

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA "JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
FACULDADE DE ENGENHARIA
CÂMPUS DE ILHA SOLTEIRA

LEONARDO CAMILO SUTER

TRATAMENTO SUPERFICIAL COM GTAW DE CORDÕES DE SOLDA DO AÇO
INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX UNS S32750 OBTIDO COM LASER Nd:YAG
PULSADO

Ilha Solteira - SP
Julho/2025

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

LEONARDO CAMILO SUTER

**TRATAMENTO SUPERFICIAL COM GTAW DE CORDÕES DE SOLDA DO AÇO
INOXIDÁVEL SUPER DUPLEX UNS S32750 OBTIDO COM LASER Nd:YAG
PULSADO**

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

Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

Ilha Solteira - SP
Julho/2025

FICHA CATALOGRÁFICA
Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

S965t Suter, Leonardo Camilo.
Tratamento superficial com GTAW de cordões de solda do aço inoxidável super duplex UNS S32750 obtido com laser Nd:YAG pulsado / Leonardo Camilo Suter. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2025
86 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista (unesp), Faculdade de Engenharia, Ilha Solteira, 2025

Orientador: Vicente Afonso Ventrella

Inclui bibliografia

1. Soldagem laser. 2. Nd:YAG. 3. GTAW. 4. Tratamento superficial. 5. Aço inoxidável. 6. Superduplex UNS S32750.

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: *Tratamento superficial com GTAW de cordões de solda do aço inoxidável super duplex UNS S32750 obtido com Laser Nd:YAG pulsado*

AUTOR: LEONARDO CAMILO SUTER

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica, área: Materiais e Processos de Fabricação pela Comissão Examinadora:


Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA (Participação Presencial)
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP


Prof. Dr. JOSÉ GEDAEL FAGUNDES JUNIOR (Participação Presencial)
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP


Prof. Dr. RUBENS RIBEIRO (Participação Virtual)
Departamento de Engenharia de Produção / Universidade Federal de Mato Grosso do Sul - UFMS/CPTL

Ilha Solteira, 30 de julho de 2025

Dedico este trabalho aos meus pais Wesller e Fabiana, pois foram seus esforços e ensinamentos que me fizeram o ser humano que sou.

Dedico também à minha noiva Beatriz, por ser a melhor companheira que eu poderia ter.

Por fim, dedico ao meu avô Dino, por sua leveza, humor e carinho.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Vicente pela oportunidade, pelo apoio e atenção durante a execução da pesquisa.

Ao Eli e ao Departamento de Engenharia Mecânica do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo (IFSP), Campus de Itapetininga, pelo corte das chapas que foram submetidas aos ensaios de tração e pela realização dos mesmos.

Aos meus colegas Vitor, Leticia e Poliane pela ajuda, companheirismo e pelos aprendizados.

Aos professores Juno e José Gedael pelo apoio e sugestões dadas que melhoraram ainda mais meu trabalho.

Aos demais docentes e funcionários da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira (FEIS).

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

RESUMO

Os aços superduplex são aços inoxidáveis com microestrutura bifásica composta por aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita, que conferem altas resistências mecânica e à oxidação quando comparados a outros aços inoxidáveis. Por isso, vêm sendo cada vez mais empregados na indústria petrolífera, em peças e componentes expostos à água do mar, ambiente este que promove a corrosão de metais. Para que seja viabilizado seu uso nesse ambiente, é necessário que se tenha controle no processo de soldagem desses materiais, pois os aços inoxidáveis superduplex tendem a formar excesso de ferrita quando soldado, reduzindo a porcentagem de austenita em sua microestrutura, o que reduz sua resistência à corrosão. Por conta disso, é necessário buscar novas técnicas que melhorem a sua soldagem, de modo a prevenir o desbalanceamento das fases e a consequente redução da resistência do aço frente à corrosão. A forma estudada é realizando um tratamento superficial através do processo Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) sobre o cordão de solda gerado por soldagem a laser pulsado Neodymium-Doped Yttrium Aluminium Garnet (Nd:YAG), na condição autógena, com parâmetros adequados da soldagem a laser e variando o aporte térmico do processo GTAW. Foram produzidas amostras para análises metalográficas, ensaios de dureza e tração. Foi detectado que houve um aumento na fração volumétrica de austenita associada com menor dureza nas amostras submetidas ao processo GTAW em relação às que foram obtidas apenas com o passe de solda devido ao laser, sendo que os maiores teores de austenita (e menores durezas) foram obtidas nos maiores aportes térmicos do processo GTAW sem haver refusão do cordão de solda a laser. Nos ensaios de tração foi verificado que a realização do tratamento sobre a solda não influenciou negativamente nas propriedades mecânicas, visto que os corpos de prova testados romperam no metal base, fora do cordão de solda.

Palavras-chave: soldagem laser; Nd:YAG; GTAW; tratamento superficial; aço inoxidável; superduplex UNS 32750.

ABSTRACT

Superduplex steels are stainless steels with a biphasic microstructure composed of approximately 50% ferrite and 50% austenite, combining high corrosion and mechanical resistance when compared to other stainless steels. Because of that, they are increasingly used in the oil industry, parts and components exposed to seawater, an environment that promotes corrosion in metals. To enable their use in such environment, it's necessary to control the welding process of these materials for the superduplex stainless steels tend to form an excess of ferrite when welded, reducing the austenite percentage in it's microstructure and consequently their corrosion resistance. Thus, it's needed to search for new techniques that enhance it's welding to prevent the phase imbalance and consequent steel weakness to corrosion. The form studied is by performing a surface treatment through Gas Tungsten Arc Welding (GTAW) after Neodymium-Doped Yttrium Aluminium Garnet (Nd:YAG) pulsed laser welding, in autogenous condition, under optimal condition of the laser welding and varying the heat input of the GTAW process. Samples were produced for metallographic analyses, hardness and tensile tests. It was detected that there was an increase in the austenite volume fraction, associated with lower hardness in the samples subjected to the GTAW process compared to those welded only with laser, and the highest austenite content (and lowest hardness) was achieved with higher heat inputs in the GTAW process without remelting the laser weld bead. It was verified on the tensile tests that the performing of treatment on the weld didn't negatively influence the mechanical properties, since the specimens tested fractured in the base metal, out of the weld bead.

