GTAW-Laser Pulsado o correto alinhamento do foco do laser com o eletrodo GTAW é fundamental para evitar defeitos. Além disso, este processo produz zonas fundidas com dimensões mais largas próximas à superfície, características do processo GTAW, enquanto as regiões mais profundas são mais estreitas, características do processo Laser Pulsado. A penetração da solda foi maior que os demais processos isolados, resultado de um efeito sinérgico entre eles, variando de 2,06 a 2,85mm para o caso de disparo na poça (HxxP) e 1,95 a 2,79mm para o caso de recobrimento (HxxR), com aporte térmico variando entre 150 e 300 J/mm;

- Devido ao maior aporte térmico que os demais processos, em todas as condições de soldagem híbrida (com e sem adição de nitrogênio) observou-se na zona fundida a presença de morfologias de austenita intragranular, intergranular e de Widmanstätten. Porém, as regiões que receberam mais calor e possuem um resfriamento mais lento, como é o caso das proximidades da superfície, resultaram em maior formação de γ Widmanstätten, enquanto regiões de resfriamento mais rápido, como as mais profundas do cordão, mantiveram a maior presença de γ intergranular e intragranular inicialmente formadas. Este efeito é acentuado no processo de recobrimento (HxxR), onde se observa maior fração de ferrita nas zonas mais profundas do cordão, já que menor energia é aplicada simultaneamente pelos processos em uma mesma região do material e menor é o tempo para nucleação e crescimento da austenita;

- Os cordões híbridos da sequência HxxP apresentaram uma zona termicamente afetada definida em toda sua extensão. Já na sequência HxxR prevaleceu a característica de cada processo: uma zona termicamente afetada característica do processo GTAW nas regiões mais próximas a superfície, porém imperceptível nas regiões mais profundas do cordão, característica do processo laser pulsado. O mesmo fenômeno foi observado nas sequências HxxPN e HxxRN;

- A aplicação da soldagem híbrida com adição de nitrogênio se mostrou eficaz para promover a interação do gás com a poça de fusão, principalmente no caso do disparo na poça (HxxP), que apresentou maior percentual em peso deste elemento no ensaio EDS em comparação ao recobrimento (HxxR) e ao metal base. Quando comparados aos demais processos, todos os cordões híbridos com adição de nitrogênio, com aporte térmico entre 150 e 300 J/mm, apresentaram maior fração volumétrica de austenita na zona fundida (variando 34,1% a 48,1%), principalmente nas proximidades da superfície do cordão (36,2% a 51,3%). Isso resultou em uma boa resistência à corrosão, atingindo valores maiores que os demais processos nos ensaios CPT, de 64°C nos cordões H60RN e H60PN até 74°C no cordão H40PN, devido a sua maior fração de austenita na região mais próxima da superfície;

- Independente do processo utilizado, uma relação direta entre a fração volumétrica média de austenita na zona fundida e o desempenho no ensaio CPT pode ser estabelecida para a soldagem de chapas de 3mm do aço UNS S32750 para um percentual de austenita variando entre 4% e 48% e aporte térmico variando entre 75 e 300 J/mm. A equação é $CPT (^{\circ}C) = 1,061 \times \%V + 24,7$, com um coeficiente de determinação $R^2=0,97$;

- Por fim, a melhor condição para soldagem de chapas de 3mm do aço UNS S32750 é a H40PN, devido a sua maior fração volumétrica de austenita nas proximidades da superfície da zona fundida (51,3%), ao melhor desempenho no ensaio CPT (74°C) e a ausência de defeitos, além de uma largura menor que os aportes térmicos mais elevados, de forma a manter um menor contato com o ambiente. Os parâmetros são definidos como: velocidade de soldagem de 2 mm/s, fluxo de argônio de 15 L/min, fluxo de nitrogênio de 18 L/min, corrente GTAW de 40A, tensão GTAW de 10A, frequência do pulso do laser de 6Hz, energia de pico do laser de 2,5kW e largura temporal do laser de 10ms.

Para trabalhos futuros, sugere-se a análise de EDS em cada fase presente na zona fundida para verificar a quantidade de nitrogênio, a execução de novos cordões híbridos com um aumento do aporte térmico acima de 300 J/mm para possibilitar a soldagem de chapas de 3 mm em um único passe e a confirmação da relação $CPT (^{\circ}C) = 1,061 \times \%V + 24,7$ em parâmetros diferentes dos apresentados neste estudo.

REFERÊNCIAS

- ANDRADE, G. G. **Soldagem à laser Nd:YAG** pulsado no aço superaustenítico AISI 904L. 2018. 103 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2018.
- ASTM E407-07(2015)e1. **Standard practice for microetching metals and alloys**. West Conshohocken: ASTM International, 2015.
- ASTM G150: **Standard test method for electrochemical critical pitting temperature testing of stainless steels**. Philadelphia: ASTM, 2013.
- BAYOUMI, F. M.; GHANEM, W. A. Effect of nitrogen on the corrosion behavior of austenitic stainless steel in chloride solutions. **Materials Letters**, v. 59, n. 26, p. 3311-3314, 2005. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X05005483>. Acesso em: 22 dez. 2020.
- BETINI, E. G. *et al.* Effect of nitrogen addition to shielding gas on cooling rates and in the microstructure of thin sheets of duplex stainless steel welded by pulsed gas tungsten Arc welding process. **Material Research**, São Carlos, v. 22, supl.1, e20190247, 2019 . Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392019000700220&lng=en&nrm=iso. Acesso em: 26 nov. 2020.
- BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: microstructure and properties**. 3 ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2006. 360 p.
- BREDA, M. **Phase stability in duplex steels**. 2019. 233 f. Tese (Dottorato in Ingegneria Industriale) - Università Degli Studi di Padova, Padova, 2019.
- CARDOSO, R. J. **Avaliação da soldagem multipasse de chapas espessas do aço inoxidável Lean Duplex UNS S32204 Soldadas pelos Processos SMAW, GMAW e FCAW**. 106 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2012.
- CALLISTER, W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma Introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.
- CASALINO, G.; MORTELLO, M. Laser-arc combined welding of aa5754 alloy. **Materials Letters**, London, v. 284, Pt 1, 2021, p. 128946. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X20316530>. Acesso em: 10 jan. 2021.
- CHEN, L.; TAN, H.; WANG, Z.; LI, J.; JIANG, Y. Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex stainless steels. **Corrosion Science**, v. 58, p. 168-174, 2012. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X12000522>. Acesso em: 25 jun. 2019.
- CHEN, X.; YU, G.; HE, X.; LI, S.; LI, Z.; Numerical study of heat transfer and solute distribution in hybrid laser-MIG welding. **International Journal of Thermal Sciences**, Paris,

v. 149, p. 106182, 2020. Disponível em:

<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1290072919304892>. Acesso em: 05 jan. 2021.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 2005.

COJOCARU, E. M.; RADUCANU, D.; NOCIVIN, A.; COJOCARU, V. D. Influence of ageing treatment temperature and duration on σ -phase precipitation and mechanical properties of UNS S32750 SDSS alloy. **Journal of Advanced Research**, New York, 2020, Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2090123220302290>. Acesso em: 12 dez. 2020.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 4. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 2008.

CRESPO, G. S. **Influência da energia do pulso de soldagem laser Nd:YAG no balanço de fases ferrita/austenita do aço inoxidável duplex UNS S32750**. 2014. 87f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2014.

DA CRUZ JUNIOR, E. J.; FRANZINI, O. D.; CALLIARI, I. *et al.* Effects of nickel addition on the microstructure of laser-welded UNS S32750 duplex stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Warrendale, v. 50, p. 1616-1618, 2019.

DEVENDRANATH, R. K.; MISHRA, B. D.; GANESH, M. K. R.; VIGNESH, G.; THIRUVENGATAM, S. P.; SUDHARSHAN, N; ARIVAZHAGAN, N; SIVASHANMUGAM, ARUL, M. R. Effect of optimal weld parameters in the microstructure and mechanical properties of autogeneous gas tungsten arc weldments of super-duplex stainless steel UNS S32750. **Materials & Design**, Surrey, v. 66, p. 356-365, 2015.

EGHLIMI, A.; SHAMANIAN, M.; ESKANDARIAN, M.; ZABOLIAN, A.; NEZAKAT, M.; SZPUNAR, J. A. Evaluation of microstructure and texture across the welded interface of super duplex stainless steel and high strength low alloy steel. **Surface and Coatings Technology**, Lausanne, v. 264, p. 150-162, 2015a. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0257897214012043>. Acesso em: 12 set. 2020.

EGHLIMI, A.; SHAMANIAN, M.; ESKANDARIAN, M.; ZABOLIAN, A.; SZPUNAR, J. A. Characterization of microstructure and texture across dissimilar super duplex/austenitic stainless steel weldment joint by super duplex filler metal. **Materials Characterization**, New York, v. 106, p. 27-35, 2015b. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580315001643>. Acesso em: 15 nov. 2020.

ESAB. **Processo de soldagem TIG (GTAW)**. 2020. Disponível em https://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_tig_gtaw.cfm. Acesso em: 07 jan. 2021.

FRANZINI, O. D. **Aplicação de laser pulsado Nd: Yag na soldagem do aço superduplex UNS S32750**. 2016. 72 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2016.

FARAJI, A. H.; MORADI, M.; GOODARZI, M.; COLUCCI, P.; MALETTA, C. An investigation on capability of hybrid Nd:YAG laser-TIG welding technology for AA2198 Al-Li alloy. **Optics and Lasers in Engineering**, London, v. 96, p. 1-6, 2017. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0143816616305723>. Acesso em: 16 nov. 2020.

FONSECA, C. S.; PINHEIRO, I. P.; SILVA, S. N. Influência do aporte térmico sobre a morfologia da austenita e na quantidade das fases em chapas soldadas de aço inoxidável duplex SAF2205. **Matéria**, Rio de Janeiro, v. 21, n. 1, p. 227-234, 2016. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1517-70762016000100021&lng=en&nrm=iso. Acesso em: 15 dez. 2020.

GAO, X.; LIU, J.; ZHANG, L.; ZHANG, J. Effect of the overlapping factor on the microstructure and mechanical properties of pulsed Nd:YAG laser welded Ti6Al4V sheets. **Materials Characterization**, New York, v. 93, p. 136-149, 2014. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580314001259>. Acesso em: 15 dez. 2019.

GENTIL, V., **Corrosão**, 4. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2003.

GENNARI, C.; LAGO, M.; BÖGRE, B.; MÉSZÁROS, I.; CALLIARI, I.; PEZZATO, L. Microstructural and Corrosion Properties of Cold Rolled Laser Welded UNS S32750 Duplex Stainless Steel. **Metals**, London, v. 8, 2018. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/met8121074>. Acesso em: 20 dez. 2020.

GUO, Y. *et al.* Effect of hydrogen on corrosion behavior of s32750 super duplex stainless steel. **International Journal of Electrochemical Science**, [s.l.], v. 13, n. 11, p. 10302-10313, 2018.

HEPING, L.; XUEJUN, J. Secondary austenite morphologies in fusion zone of welded joint after postweld heat treatment with a continuous wave laser. **Journal of Materials Science & Technology**, London, v. 28, n. 3, p. 249-254, 2012. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1005030212600498>. Acesso em: 15 dez. 2020.

HORIZONTE MINERALS PLC. **Mercado de níquel**. 2019. Disponível em: <https://horizonteminerals.com/br/pt/niquel/>. Acesso em: 12 out. 2020.

JAGESVAR, V.; RAVINDRA, V. T. Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments - a review. **Journal of Manufacturing Processes**, Deaborn, v. 25, p. 134-152, 2017.

JINLONG, L.; ZHUQING, W. Sensitization evaluation of the AISI 2205 duplex stainless steel by the IQ value in EBSD technique. **Engineering Failure Analysis**, Oxford, v. 105, p.

65-69, 2019. Disponível em:

<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1350630717309299>. Acesso em: 20 out. 2020.

KANGDA, H.; CHEN, Z.; XIAOYAN Z.; MING G. Effect of heat input on weld microstructure and toughness of laser-arc hybrid welding of martensitic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 245, p. 7-14, 2017.

KANNATEY-ASIBU JR, E. **Principles of laser materials processing**. New Jersey: John Wiley & Sons, 2009. 819 p.

KUMAR, P.; SINHA, A. N. Comparative analysis of pulsed Nd: YAG laser welding of 304L and 904L stainless steel. **Materials Today: Proceedings**, Cleveland, 2020. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785320316266>. Acesso em: 12 set. 2020.

LAPECHENKOV, A.; FEDOROV, A.; GALATA, L.; PISKAREV, A. Comparative analysis of the corrosion resistance of UNS S31200 duplex stainless steel and its analogue. **Materials Today: Proceedings**, v. 30, Pt 3, p. 361-364, 2020, Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785319341859>. Acesso em: 28 dez. 2020.