Keywords: laser welding; Nd:YAG; GTAW; surface treatment; stainless steel; superduplex UNS S32750.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Representação de uma peça soldada	17
Figura 2	Estágios da geração do laser	19
Figura 3	Representação do processo de soldagem a laser	19
Figura 4	Foto de cristais Nd:YAG	21
Figura 5	Representação do local onde é gerado o laser em uma fonte Nd:YAG	21
Figura 6	Afição correta do eletrodo de tungstênio	23
Figura 7	Representação de estrutura cristalina CCC em: a) esferas rígidas; b) esferas reduzidas	24
Figura 8	Representação de estrutura cristalina CFC em: a) esferas rígidas; b) esferas reduzidas	24
Figura 9	Diagrama de Schaeffler	31
Figura 10	Exemplo de crescimento de grão na soldagem a laser de aço inoxidável ferrítico AISI 430	32
Figura 11	Exemplo de precipitação de fase σ na zona fundida de aço inoxidável duplex SAF2507	32
Figura 12	Exemplo de trinca a quente no cordão de solda de aço inoxidável austenítico AISI 304	33
Figura 13	Exemplo de trinca a frio (<i>crack</i>) em aço martensítico HEAT 1105 CLAM: a) raiz do cordão; b) seção transversal	33
Figura 14	Representação da corrosão próxima a um cordão de solda após sensitização	34
Figura 15	Micrografia da zona fundida de aço inoxidável duplex UNS S31803 contendo diferentes morfologias de austenita	35
Figura 16	Foto das chapas de aço inoxidável UNS S32750	37
Figura 17	Foto do eletrodo utilizado no procedimento GTAW	38
Figura 18	Fotos: a) da máquina retificadora; b) das chapas posicionadas no equipamento	39
Figura 19	Esquema representativo das chapas retificadas e cortadas	39
Figura 20	Foto do equipamento de soldagem a laser	40
Figura 21	Foto do equipamento GTAW	41
Figura 22	Foto do carro portátil utilizado no tratamento GTAW	42
Figura 23	Representação do corte para retirada de amostras para metalografia	42
Figura 24	Representação dos locais das micrografias	43
Figura 25	Fotos: a) estereomicroscópio ZEISS; b) microscópio FORTEL . . .	43
Figura 26	Exemplo de: a) micrografia; b) sua imagem binarizada	44
Figura 27	Fotos: a) microscópio Neophot 21; b) aparato para ensaio de microdureza Vickers	44

Figura 28	Foto da lente utilizada com indentador de microdureza Vickers . . .	45
Figura 29	Exemplo de indentações nas amostras	45
Figura 30	Recomendação de espaçamento entre indentações	46
Figura 31	Indentações do ensaio de microdureza Vickers em cada fase, no metal base	46
Figura 32	Esquema representativo das dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração, nas chapas soldadas	47
Figura 33	Fotos das vistas superiores dos cordões de solda	48
Figura 34	Macrografias das amostras na condição LP	49
Figura 35	Macrografias das amostras na condição LT20	49
Figura 36	Macrografias das amostras na condição LT30	50
Figura 37	Macrografias das amostras na condição LT40	50
Figura 38	Macrografias das amostras na condição LT50	50
Figura 39	Macrografias das amostras na condição LT60	51
Figura 40	Macrografias das amostras na condição LT70	51
Figura 41	Micrografias retiradas do metal base	52
Figura 42	Micrografias da amostra LPa	53
Figura 43	Micrografias da amostra LPb	54
Figura 44	Micrografias da amostra LT20a	55
Figura 45	Micrografias da amostra LT20b	56
Figura 46	Micrografias da amostra LT30a	57
Figura 47	Micrografias da amostra LT30b	58
Figura 48	Micrografias da amostra LT40a	59
Figura 49	Micrografias da amostra LT40b	60
Figura 50	Micrografias da amostra LT50a	61
Figura 51	Micrografias da amostra LT50b	62
Figura 52	Micrografias da amostra LT60a	63
Figura 53	Micrografias da amostra LT60b	64
Figura 54	Micrografias da amostra LT70a	65
Figura 55	Micrografias da amostra LT70b	66
Figura 56	Gráficos da fração volumétrica média de austenita por região em cada condição	68
Figura 57	Micrografia da amostra LT60a com as morfologias de austenita . .	70
Figura 58	Micrografia da amostra LT50a, região 5	70
Figura 59	Microdureza Vickers por condição e região do cordão de solda . .	71
Figura 60	Resultados dos ensaios de tração	73
Figura 61	Fotos dos corpos de prova de cada condição utilizados nos ensaios de tração	73

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Características dos gases de proteção do processo GTAW	22
Tabela 2	Composição química típica (em % de massa) de aços inoxidáveis martensíticos	26
Tabela 3	Composição química típica (em % de massa) de aços inoxidáveis ferríticos	26
Tabela 4	Composição química típica (em % de massa) de aços inoxidáveis austeníticos	27
Tabela 5	Composições típicas (em %) de aços inoxidáveis duplex mais comuns	28
Tabela 6	Composição química nominal do aço inoxidável UNS S32750, em porcentagem de massa	37
Tabela 7	Parâmetros da soldagem por laser pulsado	40
Tabela 8	Parâmetros do tratamento térmico superficial GTAW	41
Tabela 9	Frações volumétricas médias de austenita por condição e região, em porcentagem	67
Tabela 10	Frações volumétricas médias de austenita na superfície em cada condição, em porcentagem	67
Tabela 11	Microdureza Vickers encontrada em cada fase	70
Tabela 12	Resultados encontrados nos ensaios de microdureza Vickers . . .	71
Tabela 13	Tensões máximas e de rupturas obtidas pelos ensaios de tração, em GPa	72
Tabela 14	Frações volumétricas de austenita no metal base, em porcentagem	80
Tabela 15	Frações volumétricas de austenita em cada amostra, em porcentagem	80
Tabela 16	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers no metal base . .	81
Tabela 17	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers nas fases austenita e ferrita	81
Tabela 18	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LP .	81
Tabela 19	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT20	82
Tabela 20	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT30	82
Tabela 21	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT40	83
Tabela 22	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT50	83
Tabela 23	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT60	84
Tabela 24	Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT70	85

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

A	Ampere
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
CA	Corrente alternada
CC	Corrente contínua
CC ⁺	Corrente contínua com polaridade positiva
CC ⁻	Corrente contínua com polaridade negativa
CCC	Cúbica de corpo centrado
CFC	Cúbica de face centrada
EDS	<i>Energy Dispersive Spectroscopy</i>
gf	gramas-força
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
Hz	Hertz
IFSP	Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia de São Paulo
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
J	Joule
J/mm	Joule por milímetro
kW	Quilowatt
Laser	<i>Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation</i>
L/min	Litros por minuto
μm	Micrometro
mm/min	Milímetro por minuto
mm/s	Milímetro por segundo
ms	Milissegundo
NBR	Norma Brasileira
Nd:YAG	Granada de ítrio e alumínio dopado com neodímio
PREN	<i>Pitting Resistance Equivalent Number</i>
s	Segundo
TIG	<i>Tungsten Inert Gas</i>
V	Volt
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

Ar	Argônio
C	Carbono
CO ₂	Dióxido de carbono
Cr	Cromo
Cr ₂ N	Nitreto de cromo
d	Diagonal média de indentação (μm)
E	Energia do pulso (J)
F	Força (gf)
f	Frequência dos pulsos (Hz)
Fe- α	Ferrita "alfa"
Fe- γ	Austenita
Fe- δ	Ferrita "delta"
η	Eficiência
GPa	Gigapascal
H	Aporte térmico (J/mm)
He	Hélio
HV	Microdureza Vickers
I	Corrente de soldagem (A)
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
N ₂	Nitrogênio molecular
Nb	Nióbio
Ni	Níquel
P	Fósforo
P	Potência de pico (W)
S	Enxofre
t	Largura temporal (ms)
Ti	Titânio
v	Velocidade de soldagem (mm/s)
W	Tungstênio

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
2	OBJETIVO	16
2.1	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	16
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
3.1	SOLDAGEM	17
3.1.1	Soldagem a laser	18
3.1.1.1	Refletividade	20
3.1.1.2	Gás de proteção	20
3.1.1.3	Soldagem a laser Nd:YAG	20
3.1.2	Soldagem GTAW	21
3.1.2.1	Eletrodo de W	22
3.1.2.2	Parâmetros de soldagem	23
3.2	AÇOS	24
3.3	AÇOS INOXIDÁVEIS	25
3.3.1	Aços inoxidáveis martensíticos	25
3.3.2	Aços inoxidáveis ferríticos	26
3.3.3	Aços inoxidáveis austeníticos	27
3.3.4	Aços inoxidáveis duplex	27
3.3.4.1	Aços inoxidáveis superduplex	29
3.3.5	Elementos de liga	29
3.3.6	Soldagem de aços inoxidáveis	30
3.3.6.1	Soldagem do aço duplex	34
3.3.7	Aporte térmico	35
3.4	TRATAMENTO TÉRMICO	36
3.4.1	Tratamento térmico no cordão de solda dos aços inoxidáveis duplex e superduplex	36
4	MATERIAIS E MÉTODOS	37
4.1	MATERIAIS UTILIZADOS	37
4.2	METODOLOGIA	38
4.2.1	Preparação das chapas soldadas para ensaio de tração	38
4.2.2	Soldagem das chapas	39
4.2.2.1	Soldagem por laser pulsado Nd:YAG	39
4.2.2.2	Tratamento GTAW	40
4.2.3	Análise metalográfica	42
4.2.4	Ensaio de dureza	44
4.2.5	Ensaio de tração	47
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	48

5.1	ANÁLISES MACROGRÁFICAS	48
5.2	ANÁLISES MICROGRÁFICAS	52
5.3	ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS	70
5.4	ENSAIOS DE TRAÇÃO	72
6	CONCLUSÕES	74
6.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	74
	REFERÊNCIAS	75
	APÊNDICE A - FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE AUSTENITA	80
	APÊNDICE B - RESULTADOS DE MICRODUREZA VICKERS	81

1 INTRODUÇÃO

Diversos metais são empregados atualmente em construções e equipamentos na indústria petrolífera, destacando-se o uso dos aços inoxidáveis, que são selecionados muitas vezes em virtude da sua resistência à oxidação por conta dos ambientes corrosivos onde são expostos nessas aplicações. A resistência à corrosão não deve ser o único parâmetro a ser analisado, pois outras propriedades como a resistência mecânica, a tenacidade e a soldabilidade também são considerados (Li, Wang e Lei, 2024).

Para isso, deve-se selecionar o melhor material que cumpra estes requisitos mais eficientemente, e neste contexto existem os aços inoxidáveis superduplex, que aliam alta resistência à corrosão e mecânica quando comparados a outros aços inoxidáveis, sendo também aplicados nas indústrias de processamento químico, de papel e celulose, e energética (Cho et al., 2023; Chiaverini, 2002).

Os aços inoxidáveis duplex e superduplex possuem uma microestrutura balanceada composta por aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita, mas esse balanceamento pode ser perdido após a soldagem, podendo chegar até em torno de 95% de ferrita (Franzini, 2016), o que torna necessário um controle durante o processo de soldagem para que suas propriedades não sejam comprometidas, sendo possível manter o equipamento, componente ou estrutura funcionando corretamente.

Existem algumas formas de manter o balanço ou ao menos reduzir o desbalanceamento das fases citadas, seja adicionando materiais gamagênicos, ou seja, que tendem a estabilizar a austenita no aço inoxidável (como o níquel), no metal de solda, como mostra Seloto (2021); realizando uma soldagem dissimilar com aço inoxidável austenítico (Leite, 2019); utilizando uma mistura gasosa que contenha nitrogênio, que também tende a estabilizar a austenita na zona fundida, como mostrado por Modenesi (2001) e Sales, Westin e Jarvis (2017); realizando soldagem híbrida com laser e arco elétrico, como indicado por Videira (2021) e Bruncko et al. (2022); bem como realizando um pré-aquecimento no material a ser soldado, como mostrado por Landowski et al. (2023), ou pós-aquecimento na junta soldada, como mostrado por Saravan, Raghukandan e Sivagurumanikandan (2017).

2 OBJETIVO

O objetivo do presente trabalho é analisar a viabilidade e a influência de um tratamento térmico superficial utilizando o processo GTAW na microestrutura do metal de solda do aço inoxidável superduplex UNS S32750 soldado por laser pulsado Nd:YAG, variando a corrente elétrica do procedimento GTAW.