LAWRENCE, J. **Advances in laser materials processing: technology, research and applications**. Duxford: Woodhead Publishing, 2018. 802 p.

LONDON METAL EXCHANGE. **LME Nickel**. 2020. Disponível em: <https://www.lme.com/en-GB/Metals/Non-ferrous/Nickel#tabIndex=0>. Acesso em: 06 jan. 2021.

LUNDIN, C. D.; RUSSEL, S. W. **The development of qualification standards for cast duplex stainless steel**. Materials Joining Group - Materials Science and Engineering. Tennessee: Tennessee Knoxville University of, 2005. 166 p. (This is volume 2 to 5 of the final report for The Department of Energy Grant # DE-FC07-00 ID13975 entitled "Behavior of Duplex Stainless Steel Castings").

MA, C. Y.; ZHOU, L.; ZHANG, R. X.; LI, D. G.; SHU, F. Y.; SONG, X. G.; ZHAO, Y. Q. Enhancement in mechanical properties and corrosion resistance of 2507 duplex stainless steel via friction stir processing. **Journal of Materials Research and Technology**, Rio de Janeiro, v. 9, n. 4, p. 8296-8305, 2020. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785420313235>. Acesso em: 12 jan. 2021.

MADADI, F.; SHAMANIAN, M.; ASHRAFIZADEH, F. **Effect of pulse current on microstructure and wear resistance of Stellite6/tungsten carbide claddings produced by tungsten inert gas process**. Surface & Coatings Technology - SURF COAT TECH. 205. 2011. 4320-4328. 10.1016/j.surfcoat.2011.03.076.

MAFTOUM, R. A.; BORGES, P. C.; MARQUEZE, C. M. Influência do nitrogênio na resistência à erosão por cavitação do aço inoxidável martensítico. **Matéria**, Rio de Janeiro, v.

22, Supl. 1, e11933, 2017. http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1517-70762017000500427&lng=en&nrm=iso. Acesso em: 15 dez. 2020.

MAGALHÃES, C. H. X. M. *et al.* Characterization of the austenite reformation mechanisms as a function of the initial ferritic state in a UNS S32304 Duplex stainless steel. **Materials Research**, São Carlos, v. 20, n. 6, p. 1470-1479, Dec. 2017. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392017000601470&lng=en&nrm=iso. Acesso em: 17 dez. 2020.

MARQUES, I. J.; SILVA, F. J.; SANTOS, T. F. A. Rapid precipitation of intermetallic phases during isothermal treatment of duplex stainless steel joints produced by friction stir welding. **Journal of Alloys and Compounds**, Lausanne, v. 820, p. 153170, 2020. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838819344160>. Acesso em: 12 jan. 2021.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. São Paulo: Ed. SENAI-SP, 2001. 100 p.

MOHAMMED, G. R.; ISHAK, M.; AGIDA, S. N.; ABDULHADI, H. A. Effects of heat input on microstructure, corrosion and mechanical characteristics of welded austenitic and duplex stainless steel: a review. **Metals**, v. 7, 2017a. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/313123541_Effects_of_Heat_Input_on_Microstructure_Corrosion_and_Mechanical_Characteristics_of_Welded_Austenitic_and_Duplex_Stainless_Steels_A_Review. Acesso em: 12 jan. 2021.

MOHAMMED, G. R.; ISHAK, M.; AGIDA, S. N.; ABDULHADI, H. A. **Fiber laser welding of dissimilar 2205/304 stainless steel plates**. v. 7, n. 12, p. 546, 2017b.

MOURAD, H. I.; KHOURSHID, A.; SHAREF, T. Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties. **Materials Science and Engineering A**, Lausanne, n. 549, p. 105-113, 2012.

MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P. B.; SHANKAR, S. K.; SUNDARESAN, S. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31805) weld metals. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 59, p. 2305-2309, 2005.

NITHIN RAJ, P.; SIVAN, A. P.; SEKAR, K. *et al.* Effect of austenite reformation on localized corrosion resistance of hyper-duplex stainless steel in hot chloride solution. **Inter Metalcast**, [s.l.], v. 14, p. 167-178, 2020. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40962-019-00348-7>.

OLSEN, F. O. **Hybrid laser-arc welding**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2009, 328 p.

PAIVA, T. C. C. *et al.* Análise da influência do gás de purga na raiz de juntas soldadas pelo processo GTAW em aço inoxidável superduplex UNS S32750. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 19, n. 2, p. 125-133, 2014. Disponível em http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242014000200004&lng=pt&nrm=iso. Acessos em: 23 set. 2020.

PANWISAWAS, C.; PERUMAL, B.; WARD, R. M.; TURNER, N.; TURNER, R. P.; BROOKS, J. W.; BASOALTO, H. C. Keyhole formation and thermal fluid flow-induced porosity during laser fusion welding in titanium alloys: experimental and modelling. **Acta Materialia**, Oxford, v. 126, p. 251-263, 2017. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645416310102>. Acesso em: 15 dez. 2019.

RAMIREZ, A. J.; BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. Secondary austenite and chromium nitride precipitation in simulated heat affected zones of duplex stainless steels. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 4, p. 301-313, 2004. DOI: 10.1179/136217104225021715.

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

READY, J. F. **Industrial applications of lasers**. 2. ed. San Diego: Academic Press, 1997. 599 p.

REYES-HERNÁNDEZ, D.; MANZANO-RAMÍREZ, A.; ENCINAS, A.; SÁNCHEZ-CABRERA, V. M.; MARROQUÍN DE JESÚS, Á.; GARCÍA-GARCÍA, R.; OROZCO, G.; OLIVARES-RAMÍREZ, J. M. Addition of nitrogen to GTAW welding duplex steel 2205 and its effect on fatigue strength and corrosion. **Fuel**, Guilford, v. 198, p. 165-169, 2017. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S001623611730008X>. Acesso em: 16 nov. 2019.

RITONI, E. **Efeito da adição de nitrogênio e da temperatura de solubilização nas propriedades mecânicas de aços inoxidáveis duplex fundidos**. 2010. 95 f. Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.

RODRIGUES, T. J. **Soldagem dissimilar autógena com laser pulsado Nd: YAG dos aços superduplex UNS S32750 e superaustenítico AISI 904l**. 2019. 80 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2019. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/181422>. Acesso em: 20 jun. 2020.

RODRIGUES, D. G.; BRAGA MARIA, G. G.; VIANA, N. A. L.; SANTOS, D. B. Effect of low cold-rolling strain on microstructure, texture, phase transformation, and mechanical properties of 2304 lean duplex stainless steel. **Materials Characterization**, New York, v. 150, p. 138-149, 2019. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1044580318331991>. Acesso em: 20 nov. 2020.

ROVERE, C. A. D.; RIBEIRO, C. R.; SILVA, R.; ALCÂNTARA, N. G.; KURI, S. E.; Microestrutura e resistência à corrosão de aços inoxidáveis supermartensíticos soldados por fricção radial. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 19, n. 3, p.255-263, 2014.

SALES, A. M.; WESTIN, E. M.; COLEGROVE, P. Effect of nitrogen in backing gas on duplex root weld properties of heavy walled pipe. **Welding in the World**, London, v. 60, p.877-882, 2016.

SALGADO, D. F. **Influência dos parâmetros de usinagem na qualidade da microfuração com laser pulsado Nd: Yag** em chapas de aço inoxidável AISI 316L. 2016. 68 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2016. Disponível em: <https://repositorio.unesp.br/handle/11449/147103>. Acesso em: 20 dez. 2020.

SATHIRACHINDA, N.; PETTERSSON, R.; PAN, J. Depletion effects at phase boundaries in 2205 duplex stainless steel characterized with SKPFM e TEM/EDS. **Corrosion Science**, Oxford, v. 51, p. 1850-1860, 2009.

SARAVANAN, S.; RAGHUKANDAN, K.; SIVAGURUMANIKANDAN, N. Pulsed Nd: YAG laser welding and subsequent post-weld heat treatment on super duplex stainless steel. **Journal of Manufacturing Processes**, Dearborn, v. 25, p. 284-289, 2017.

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

SENTHIL KUMAR, G.; RAMAKRISHNAN, R. **Investigation on aisi 430 ferritic stainless steel weldment by Tig, Mig welding and continuous drive friction welding**. IOP CS: Materials Science and Engineering, 2020. doi:10.1088/1757-899X/912/3/032009.

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

SILVA, A. L. C. ; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 1988.

SILVA, V. G.; ANDRADE, C. A.; GUEDES, F. M. F.; BRITO, R. F. de; ALMEIDA, Neusvaldo L. de. Avaliação de aços inoxidáveis em meios que simulam condições de permutadores de calor na indústria o petróleo. In: **CONFERÊNCIA SOBRE TECNOLOGIA DE EQUIPAMENTOS**, COTEQ, 13., 2015, Cabo de Santo Agostinho. Anai [...]. Cabo de Santo Agostinh: [s.n.], 2015. p. 994-1009.

SOUZA, J. P. B. *et al.* Análise da resistência à corrosão por pite em soldas de reparo pelo processo TIG em aço inoxidável superduplex UNS S32750. **Soldagem Inspeção**, São Paulo , v. 16, n. 2, p. 104-113, 2011. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242011000200003&lng=en&nrm=iso. Acesso em: 23 set. 2020.

SINGH, S. R.; KHANNA, P. A-TIG activated flux tungsten inert gas) welding: a review, **Materials Today: Proceedings**, 2020, Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214785320383358>. Acesso em: 12 jan. 2021.

SRIKANTH, S.; PARTHIBAN, A. **Microstructural analysis of Nd:YAG laser welding for Inconel alloy**. Materials Today: Proceedings, jul. 2019.

STEEN, W. M. **Laser material processing**. 4. ed. New York: Springer-Verlag, 2010. 408 p.

SURINDER, T.; ANIRBAN, B. Activated-TIG welding of different steels: influence of various flux and shielding gas. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 31, p. 335-342, 2016. DOI: <https://doi.org/10.1080/10426914.2015.1037914>.

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

TINITA ENGINEERING PRIVATE LIMITED. **Super Duplex 2507 Heat Exchangers**. 2020. Disponível em: <https://www.tinita.in/super-duplex-steel-2507-heat-exchangers-manufacturer-exporters.html>. Acesso em: 12 jan. 2021.

VANDER VOORT, G. F. **Atlas of time - temperature diagrams for irons and steels**. [s.n.]: ASM International, 1991. 766 p.

VARBAI, B.; PICKLE, T.; MÁJLINGER, K. Effect of heat input and role of nitrogen on the phase evolution of 2205 duplex stainless steel weldment. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Barking, v. 176, p. 103952, 2019. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0308016119300080>. Acesso em: 20 nov. 2020.

VIDEIRA, A. M. **Influência do aporte térmico da soldagem gtaw no balanço de fases ferrita/austenita do aço inoxidável duplex UNS S32205**. 2016. 96 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais e Processos de Fabricação) – Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2016.

VIDEIRA, A. M.; CRESPO, G. S.; VENTRELLA, V. A. Application of pulsed laser Nd:YAG in superduplex steel UNS S 32750: autogenous laser welding, Laser welding with refusion process by laser and Hybrid welding (laser/GTAW). In: LARRY, P. T. (org.). **Nd:YAG lasers: technology and applications**. New York: Nova Science Publishers, 2020. V. 1, p. 63-89.

YOON, H.; HÁ, H.; KIM, S.; LEE, T.; JANG, J. H.; MOON, J.; KANG, N. Effects of carbon substitution for nitrogen on the pitting corrosion resistance of type UNS S32205 duplex stainless steel. **Corrosion Science**, Oxford, v. 164, p. 108308, 2020. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0010938X19311412>. Acesso em: 15 jan. 2021.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. **Soldagem - Processos e metalurgia**. São Paulo: Blucher. 1992.

WANG, H.; ZOU, Y. Microscale interaction between laser and metal powder in powder bed additive manufacturing: conduction mode versus keyhole mode. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, Oxford, v. 142, p. 118473, 2019. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0017931019305113>. Acesso em: 29 dez. 2020.

WEMAN, K. **Welding processes handbook**. 2. ed. Estocolmo: Woodhead Publishing Limited and CRC Press LLC, 2012. 281 p.

ZAMBON, A; BONOLLO, F. Rapid solidification in laser welding of stainless steels. **Materials Science and Engineering: A**, Lausanne, v. 178, n. 1-2, p. 203-207, 1994,

ZHANG, Z.; JING, H.; XU, L.; HAN, Y.; ZHAO, L.; ZHOU, C. Effects of nitrogen in shielding gas on microstructure evolution and localized corrosion behavior of duplex stainless steel welding joint. **Applied Surface Science**, Amsterdam, v. 404, p. 110-128, 2017. Disponível em: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S016943321730274X>. Acesso em: 20 abr. 2020.

ANEXO A – FICHAS CRISTALOGRÁFICAS DO ENSAIO DE DIFRAÇÃO DE RAIOS-X

Figura 81 - Ficha cristalográfica da fase ferrita.

Pattern : 6-696		Radiation = 1.540598				Quality : High				
Fe		2th	I	h	k	l				
Iron, syn / Iron ferrite		44.674	100	1	1	0				
		65.023	20	2	0	0				
		82.335	30	2	1	1				
		98.948	10	2	2	0				
		116.390	12	3	1	0				
		137.143	6	2	2	2				
Lattice : Body-centered cubic		Mol. weight = 55.85								
S.G. : Im3m (229)		Volume [CD] = 23.55								
a = 2.86640		Dx = 7.875								
Z = 2										
COLOR : Gray, light gray metallic GENERAL COMMENTS : Total impurities of sample <0.0013% each metals and non-metals. TEMP. OF DATA COLLECTION : Pattern taken at 25 C. SAMPLE PREPARATION : The iron used was an exceptionally pure rolled sheet prepared at the NBS, Gaithersburg, MD, USA., [Moore, G., J. Met., 5 1443 (1953)]. It was annealed in an H2 atmosphere for 3 days at 1100 C and slowly cooled in a He atmosphere. GENERAL COMMENTS : gamma-Fe (fcc)=(1390 C) delta-Fe (bcc). GENERAL COMMENTS : Opaque mineral optical data on specimen from Meteorite: RR2Re= 57.7, Disp.=16, VHN=158 (mean at 100, 200, 300), Color values=.311, .316, 57.9, Ref.: IMA Commission on Ore Microscopy QDF. DATA COLLECTION FLAG: Ambient.										
CAS: 7439-89-6 *Natl. Bur. Stand. (U.S.), Circ. 539, volume 0, page 3, (1955) primary reference : Swanson et al.										
Radiation : CuKa1		Filter : Beta								
Lambda : 1.54050		d-sp : Not given								
SS/FOM : F6=225(0.0044,6)										

Fonte: UFSCar.

Figura 82 - Ficha cristalográfica da fase austenita.

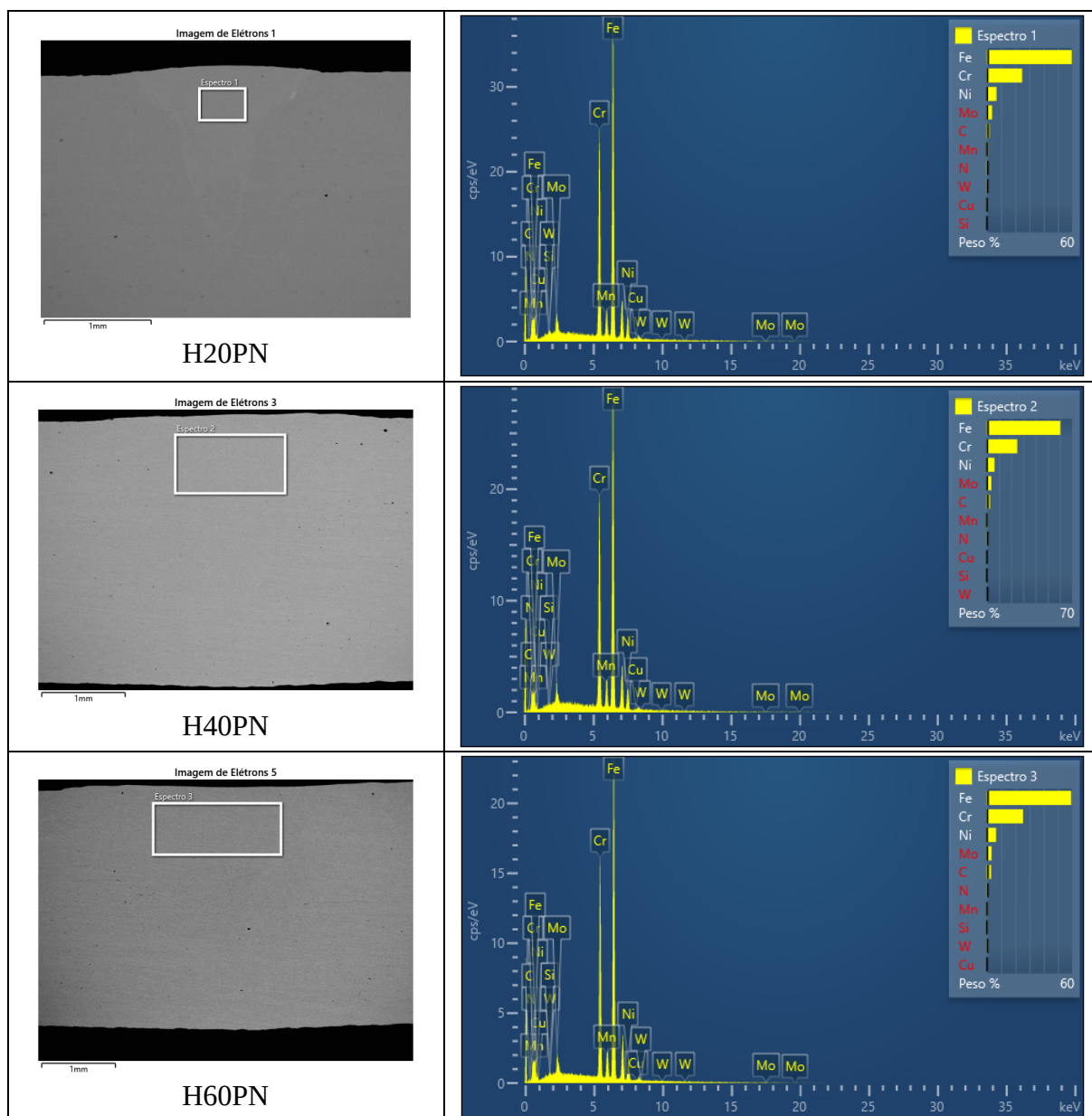
Pattern : 31-619		Radiation = 1.540598					Quality : Deleted				
(Fe , C)		2th	l	h	k	l					
Iron austenite		43.473	100	1	1	1					
		50.674	80	2	0	0					
		74.679	50	2	2	0					
		90.676	80	3	1	1					
		95.944	50	2	2	2					
		117.716	30	4	0	0					
Lattice : Face-centered cubic		Mol. weight = 562.67									
S.G. : Fm3m (225)		Volume [CD] = 46.66									
a = 3.60000		Dx = 7.730									
	Z = 0										
GENERAL COMMENTS : Density 8.0 was calculated for 0.75 wt.% C. GENERAL COMMENTS : Material: 13/12 type of stainless steel. GENERAL COMMENTS : The lattice-dimension allows for variations observed. GENERAL COMMENTS : Approximately correct for austenite in most stainless steels. ADDITIONAL PATTERN : To replace 23-298. DELETED AND REJECTED BY : Delete: 33-397 is better, WFM 11/98. DATA COLLECTION FLAG: Ambient.											
*Metallurgia, volume 40, page 103, (1949) primary reference : Goldschmidt.											
Radiation : CoKa		Filter : Not specified									
Lambda : 1.79020		d-sp : Not given									
SS/FOM : F6= 6(0.1810,6)											

Fonte: UFSCar.

APÊNDICE A - RESULTADOS EDS

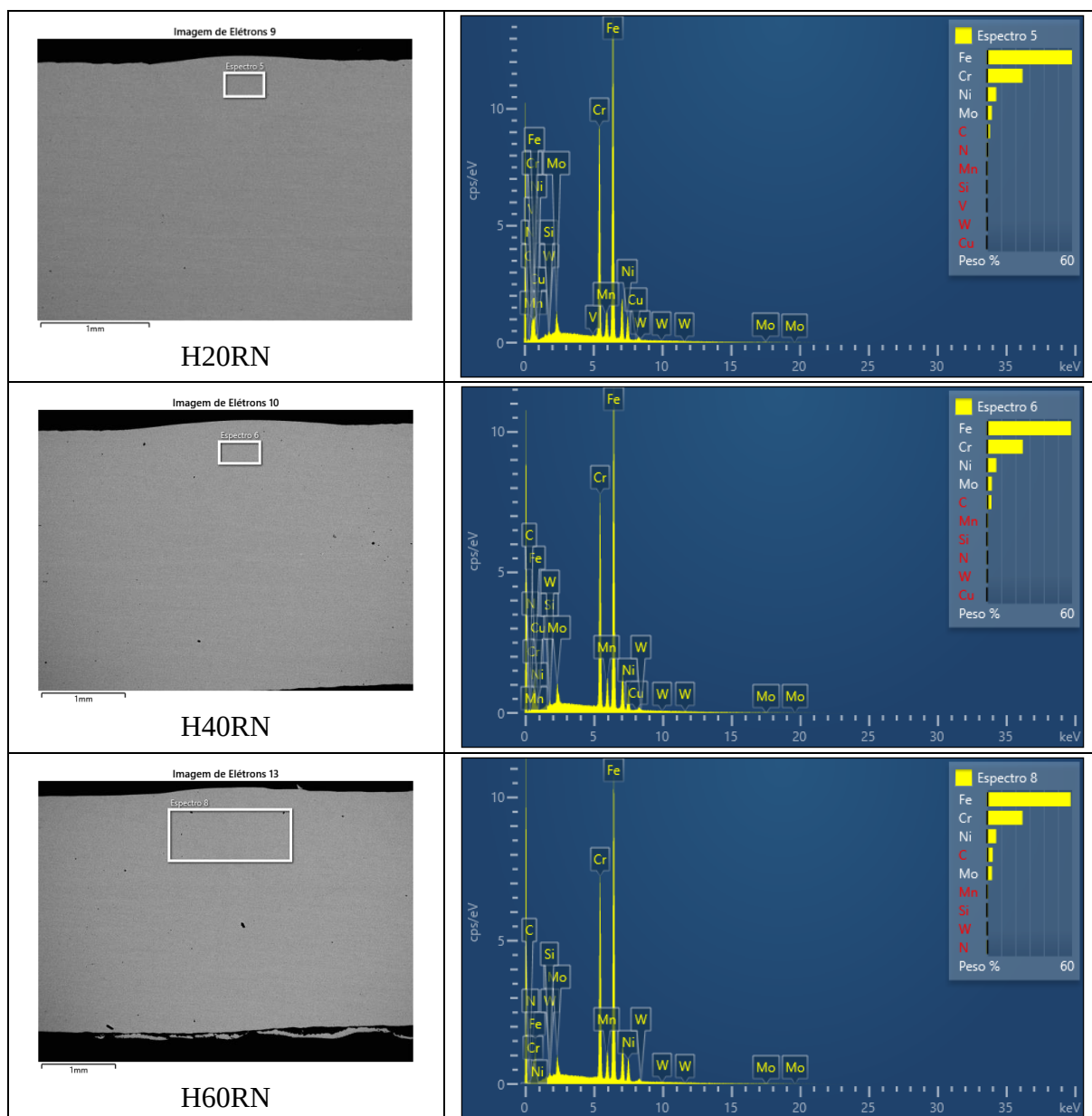
As Tabelas 18 e 19 apresentam as imagens da região analisada e seus respectivos espectros.

Tabela 18 - EDS dos cordões de disparo do Laser na poça GTAW



Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 19 - EDS dos cordões recobrimento GTAW sobre o Laser.