2.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

Os objetivos específicos são:

- Avaliar macroscopicamente a influência do processo GTAW sobre o cordão de solda devido ao laser;
- Examinar a interferência do processo GTAW na microestrutura do metal de solda;
- Avaliar a dureza do metal de solda;
- Verificar o comportamento mecânico de chapas soldadas;

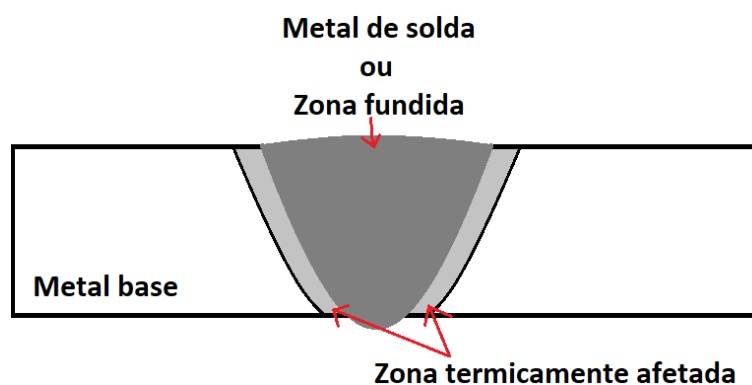
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 SOLDAGEM

Drapinski (1979) define soldagem como um processo de união ou de revestimento dos materiais pela aplicação de calor, podendo ou não ser aplicada pressão. Marques, Modenesi e Bracarense (2009) também citam que a soldagem é um processo de união de materiais e também de deposição de material sobre uma superfície, seja para recuperá-la após um processo de desgaste ou seja para a formação de um revestimento.

Nos metais soldados, a região que efetivamente passou pelo processo de soldagem pode ser chamada de metal de solda ou então de zona fundida (ZF). A região ao redor da zona fundida se chama de zona termicamente afetada (ZTA), que é uma porção de material que não passou por soldagem, mas que teve alterações significativas nas propriedades devido ao aumento da temperatura superior à sua temperatura crítica. Já o metal base é a região que não foi afetada pelo ciclo térmico do processo, sendo a mais distante da solda (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009). A Figura 1 mostra uma representação de uma peça soldada.

Figura 1 - Representação de uma peça soldada



Fonte: Elaborado pelo autor.

A soldagem pode ocorrer de duas formas: em estado sólido, que é quando as temperaturas envolvidas não ultrapassam a temperatura de fusão dos metais envolvidos, ou por fusão, que é quando há a fusão dos metais. Estes últimos englobam a maioria dos processos utilizados atualmente (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009).

Existem diversos processos de soldagem que podem ser utilizados, como os mais conhecidos a arco elétrico (que se utilizam de uma fonte de energia que gera um arco elétrico que funde a peça), mas também por resistência elétrica, fricção, explosão, laser, entre outros (Drapinski, 1979; Marques, Modenesi e Bracarense, 2009).

3.1.1 Soldagem a laser

O processo de soldagem a laser utiliza-se da concentração de raios laser, oriundos de uma fonte que recebe uma energia externa, excitando seus elétrons, que ao retornarem às suas posições originais liberam fótons, fornecendo energia ao metal no ponto de foco e levando à sua fusão. Dependendo da espessura do metal de base e da potência do laser, pode até ocorrer o corte do material (Kou, 2002; Marques, Modenesi e Bracarense, 2009; Nikolaev, 1977).

Seu surgimento se deu por conta da sua rápida propagação sem muitas divergências na sua orientação, podendo ser guiados por fibras ópticas, e com alta qualidade. Além disso, a ZTA resultante do processo é muito pequena quando comparado aos processos de soldagem convencionais (Senai, 1997).

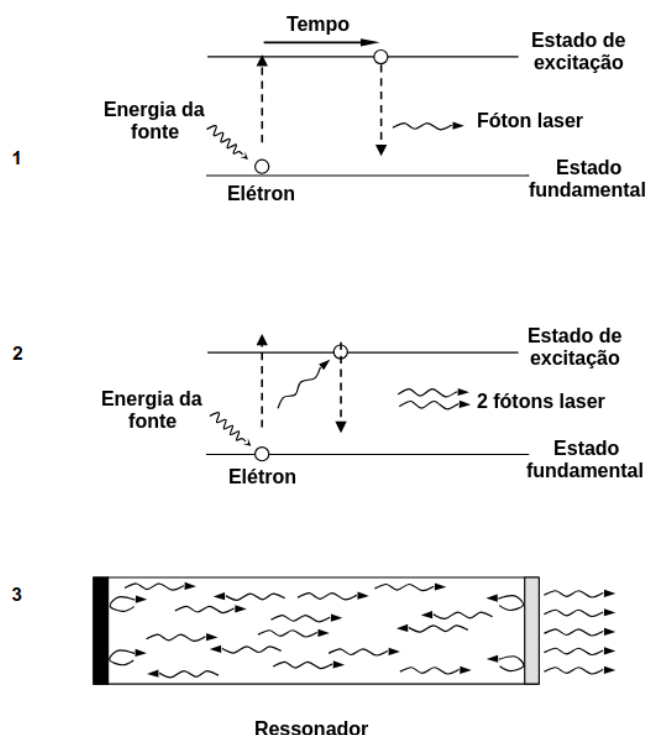
Segundo Kou (2002), o laser pode ser proveniente tanto de uma fonte em estado sólido, como no caso do cristal de granada de ítrio e alumínio dopado com neodímio (Nd:YAG), ou em estado gasoso, como no caso da mistura de gás carbônico (CO₂), nitrogênio (N₂) e hélio (He). A excitação de elétrons na fonte sólida ocorre através de uma lâmpada de alta intensidade no cristal, e na fonte gasosa se dá por meio de eletrodos na mistura de gases.

De acordo com Amada (2020), sua geração se dá em 3 estágios que ocorrem quase instantaneamente:

1. Emissão espontânea: a fonte excita os elétrons dos átomos do meio ativo a um estado de maior energia (excitação) por um tempo, e então retornam ao seu estado inicial (fundamental), liberando a energia absorvida da fonte na forma de fótons;
2. Emissão estimulada: os fótons que foram gerados por emissão espontânea eventualmente atingem outros elétrons em estado de excitação, que por sua vez retornam ao estado fundamental gerando outro fóton na mesma direção e no mesmo comprimento de onda;
3. Amplificação: como os fótons são emitidos em todas as direções, alguns podem ser refletidos pelo ressonador (elemento que controla a geração do laser composto por uma parte 100% refletora e uma região parcialmente refletora) de volta ao meio ativo, gerando assim uma direção preferencial de propagação dos fótons. Quando houver mais elétrons em estado de excitação do que no fundamental, inicia-se a geração do laser.

A Figura 2 mostra de maneira simplificada como ocorre a geração do laser na fonte.

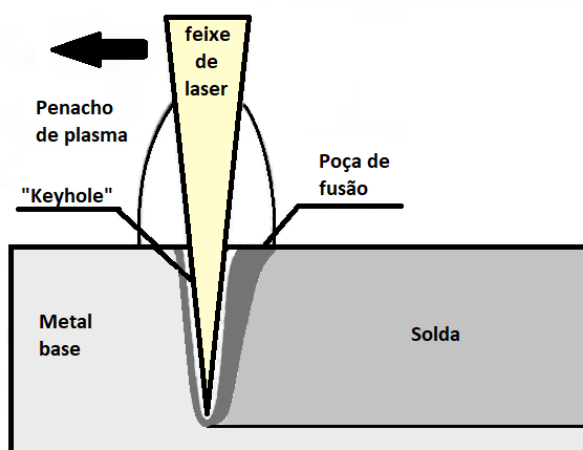
Figura 2 - Estágios da geração do laser



Fonte: Adaptado de Amada (2020).

Dentre as técnicas de soldagem a laser, destaca-se a do *"keyhole"*, onde há a vaporização do metal de base. O vapor metálico direciona-se para o interior da peça, gerando uma coluna de vapor metálico que, conforme a soldagem ocorre, se desloca no mesmo sentido da soldagem, originando um cordão de solda que possui grande profundidade e pequena largura. A Figura 3 mostra o processo de soldagem a laser, destacando o *"keyhole"* (Kou, 2002; Marques, Modenesi e Bracarense, 2009).

Figura 3 - Representação do processo de soldagem a laser



Fonte: Adaptado de Marques, Modenesi e Bracarense (2009).

3.1.1.1 Refletividade

Kou (2002) também aponta um problema que pode ocorrer durante o processo de soldagem por laser, que é a refletividade provocada pela superfície metálica ao receber os raios laser. Isso pode levar ao laser ser refletido de volta para as lentes do equipamento, danificando-os.

Como forma de prevenir esse processo, pode-se aumentar a rugosidade da superfície do metal de base, ou então simplesmente inclinar ligeiramente a saída do laser, para que após ele incidir sobre o metal de base, ele não seja refletido de volta para a lente.

Também segundo Kou (2002), a formação do "keyhole" também ajuda a absorver os raios laser "prendendo-o" na poça de solda.

3.1.1.2 Gás de proteção

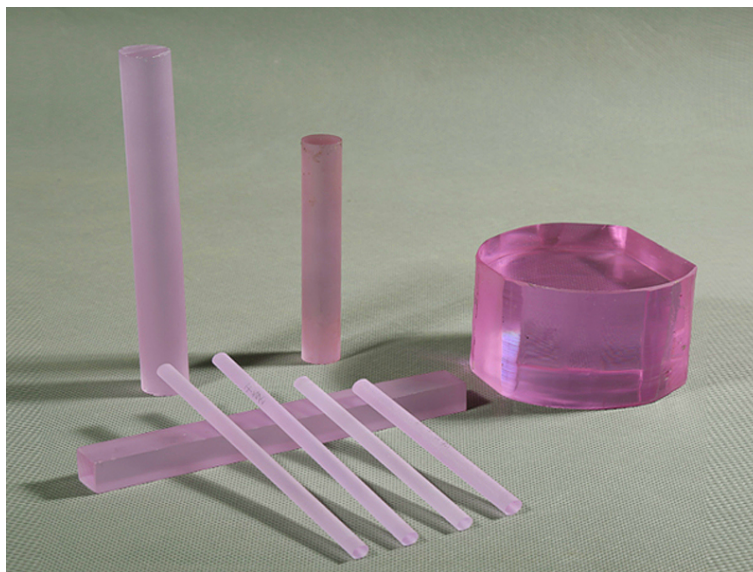
De acordo com Kou (2002), durante o processo de soldagem há a formação de plasma devido à ionização provocada pelo laser, que o absorve e dispersa, reduzindo a penetração da soldagem. Como forma de atenuar este efeito, pode ser utilizado um gás de proteção que substitui o plasma em torno da poça de solda. Normalmente é utilizado argônio (Ar), mas também pode ser empregado hélio, apesar deste último ser mais leve que o próprio ar e por isso não ser muito eficiente.

3.1.1.3 Soldagem a laser Nd:YAG

No caso da soldagem a laser pulsado Nd:YAG (do inglês, *Neodymium doped Yttrium Aluminum Garnet*, um cristal de granada de ítrio e alumínio é dopado com um pequeno percentual de neodímio, utilizado na forma de barra. A excitação se dá através de uma lâmpada consumível, ou seja, ela tem uma vida útil que varia de acordo com os parâmetros de soldagem e a qualidade do componente (Amada, 2020).

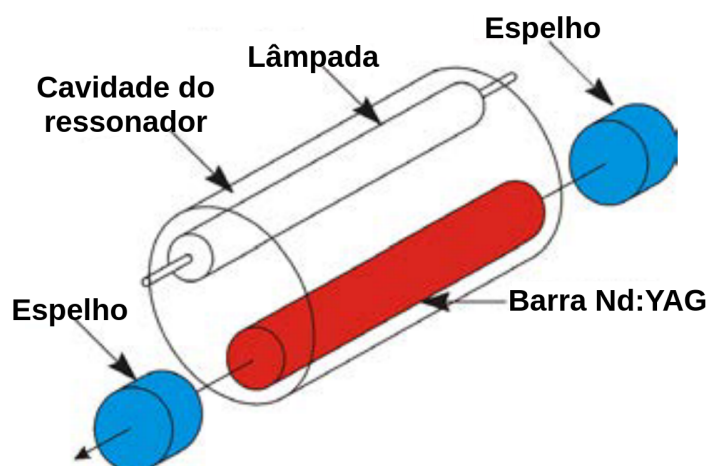
A Figura 4 mostra um exemplo desse cristal, e a Figura 5 mostra uma representação da cavidade onde é gerado o laser no equipamento.

Figura 4 - Foto de cristais Nd:YAG



Fonte: Fireskycrystal (2020).

Figura 5 - Representação do local onde é gerado o laser em uma fonte Nd:YAG



Fonte: Adaptado de Amada (2020).

3.1.2 Soldagem GTAW

Proveniente do inglês "*Gas Tungsten Arc Welding*" (GTAW), também é conhecido no Brasil como processo TIG, que é uma abreviação também do inglês "*Tungsten Inert Gas*", é um processo que utiliza um eletrodo de tungstênio e atmosfera gasosa inerte, sendo muito utilizado argônio ou hélio. A Tabela 1 indica quando é mais indicado o uso de cada gás (Drapinski, 1979; Senai, 1997).

A corrente elétrica pode ser alternada (CA) ou contínua (CC) com polaridade positiva (CC⁺) ou negativa (CC⁻), dependendo do metal a ser soldado, e pode ser uti-

lizado um gerador de alta frequência, que facilita a abertura do arco elétrico sem a necessidade de encostar a ponta do eletrodo na peça, evitando também a contaminação por tungstênio (Drapinski, 1979).