Fonte: Elaborado pelo autor

APÊNDICE B - RESUMO DOS RESULTADOS OBTIDOS

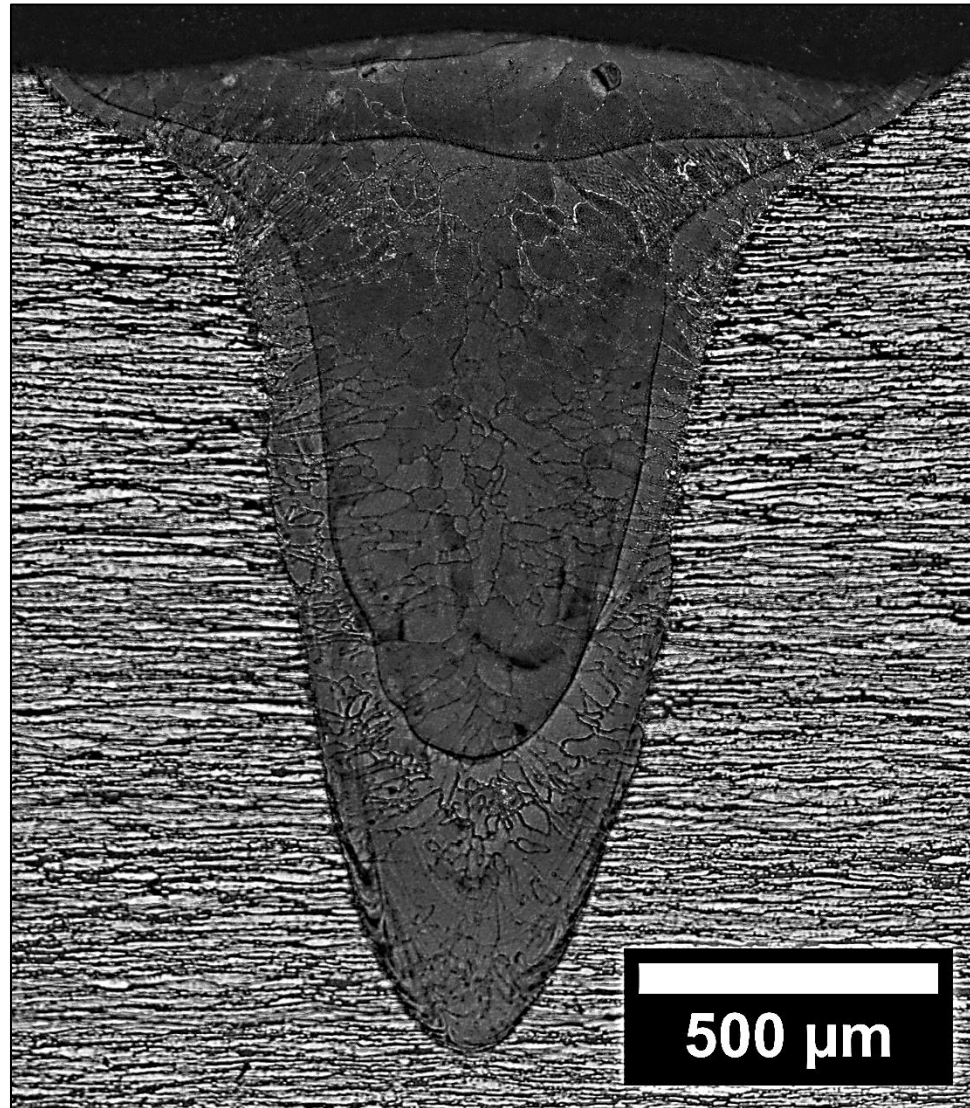
A Tabela 18 resume os resultados obtidos mais importantes. Para todas as condições, a velocidade de soldagem é 2mm/s e os parâmetros Laser são: frequência de 6 Hz, energia de pico de 2,5 kW e largura temporal de 10 ms. As regiões 1-4 correspondem as proximidades da superfície do cordão de solda, enquanto as regiões 5-6 são as mais profundas. As micrografias são apresentadas na sequência (Figuras 83 a 99).

Tabela 20 - Resumo dos resultados obtidos.

	Condição	Parâmetros GTAW				% Austenita				Dimensões (mm)				CPT (°C)
		Corrente (A)	Tensão (V)	Energia GTAW (J/mm)	Energia Total (J/mm)	Regiões		Média 1 - 6	Desvio Padrão ±	Profundidade	Desvio Padrão ±	Largura	Desvio Padrão. ±	
						1 - 4	5 - 6							
Laser	L7	-	-	-	75	<8	<8	<8	-	1,75	0,03	1,35	0,04	26
Laser - Atmosfera de Nitrogênio	N7	-	-	-	75	<8	<8	<8	-	1,74	0,04	1,40	0,01	27
GTAW	T1	20	10	75	75	5,2	-	5,2	0,5	0,40	0,02	1,42	0,02	34
	T3	40	10	150	150	20,6	-	20,6	1,1	0,54	0,01	2,02	0,04	-
	T5	60	10	225	225	21,7	-	21,7	1,0	1,00	0,03	4,04	0,07	45
Laser disparado na poça GTAW	H20P	20	10	75	150	12,6	8,0	11,1	2,6	2,06	0,06	1,86	0,03	37
	H40P	40	10	150	225	15,3	16,7	15,8	1,3	2,60	0,04	2,85	0,04	-
	H60P	60	10	225	300	21,2	27,3	23,3	3,8	2,85	0,02	4,23	0,03	45
GTAW recobrindo Laser	H20R	20	10	75	150	13,8	4,0	10,5	5,5	1,95	0,03	1,67	0,02	38
	H40R	40	10	150	225	22,3	20,7	21,8	3,9	2,15	0,07	2,83	0,02	-
	H60R	60	10	225	300	21,9	20,2	21,4	3,1	2,79	0,06	3,99	0,08	44
Laser disparado na poça GTAW - Atmosfera de Nitrogênio	H20PN	20	10	75	150	41,7	19,7	34,4	12,0	2,10	0,02	2,03	0,02	65
	H40PN	40	10	150	225	51,3	36,8	46,5	7,7	2,67	0,02	3,54	0,05	74
	H60PN	60	10	225	300	49,5	45,3	48,1	3,6	2,89	0,02	5,29	0,07	73
GTAW recobrindo Laser - Atmosfera de Nitrogênio	H20RN	20	10	75	150	43,0	16,8	34,3	15,8	1,27	0,02	1,71	0,05	64
	H40RN	40	10	150	225	41,5	34,1	39,0	5,4	1,39	0,02	2,94	0,07	68
	H60RN	60	10	225	300	36,2	37,1	36,5	2,8	2,40	0,02	4,86	0,08	64
					Metal Base			49,9	0,3					92

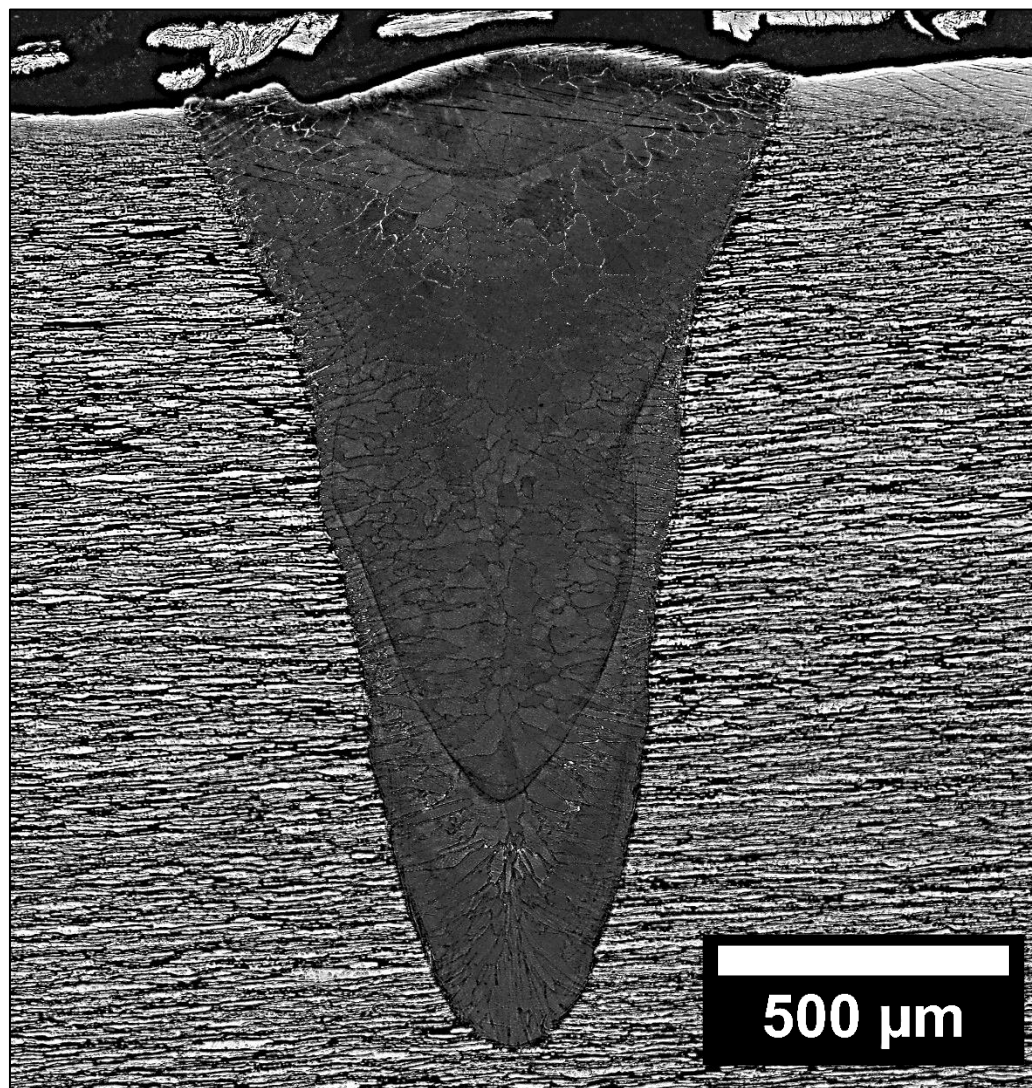
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 83 – Seção do cordão L7.



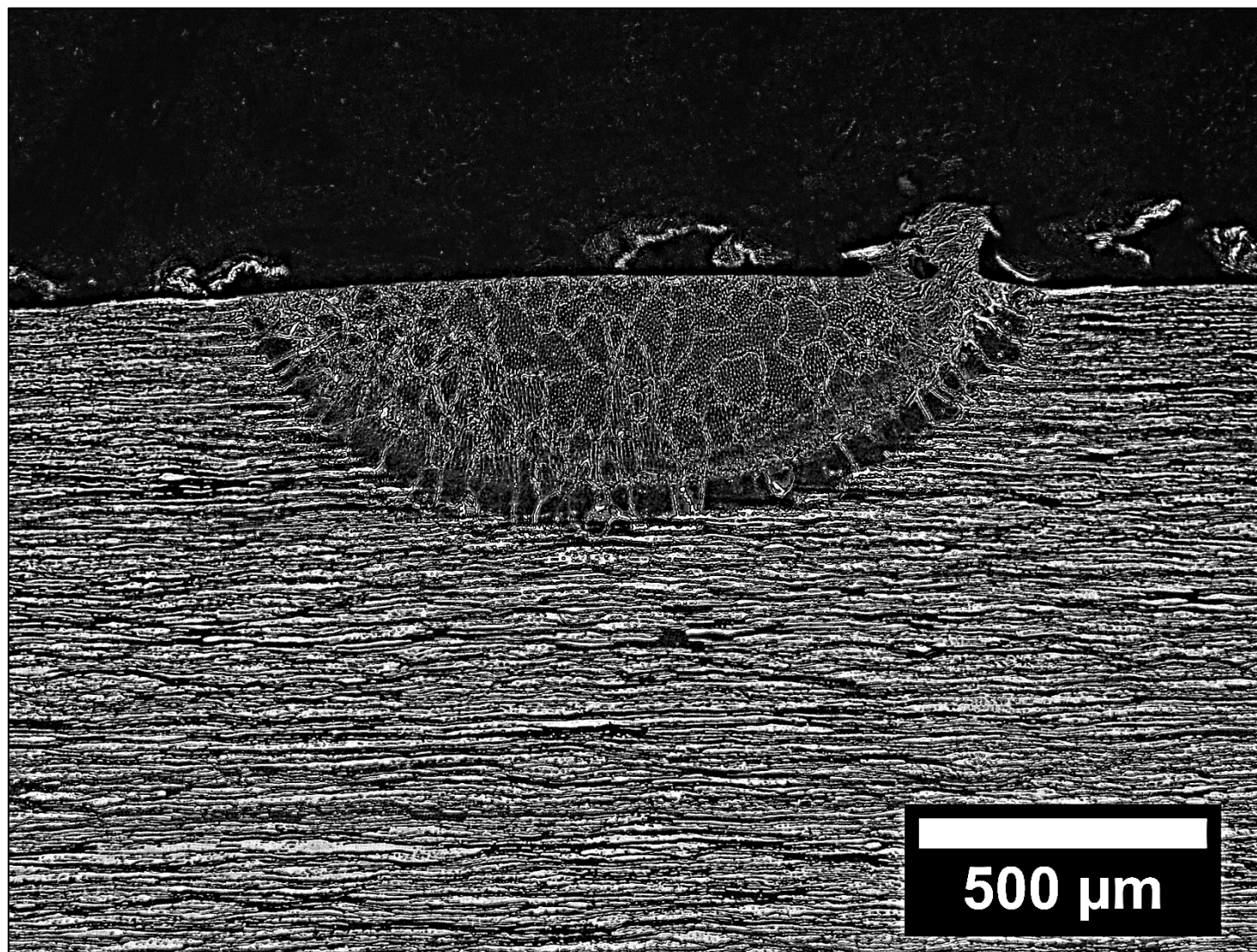
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 84 – Seção do cordão N7.