Tabela 1 - Características dos gases de proteção do processo GTAW

Característica	Argônio	Hélio
Tensão de arco	Baixa	Alta
Penetração	Menor	Maior
Espessura de chapa	Fina	Grossa
Ação de limpeza	Maior	Menor
Estabilidade do arco	Maior	Menor
Abertura do arco	Fácil	Difícil
Corrente	CC e CA	CC ⁻
Custo	Reduzido	Elevado
Vazão	Pequena	2-3x a vazão de argônio
Resistência ao vento	Maior	Menor

Fonte: Adaptado de Wainer, Brandi e Mello (2004).

É um processo que foi patenteado na década de 1920, mas que começou a ser utilizado na década de 1940 na soldagem de aços inoxidáveis, ligas de alumínio e de magnésio. Pela dificuldade que havia para manter a estabilidade do arco elétrico, era utilizada corrente contínua com proteção gasosa de hélio (Senai, 1997; Wainer, Brandi e Mello, 2004).

Segundo Marques, Modenesi e Bracarense (2009), é importante que a vazão do gás se inicie antes do processo de soldagem (chamado de pré-purga), para remover o ar atmosférico para evitar desgaste do eletrodo de W e facilitar a abertura do arco elétrico, e se encerre após a soldagem (chamado de pós-purga), para resfriar o eletrodo antes que ele entre em contato com o ar.

Para a soldagem de aços inoxidáveis, recomenda-se o uso de corrente contínua com polaridade negativa ou direta (Marques, Modenesi e Bracarense, 2009; Okumura, 1982).

3.1.2.1 Eletrodo de W

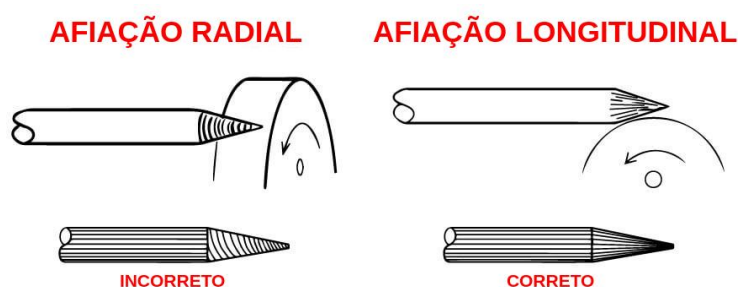
Segundo Senai (1997), o eletrodo é constituído majoritariamente por tungstênio pois este elemento emite elétrons com facilidade, estabilizando o arco elétrico de maneira mais fácil, e também apresenta alta temperatura de fusão, na casa dos 3400 °C.

Normalmente é utilizado de tungstênio ligado com outros elementos, como o tório, cério e lantânio, o que aumenta sua durabilidade em comparação ao eletrodo com

99% de tungstênio (puro), sendo que com tório apresenta melhor desempenho quanto sua resistência ao desgaste e à abrasão elétrica (Okumura, 1982; Senai, 1997).

Previamente ao seu uso, o eletrodo deve ser afiado, esmerilhando sua ponta no sentido axial do seu corpo para facilitar o direcionamento de elétrons entre o eletrodo e o metal de base (Senai, 1997). A Figura 6 indica a maneira correta de realizar a afiação.

Figura 6 - Afiação correta do eletrodo de tungstênio



Fonte: Adaptado de Aly (2021).

3.1.2.2 Parâmetros de soldagem

Segundo Senai (1997), diferentes parâmetros podem ser controlados a fim de obter uma solda adequada dependendo do projeto. São eles:

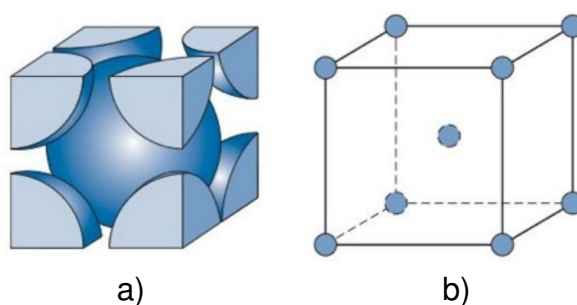
- Comprimento do arco: é a distância entre a ponta do eletrodo e a peça a ser soldada. Quanto maior o comprimento, maior a tensão do arco e a largura do cordão de solda. Deve ter uma medida adequada, pois se for muito curto ou muito longo provoca instabilidade do arco elétrico, gerando descontinuidades no cordão de solda.
- Velocidade de soldagem: influencia nas dimensões do cordão de solda. Quanto mais rápida a velocidade de soldagem, menor a profundidade e a largura do cordão, podendo também gerar descontinuidades.
- Vazão de gás: deve ser o suficiente para que forneça proteção ao metal de solda durante sua fusão, substituindo o ar à sua volta, mas também não pode ser muito elevada, pois gera turbulências no fluxo de gás e instabilidade no arco elétrico.
- Corrente de soldagem: é a corrente elétrica empregada para ser realizada a solda, proveniente de uma fonte de corrente constante, e depende de fatores como as dimensões da peça a ser soldada, seu material e do eletrodo utilizado.

3.2 AÇOS

De acordo com Chiaverini (2002), o aço é na sua essência uma liga ferro-carbono, contendo entre 0,008% e 2,11% de carbono, apesar de conter na sua composição outros elementos que podem ser resíduos derivados dos processos de fabricação, chamado de aço-carbono, ou intencionalmente adicionados, chamado de aço-liga.

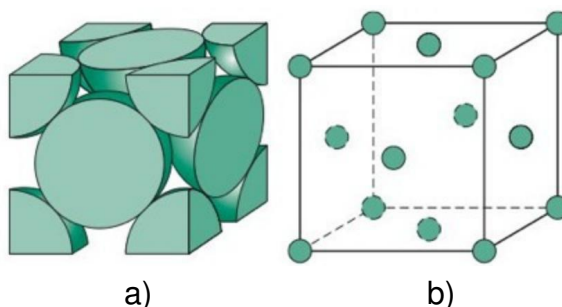
Ainda segundo Chiaverini (2002), o ferro presente nos aços possui uma condição chamada de alotropia, que é quando o material assume diferentes fases dependendo da sua temperatura. No caso do ferro puro, até aproximadamente 912 °C, a estrutura cristalina do ferro é cúbica de corpo centrado (CCC), fase esta que é chamada de ferrita "alfa" ($\text{Fe-}\alpha$). Entre cerca de 912 °C e 1392 °C, há um rearranjo dos átomos na estrutura cristalina para cúbica de face centrada (CFC), sendo agora a fase denominada austenita, ou fase "gama" ($\text{Fe-}\gamma$). Já entre 1392 °C e 1538 °C, os átomos estão novamente organizados em estrutura CCC, mas em uma fase conhecida como ferrita "delta" ($\text{Fe-}\delta$). As Figuras 7 e 8 mostram representações de estruturas CCC e CFC, respectivamente.