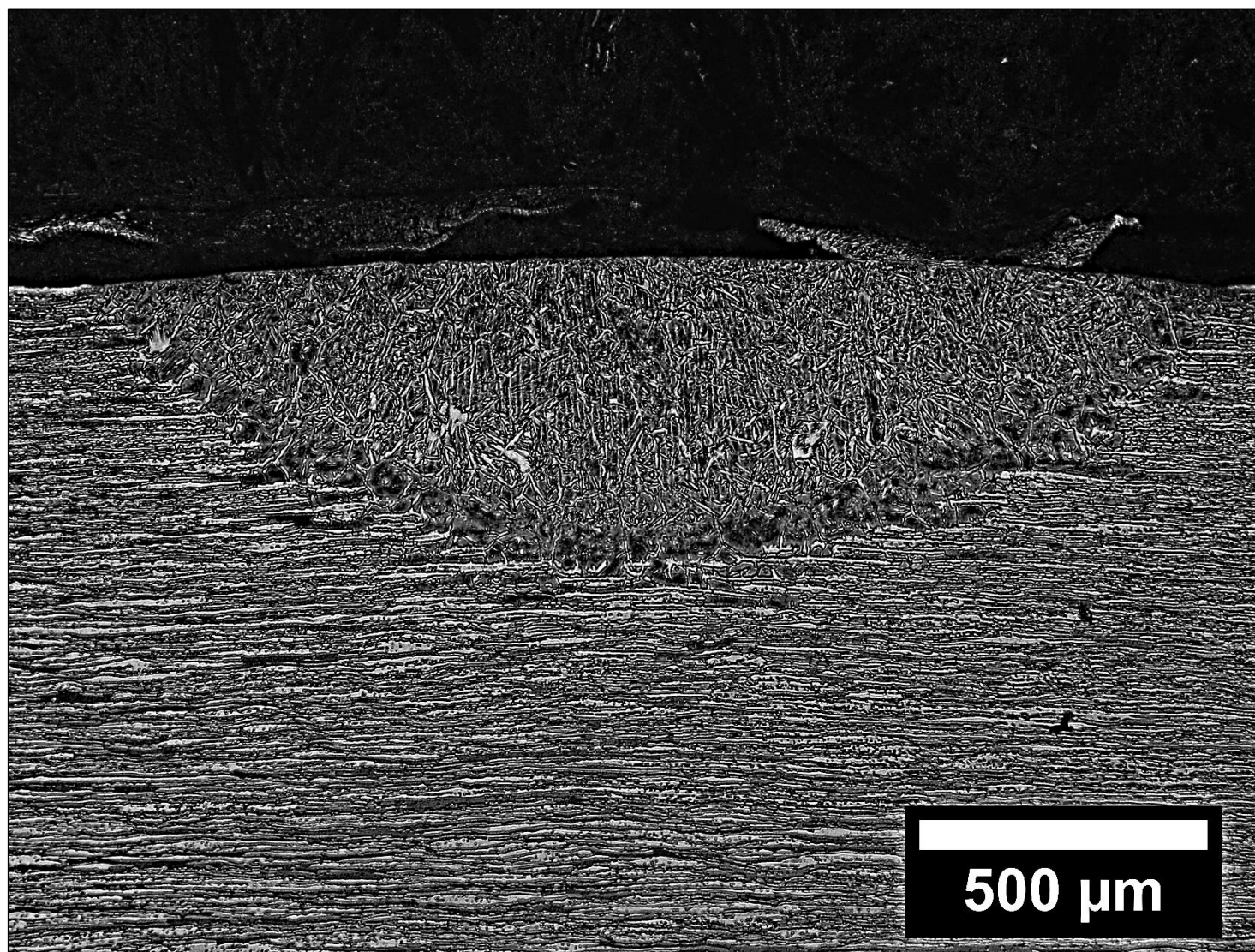
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 85 – Seção do cordão T1.



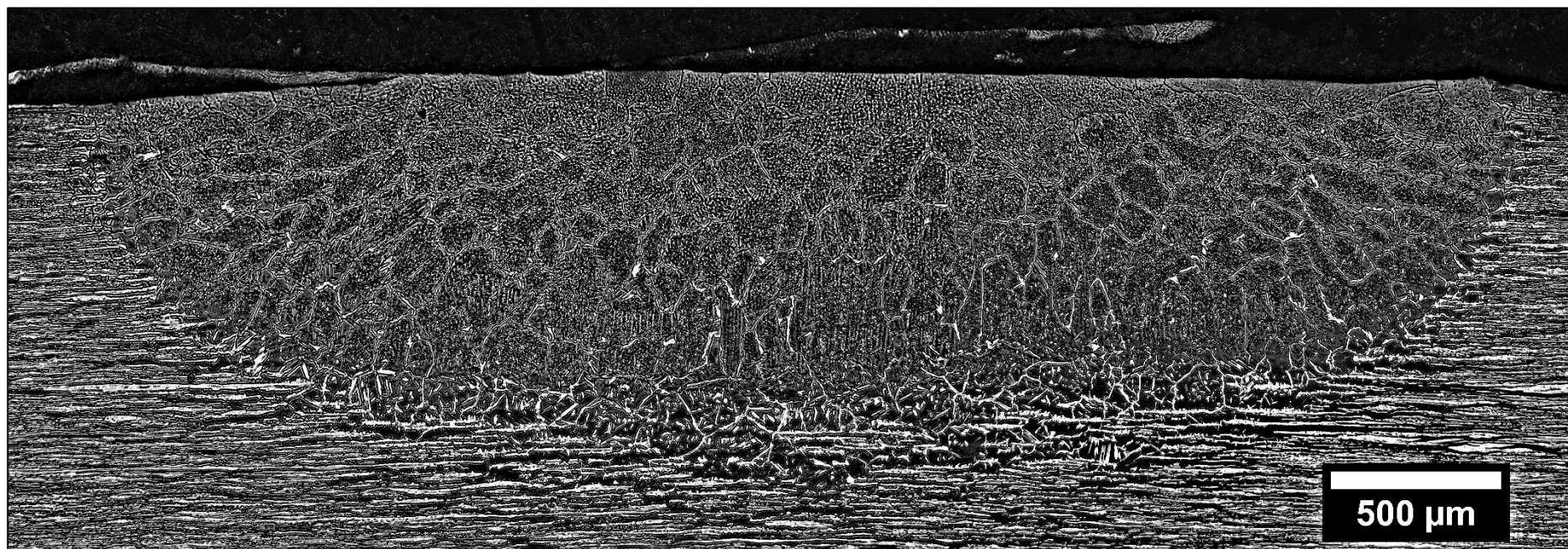
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 86 – Seção do cordão T3.



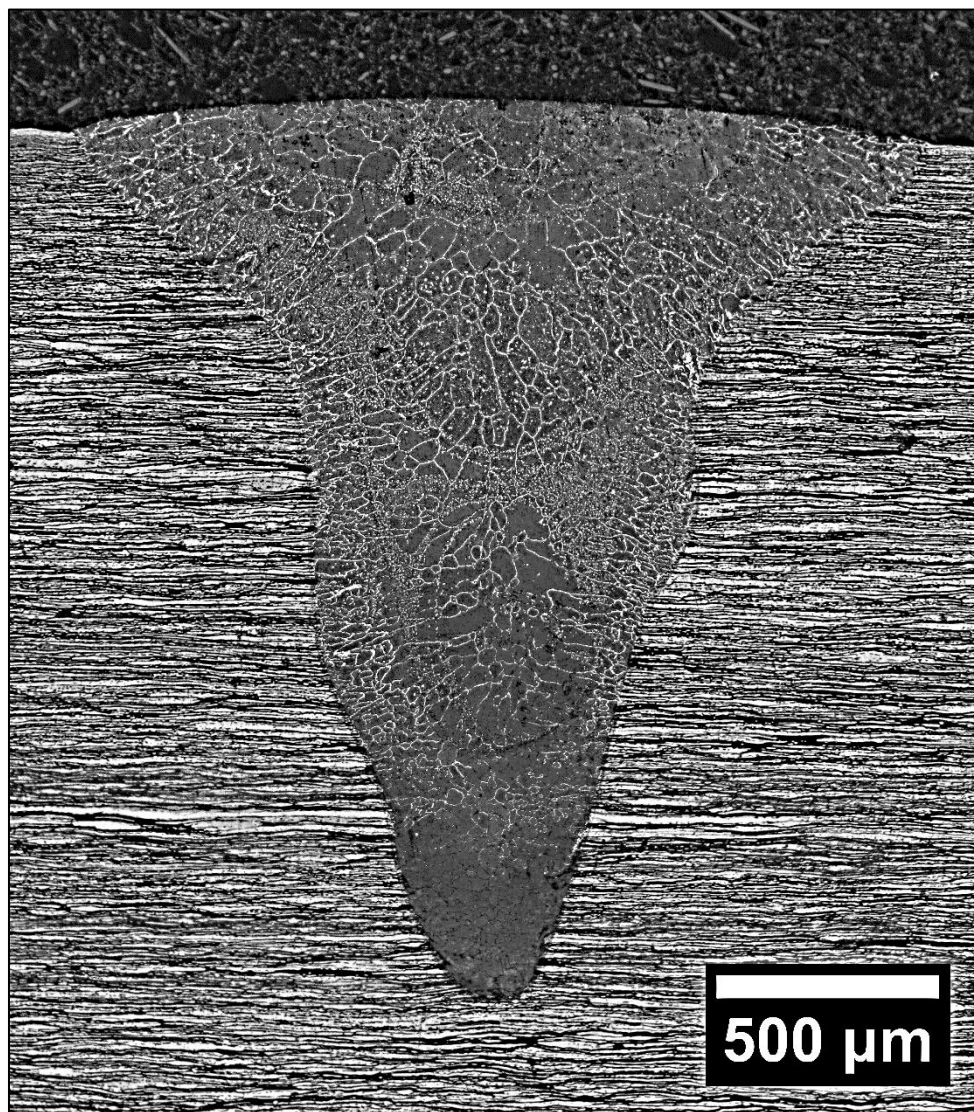
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 87 – Seção do cordão T5.



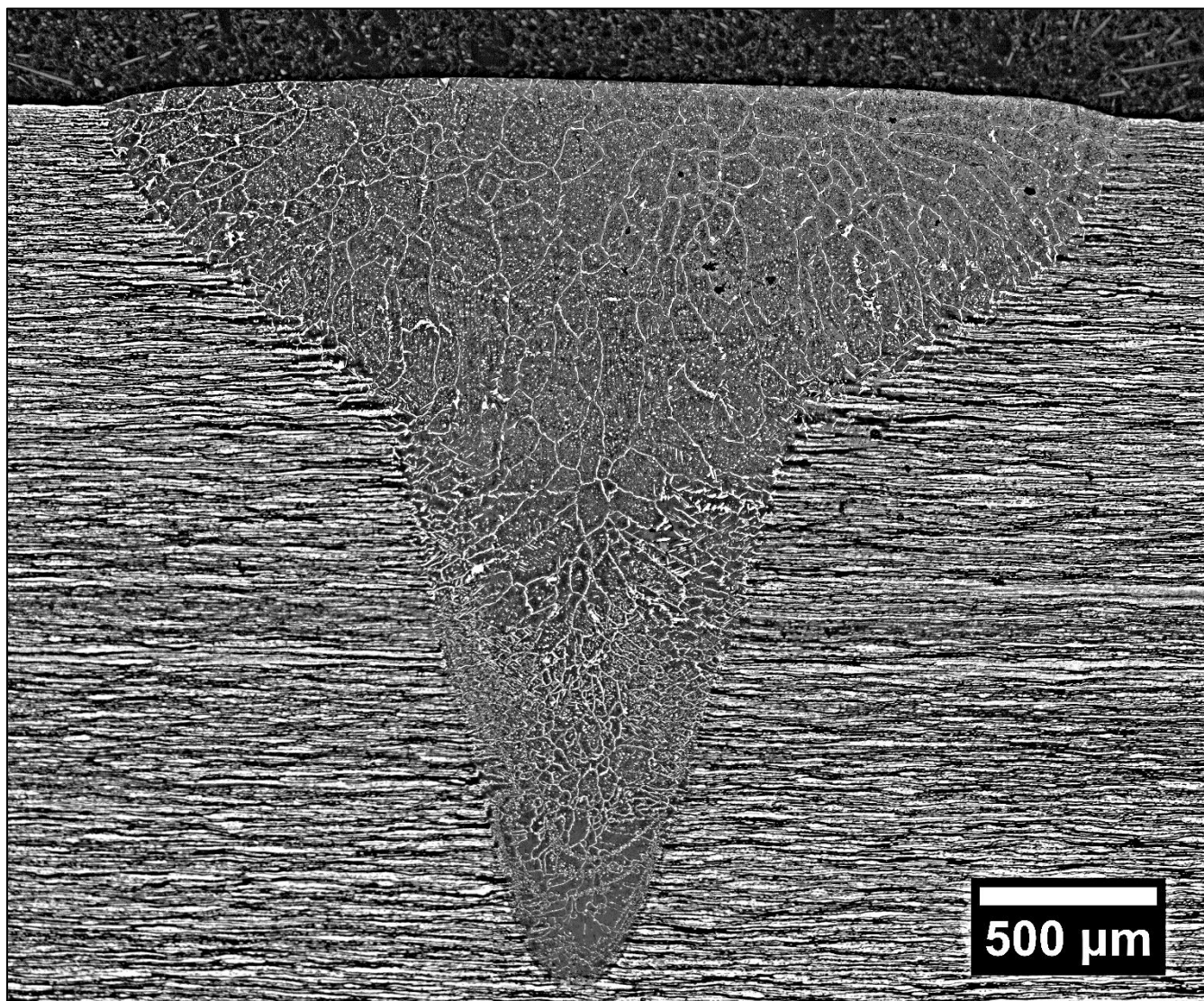
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 88 – Seção do cordão H20P.



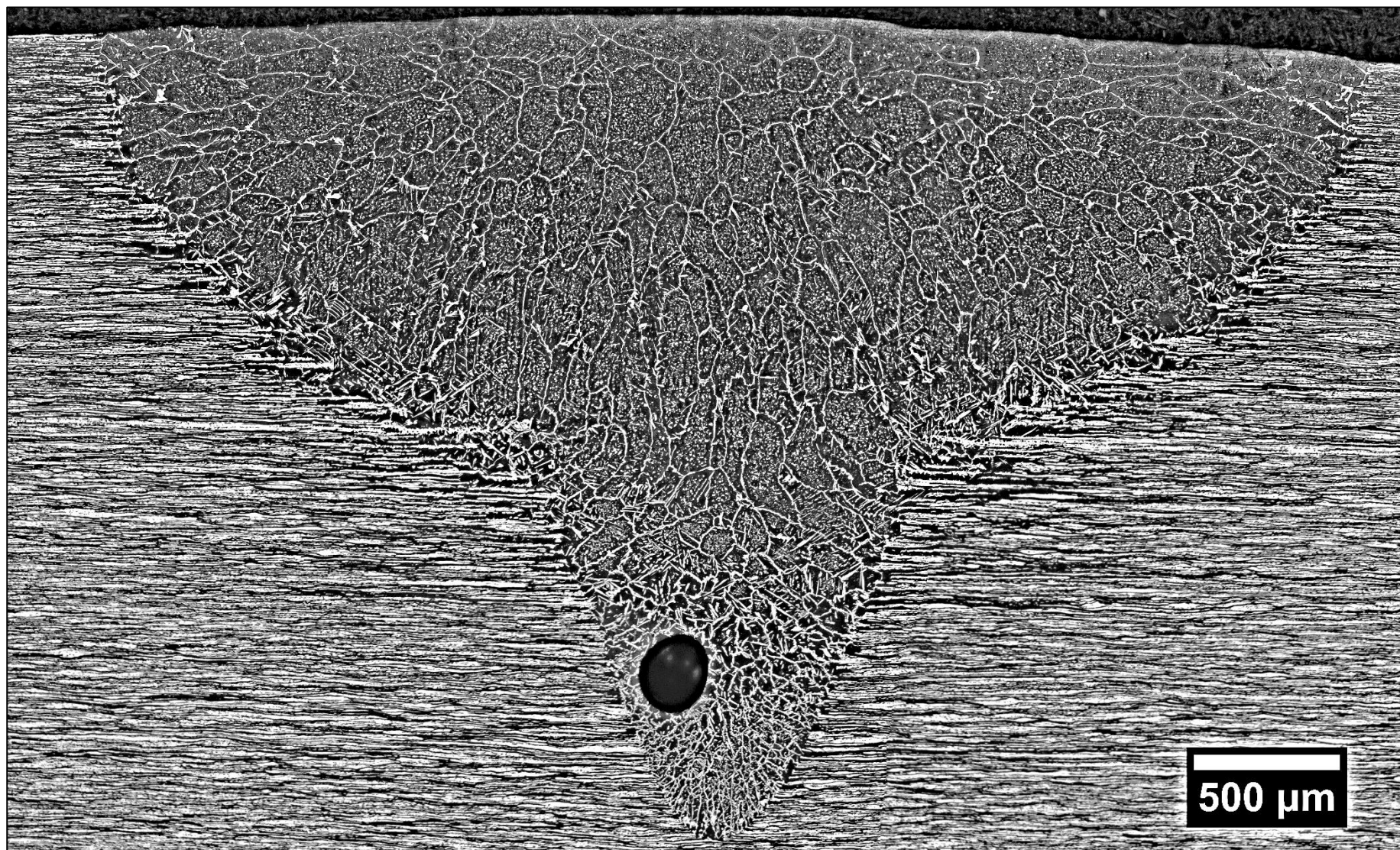
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 89 – Seção do cordão H40P.



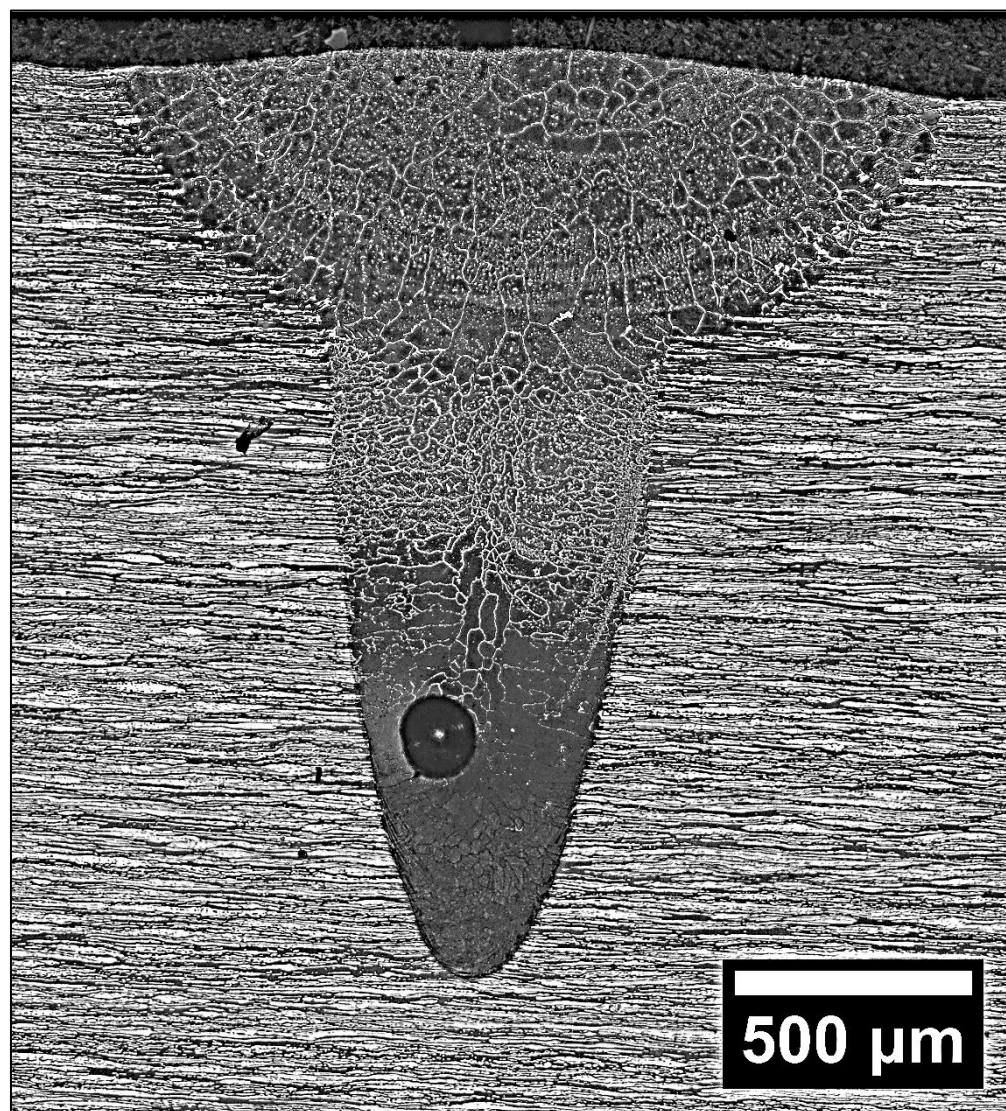
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 90 – Seção do cordão H60P.



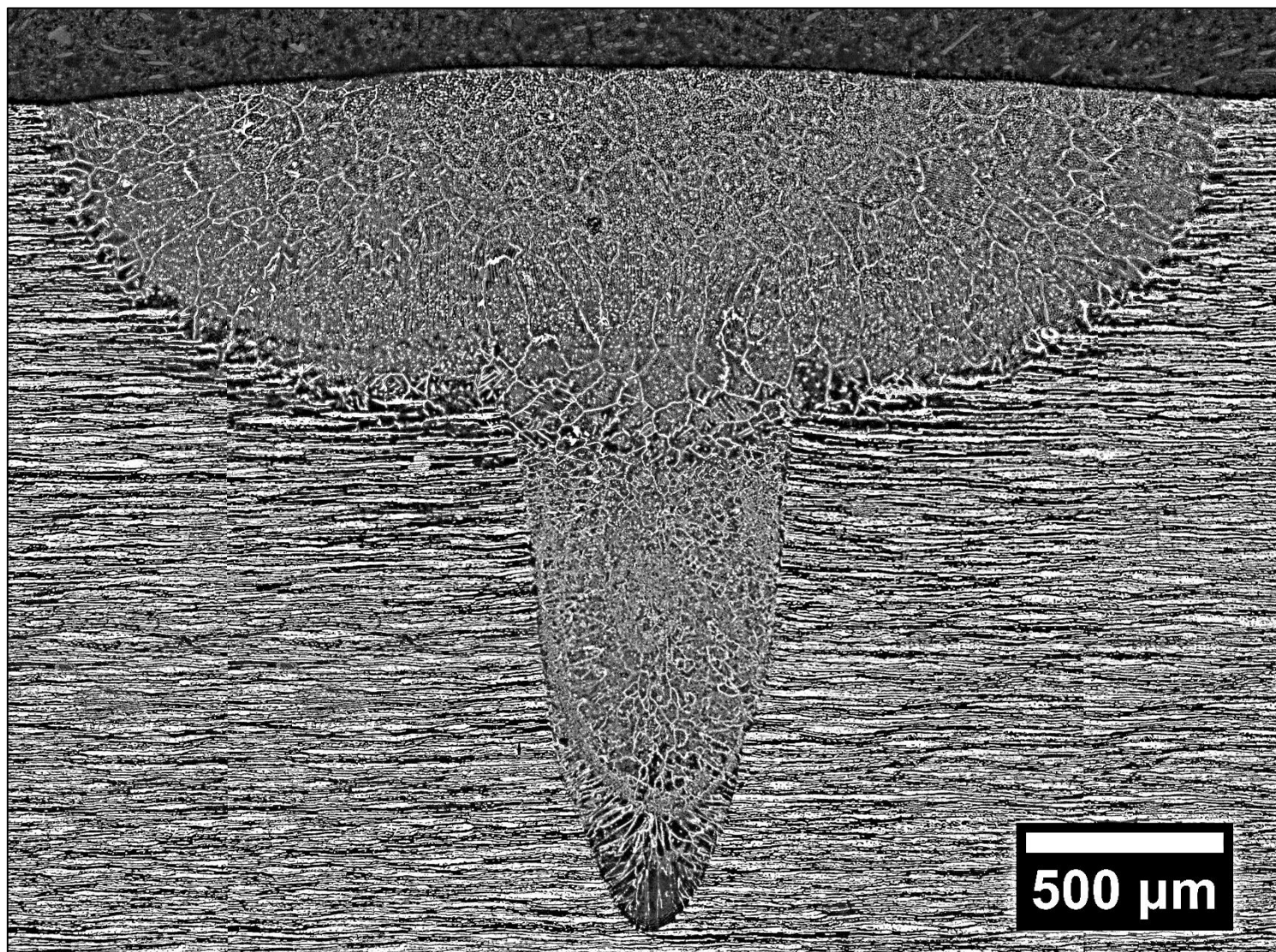
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 91 – Seção do cordão H20R.