Figura 7 - Representação de estrutura cristalina CCC em: a) esferas rígidas; b) esferas reduzidas



Fonte: Callister (2012).

Figura 8 - Representação de estrutura cristalina CFC (Cúbica de Face Centrada) em: a) esferas rígidas; b) esferas reduzidas



Fonte: Callister (2012).

3.3 AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são amplamente empregados nas mais variadas indústrias existentes em virtude da sua útil propriedade de resistência à corrosão, como por exemplo nas indústrias energética e petroquímica (Kou, 2002; Lippold e Kotecki, 2005).

Segundo Lippold e Kotecki (2005), são aços ligados com teores mínimos de cromo (Cr) de 10,5% (em percentual de massa), pois a partir desta quantidade ocorre a formação espontânea de uma camada passiva de óxido que previne a corrosão das camadas mais abaixo da superfície do aço. Silva e Mei (2021) citam que o teor de cromo é superior a 12%, e Chiaverini (2002) que o teor mínimo é de 10%.

Sua origem data do início do século XX. Em 1911, Christiam Dantsizen realizou estudos com aços com baixo teor de carbono e adição entre 14% e 16% de cromo, nos Estados Unidos. No ano de 1913, Harry Brearley identificou um aço que não oxidou após uma adição de 12,8% de cromo, em Sheffield no Reino Unido, enquanto buscava uma solução para a erosão das superfícies internas dos canos das armas do exército britânico (Padilha e Guedes, 1994; Thomas, 2013).

Chiaverini (2002) ressalta no entanto que esses aços não são resistentes à corrosão de ácidos chamados redutores, como os ácidos clorídrico e fluorídrico, uma vez que estes diminuem a passividade do aço inoxidável.

Os aços inoxidáveis podem ser classificados de acordo com a sua microestrutura, que pode ser principalmente martensítica, ferrítica, austenítica ou também bifásica, composta por ferrita e austenita, chamada de duplex.

3.3.1 Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são assim chamados pois possuem composição química, principalmente ferro, cromo e carbono, que permite a transformação de austenita em martensita durante sua solidificação, desde que o resfriamento não seja lento como dentro de um forno. No entanto, um resfriamento ao ar livre já é rápido o suficiente para que haja a formação de martensita (Lippold e Kotecki, 2005).

Comparados aos outros tipos de aços inoxidáveis, possuem menor teor de cromo e maior teor de carbono (entre outros elementos, como mostrado pela Tabela 2), e assim, menor resistência à corrosão. Por isso, são utilizados onde há a necessidade de aliar resistência mecânica e à corrosão, mas em ambientes que não são tão agressivos, como o ar atmosférico. Também apresentam maiores dureza e resistência ao desgaste (Lippold e Kotecki, 2005).

Tabela 2 - Composição química típica (em % de massa) de aços inoxidáveis martensíticos

C	Cr	Mn	Si	Ni	Mo	S	W	V
0,05-1,20	11,5-18,0	≤1,25	≤1,5	≤4,5	≤1,25	≤0,15	≤1,25	≤0,3

Fonte: Adaptado de Lippold e Kotecki (2005).

As aplicações mais comuns são em lâminas de turbinas a gás e a vapor que trabalham em temperaturas relativamente mais baixas, tubulações e válvulas de extração de petróleo, gasodutos, oleodutos e até mesmo ferramentas de cirurgia, facas e engrenagens. Sua temperatura de trabalho é limitada a 650 °C, pois ocorre uma diminuição nas suas propriedades mecânicas e na resistência à corrosão, como dito por Lippold e Kotecki (2005). Quanto às baixas temperaturas, Silva e Mei (2021) pontuam que não é recomendado em uso criogênico devido às temperaturas de transição dúctil-frágil estarem próximas da temperatura ambiente.

Quando soldados, também tendem a formar martensita na zona fundida (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA). No entanto, pela formação de martensita não-revenida após o resfriamento do metal de solda, é considerado o tipo de aço inoxidável com menor soldabilidade (Lippold e Kotecki, 2005).

3.3.2 Aços inoxidáveis ferríticos

Nos aços inoxidáveis ferríticos, a fase predominante na microestrutura é a ferrita. São empregados quando a resistência à corrosão é mais importante do que suas propriedades mecânicas, como por exemplo em sistemas de exaustão de automóveis. Sua aplicação é limitada a temperaturas abaixo de 400 °C, pois acima disto inicia-se a formação de fases frágeis ricas em cromo (Lippold e Kotecki, 2005; Silva e Mei, 2021).

Sua resistência à corrosão é em geral superior à dos aços inoxidáveis martensíticos, mas também são mais caros e difíceis de serem fabricados (Lippold e Kotecki, 2005). Sua composição química típica está indicada na Tabela 3.

Tabela 3 - Composição química típica (em % de massa) de aços inoxidáveis ferríticos

Cr	Ni	Mn	Si	C	Mo	N	P	S
10,5-30	≤4,5	≤1,5	≤1,0	0,03-0,20	0,75-4,2	≤0,25	≤0,045	≤0,04

Fonte: Adaptado de Lippold e Kotecki (2005).

Lippold e Kotecki (2005) pontuam que, quando soldado, sua zona fundida costuma ser majoritariamente formada também por ferrita, mas pode ocorrer a formação de martensita e a precipitação de carbonetos e nitretos. Segundo Silva e Mei (2021) também ocorre o crescimento dos grãos na ZTA e precipitação de carbone-

tos de cromo nos contornos de grão, levando à perda da tenacidade e resistência à corrosão.

3.3.3 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais fabricados e utilizados no mundo, sendo usados desde utensílios de cozinha, produtos hospitalares e componentes estruturais. Também são facilmente fabricados e são duráveis (Lippold e Kotecki, 2005).

Além de possuírem alta resistência à corrosão, os aços austeníticos possuem boa ductilidade, mas sua resistência mecânica não é tão atrativa em relação aos outros aços inoxidáveis. Contudo, não é recomendado seu uso em ambientes onde a corrosão ocorre mais agressivamente, como na água do mar ou outros ambientes altamente corrosivos, principalmente quando tensionados, pois são mais suscetivos à corrosão nesta condição (Lippold e Kotecki, 2005; Padilha e Guedes, 1994).