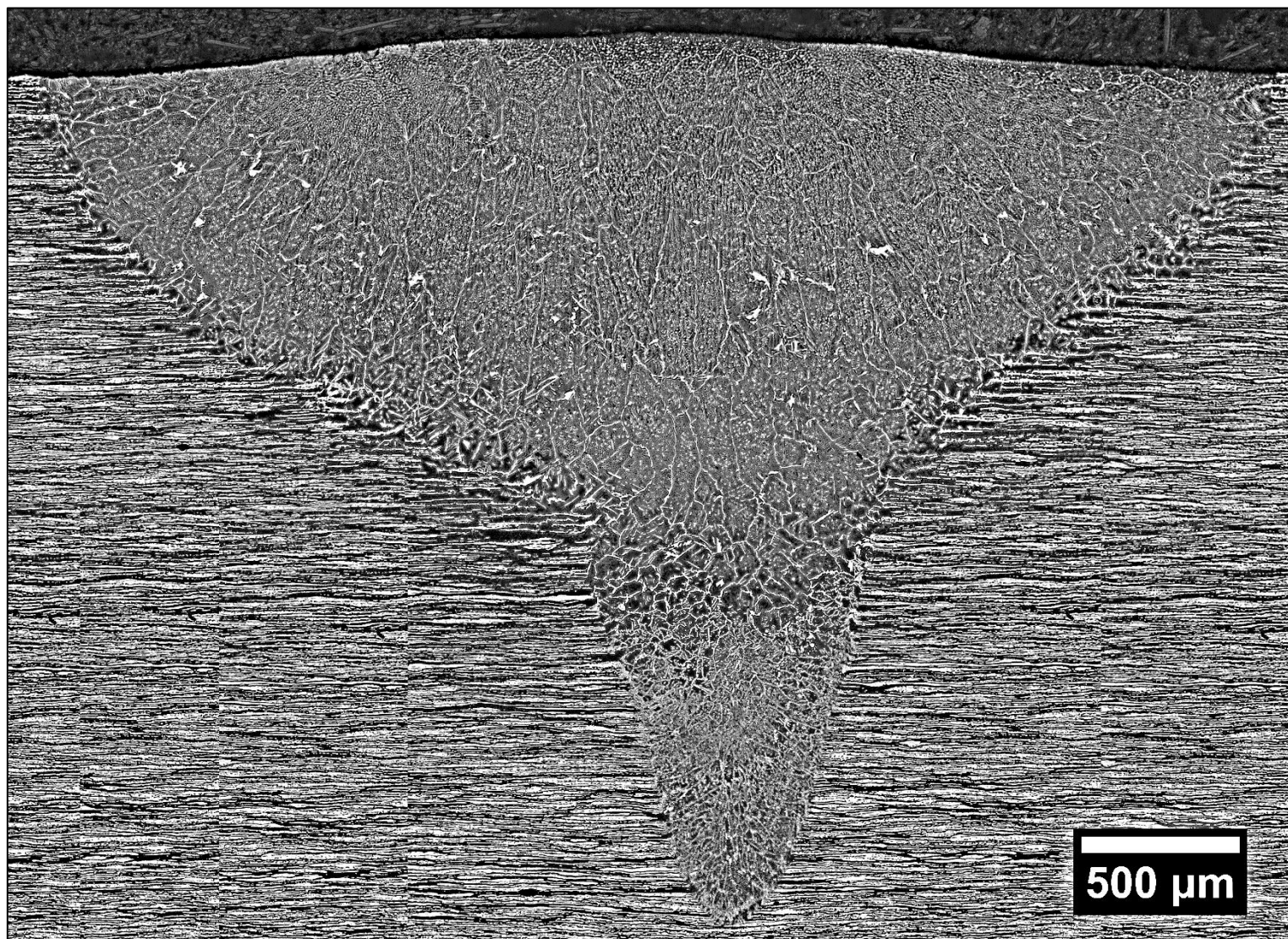
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 92 – Seção do cordão H40R.



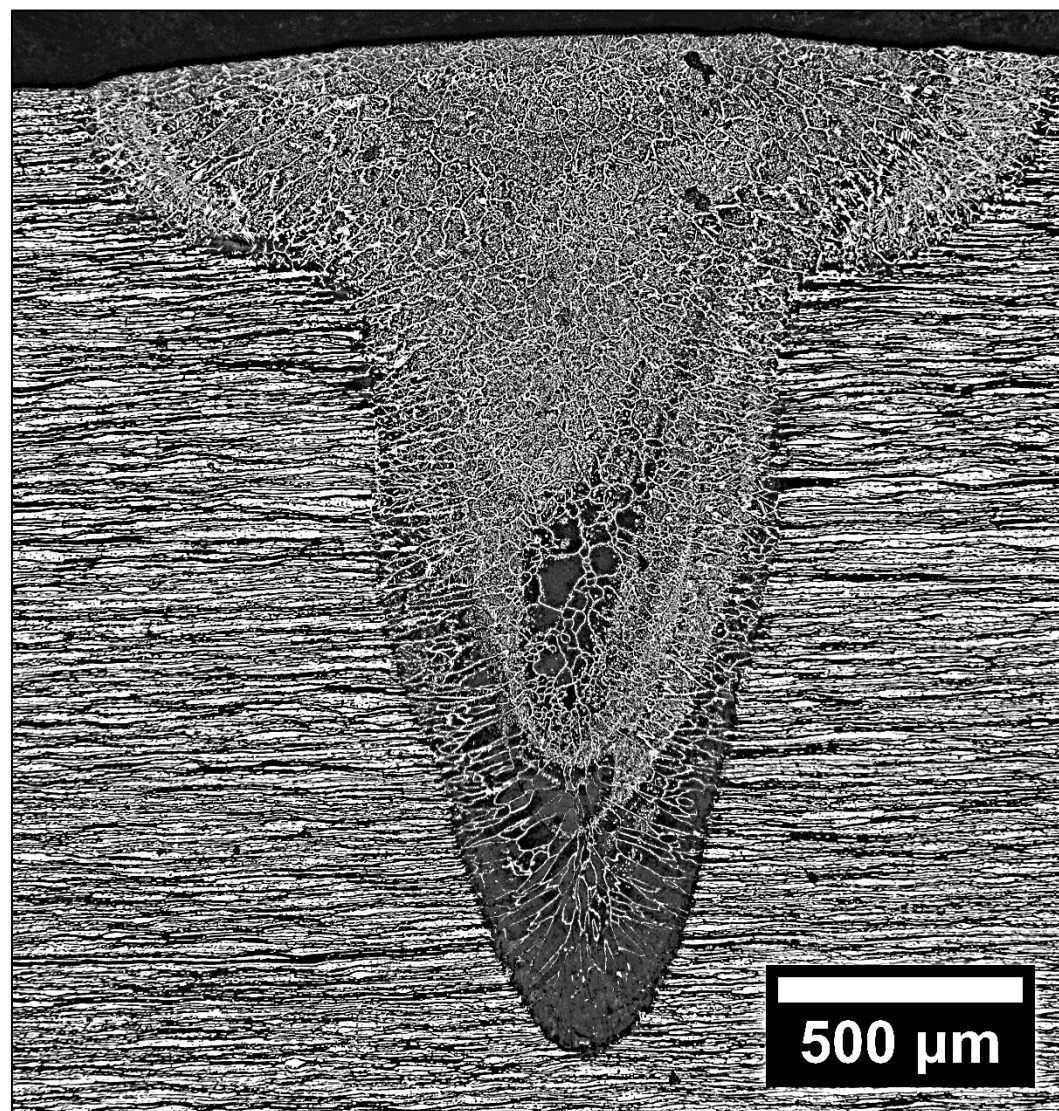
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 93 – Seção do cordão H60R.



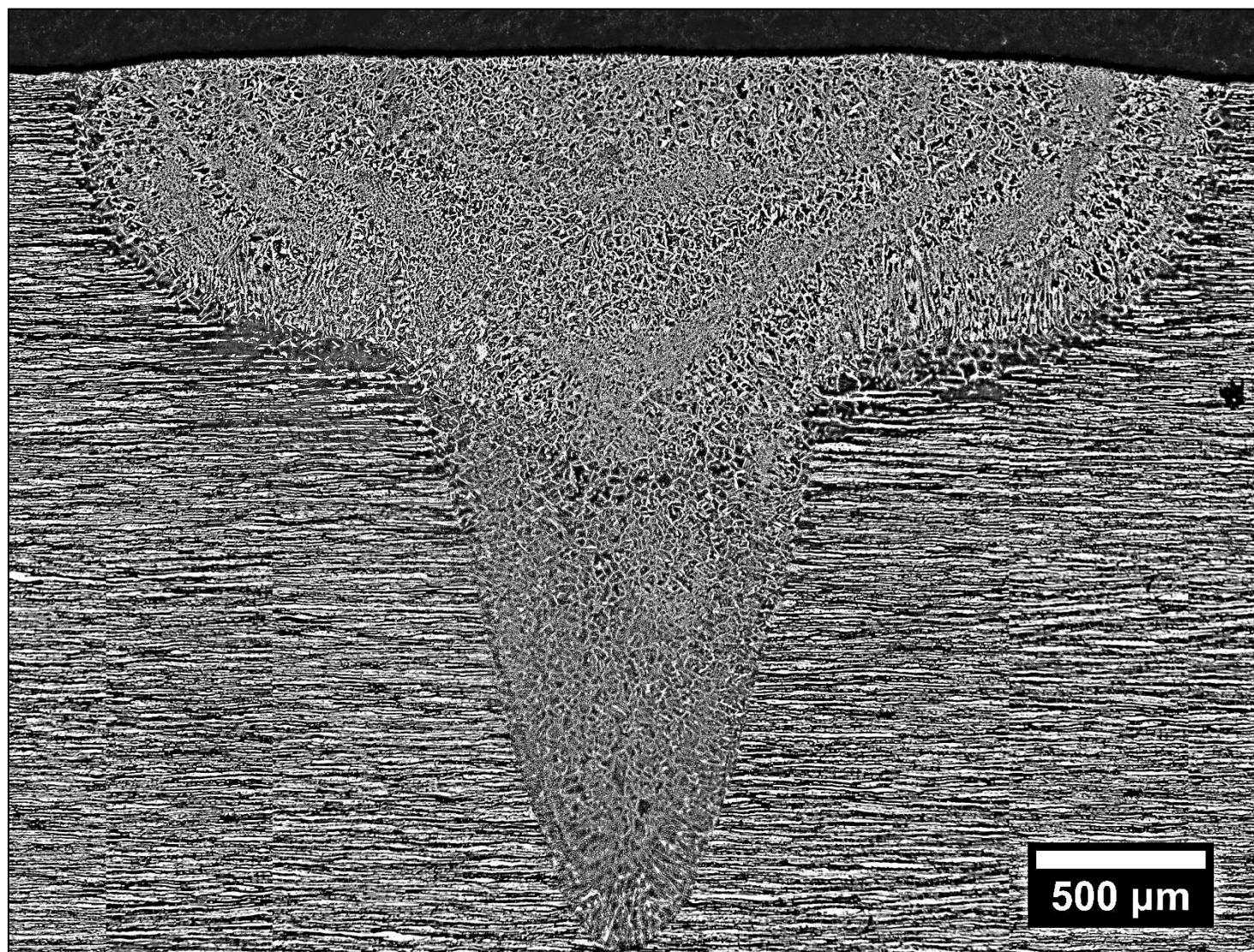
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 94 – Seção do cordão H20PN.



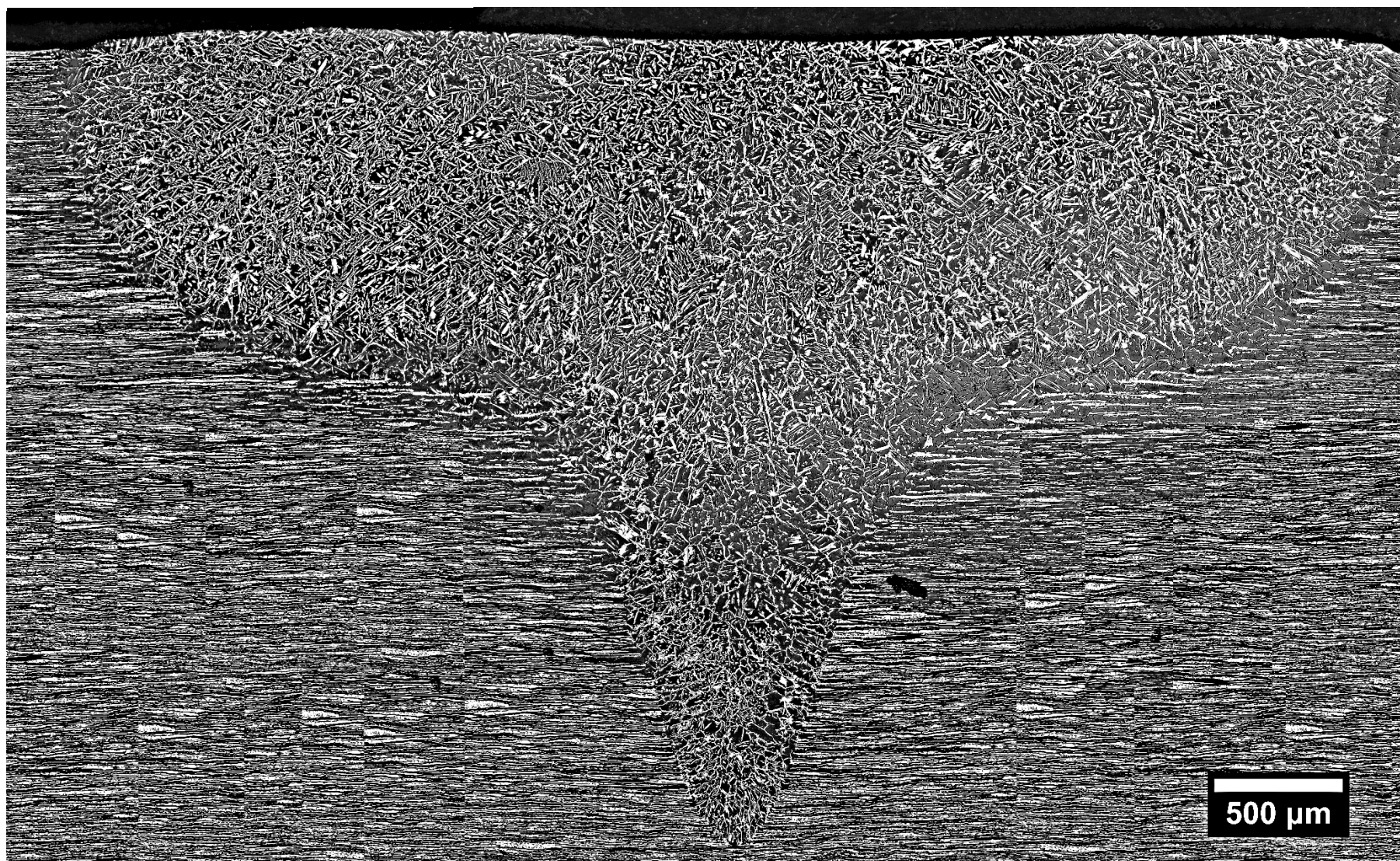
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 95 – Seção do cordão H40PN.



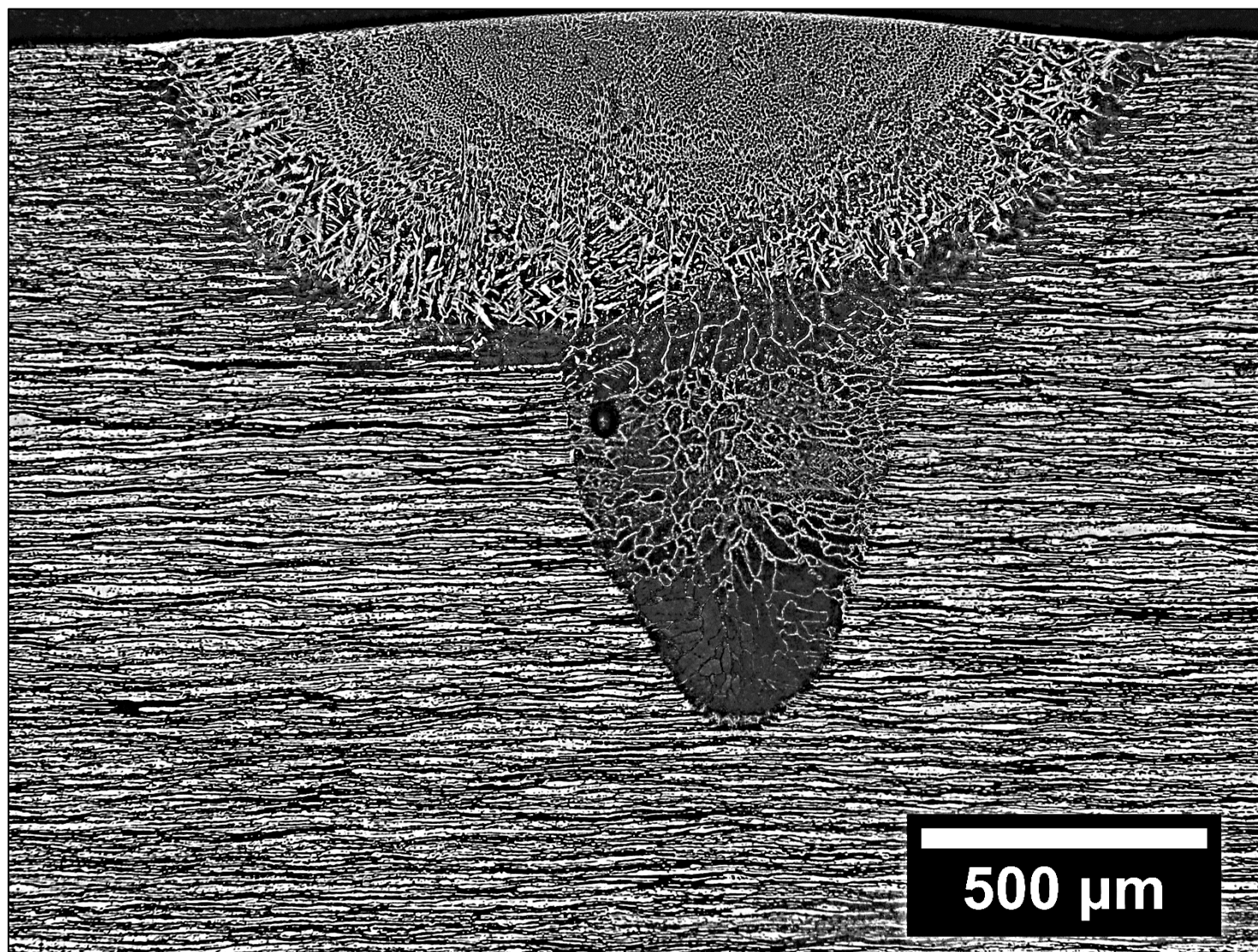
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 96 – Seção do cordão H60PN.



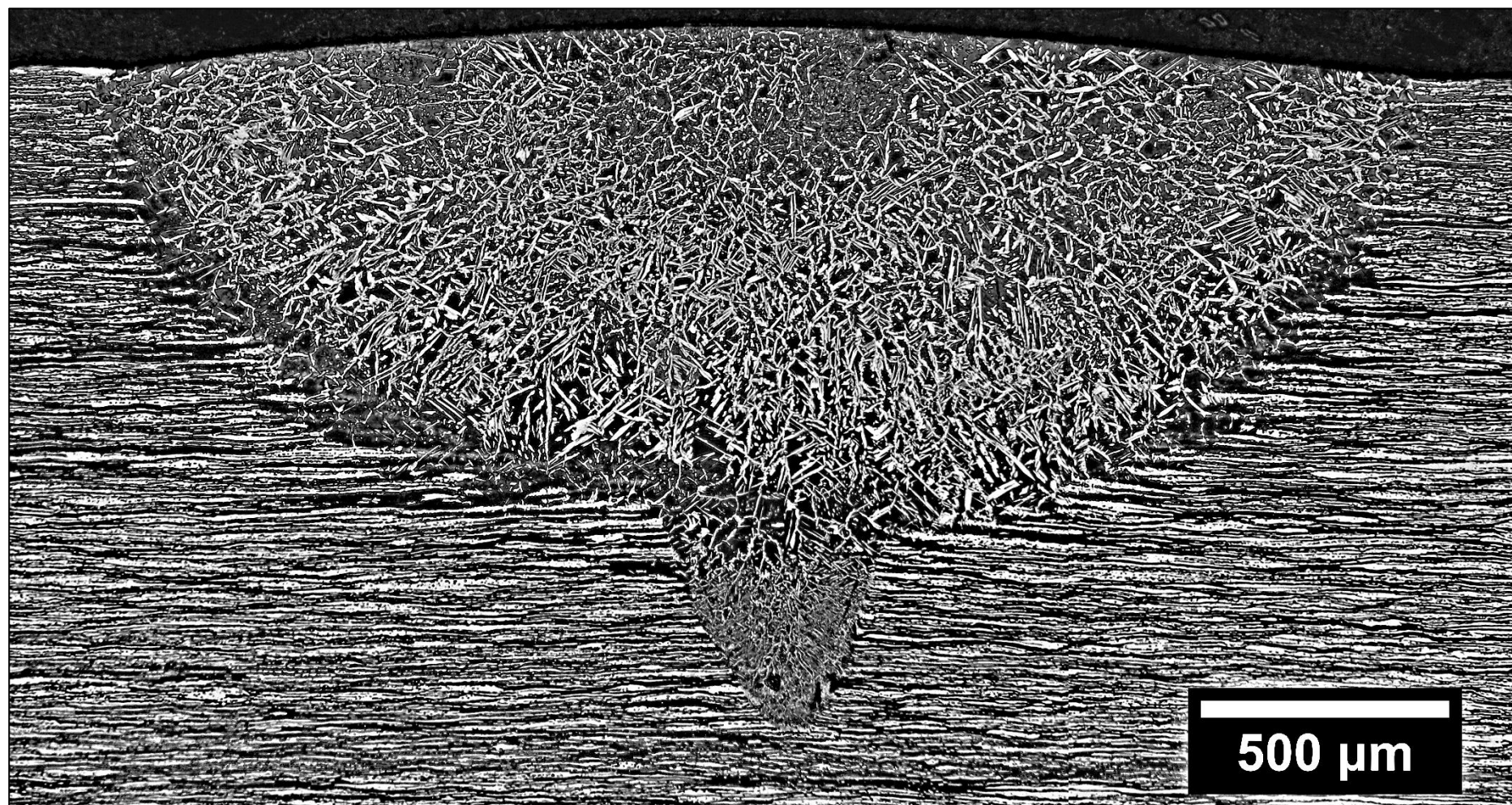
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 97 – Seção do cordão H20RN.



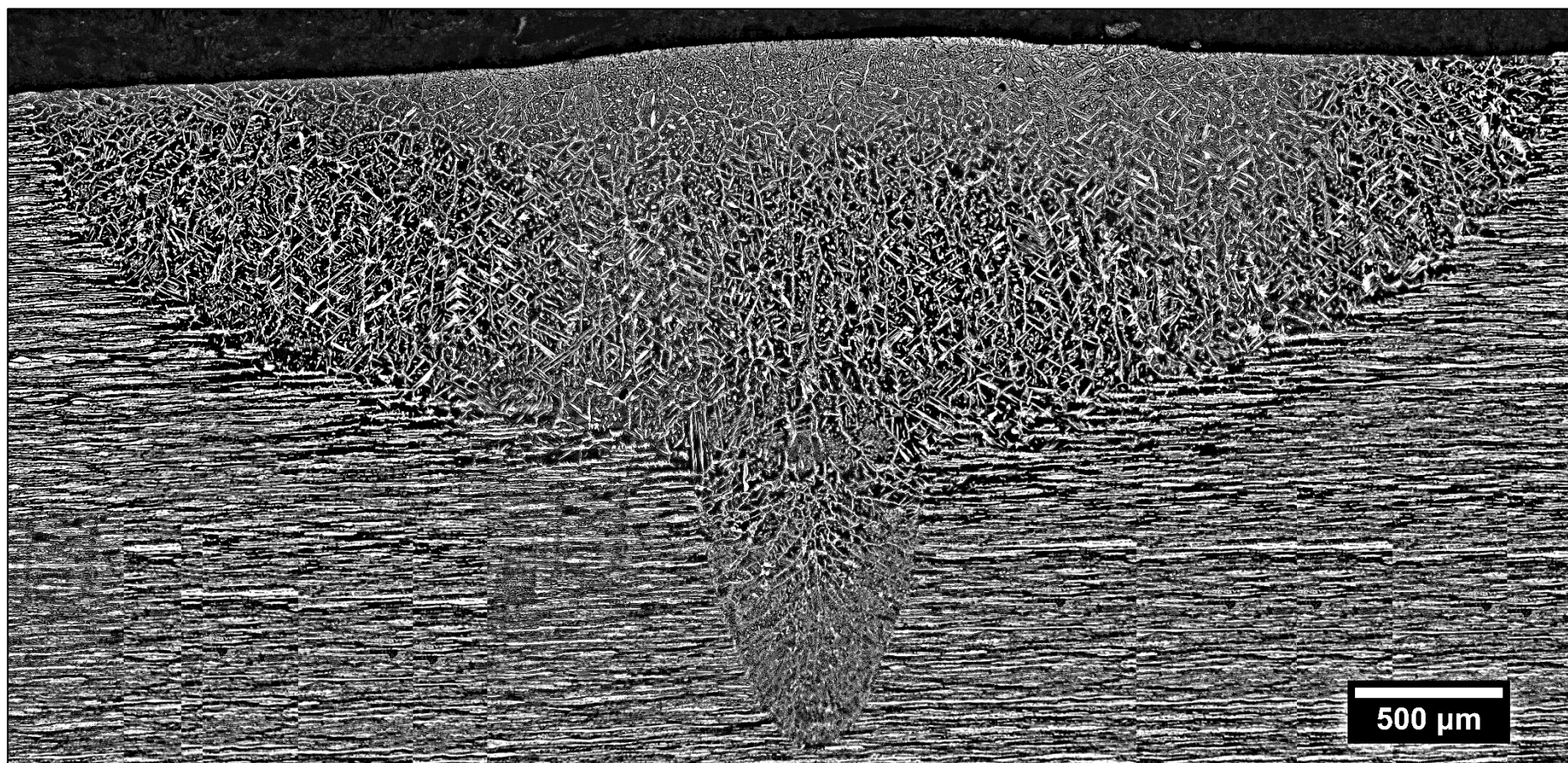
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 98 – Seção do cordão H40RN.



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 99 – Seção do cordão H60RN.



Fonte: Elaborado pelo autor.