Normalmente são mais caros do que os aços inoxidáveis martensíticos e alguns ferríticos (principalmente os com menores teores de cromo), já que possuem mais elementos de liga como mostrado pela Tabela 4, sendo o principal deles o níquel pois é a sua presença que propicia a estabilização da fase austenítica na sua microestrutura. Esse aumento no custo pode ser compensado em uma eventual soldagem, pois também apresentam melhor soldabilidade do que os outros aços inoxidáveis já citados (Lippold e Kotecki, 2005; Silva e Mei, 2021).

Tabela 4 - Composição química típica (em % de massa) de aços inoxidáveis austeníticos

Cr	Ni	Mn	Si	C	Mo	N	Ti	Nb
16-25	8-20	1-2	0,5-3,0	0,02-0,08	≤2	≤0,15	≤0,2	≤0,2

Fonte: Adaptado de Lippold e Kotecki (2005).

A temperatura de trabalho também é superior, sendo limitada a 760 °C, temperatura esta onde começa a ocorrer redução das propriedades mecânicas e da resistência à corrosão do aço inoxidável austenítico. Também podem ser utilizados em temperaturas criogênicas, pois não apresentam temperatura de transição dúctil-frágil devido à sua estrutura cristalina CFC (Lippold e Kotecki, 2005; Silva e Mei, 2021).

3.3.4 Aços inoxidáveis duplex

Os aços inoxidáveis duplex são assim chamados pois são formados por uma microestrutura com duas fases: a ferrita e a austenita, havendo aproximadamente 50%

de cada fase, em fração volumétrica, e também com ausência de fases intermetálicas indesejáveis, como é o caso da fase sigma (Lippold e Kotecki, 2005; Silva e Mei, 2021; Silva, 2023). Segundo Chiaverini (2002), para se obter essa estrutura bifásica o teor de cromo deve estar entre 22% e 28% e o de níquel entre 2% e 8%.

Hsieh e Wu (2012) explicam que a fase sigma é uma fase intermetálica rica em cromo, e sua precipitação se dá entre as temperaturas de 600 e 1000 °C, diminuindo a resistência de aços inoxidáveis. Precipitam principalmente nas regiões com altas concentrações de cromo na ferrita, já que há maior facilidade na difusão desse elemento na fase ferrítica do que na austenítica, assim como nas interfaces entre as fases ferrita e austenita.

Em geral, esses aços inoxidáveis possuem resistência à corrosão e mecânica superiores aos outros aços inoxidáveis devido à combinação de ferrita e austenita, podendo ser empregados onde a abrasão é considerável. Por possuírem ferrita em sua microestrutura, exibem ferromagnetismo, bem como condutividade térmica superior e expansão térmica inferior aos aços austeníticos, sendo ótimos substitutos para estes quando sua aplicação sofre corrosão sob tensão, fadiga e também por pites (Lippold e Kotecki, 2005; Silva e Mei, 2021).

No entanto, as temperaturas de operação dos aços inoxidáveis duplex são inferiores às dos outros aços inoxidáveis, até 280 °C, uma vez que acima desta temperatura começa a formação de precipitados frágeis. Além disso, também possuem temperatura de transição dúctil-frágil por volta de -40 °C, não sendo indicado seu uso em operações com temperaturas criogênicas (Lippold e Kotecki, 2005).

Os principais elementos de liga presentes na composição química do aço duplex, além do cromo, são o níquel e o nitrogênio. Estes dois elementos são os que mais influenciam para que ocorra a estabilização da austenita conforme o aço é resfriado após sua fabricação (Lippold e Kotecki, 2005; Silva e Mei, 2021).

A Tabela 5 mostra as composições químicas típicas de alguns aços inoxidáveis duplex.

Nome comum (UNS)	C máx.	Cr	Ni	Mo	N	Outros
AISI 329 (S32900)	0,08	23-28	2,5-5,0	1-2	-	
3RE60 (S31500)	0,03	18-19	4,3-5,2	2,5-3,0	0,05-0,1	
2304 (S32304)	0,03	21,5-24,5	3,0-5,5	0,05-0,6	0,05-0,2	
2205 (S31803)	0,03	21-23	4,5-6,5	2,5-3,5	0,1-0,22	
F55 (S32760)	0,03	24-26	6-8	3-4	0,2-0,3	Cu=0,7 W=0,7
2507 (S32750)	0,03	24-26	6-8	3-5	0,2-0,3	Cu=0,5

Fonte: Adaptado de Silva e Mei (2021).

3.3.4.1 Aços inoxidáveis superduplex

Segundo Tan et al. (2009), os aços inoxidáveis superduplex diferem dos aços duplex por apresentarem resistência à corrosão e mecânica superiores, devido à diferença na concentração dos elementos de liga presentes na sua composição química.

Tan et al. (2009) também mostram que a diferença entre os aços duplex e superduplex é que os últimos possuem uma resistência equivalente à corrosão por pites (PREN, em inglês "*pitting resistance equivalent number*") maior do que 40, onde PREN é definido conforme a Equação 1, sendo %Cr, %Mo e %N são as porcentagens, em massa, de cromo, molibdênio e nitrogênio, respectivamente, na composição química do aço.

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \times \% \text{Mo} + 16 \times \% \text{N} \quad (1)$$

3.3.5 Elementos de liga

Existem vários elementos que podem ser adicionados aos aços inoxidáveis para melhorar alguma propriedade ou controlar a sua microestrutura. No entanto, a presença de muitos elementos na composição de um aço pode levar à precipitação de outras fases no aço, como citado por Chiaverini (2002). Lippold e Kotecki (2005) citam alguns deles:

- Cromo (Cr): como já dito, o cromo é o principal elemento de liga do aço inoxidável, já que propicia a formação da camada passiva na superfície desse aço. Além disso, é um elemento que propicia a formação de ferrita na microestrutura. Também favorece a formação de carbonetos, o que pode fragilizar o aço.
- Níquel (Ni): é um elemento estabilizador de austenita na microestrutura do aço inoxidável, mesmo à temperatura ambiente. Também não tende a formar carbonetos, Sua presença em ligas ferríticas leva a uma melhora na resistência à corrosão.
- Manganês (Mn): é adicionado nos aços para evitar a fragilização a quente, que ocorre com a formação de sulfetos de ferro a altas temperaturas, pois o manganês é mais propício a reagir com o enxofre do que o ferro, e também tendem a estabilizar a austenita. Chiaverini (2002) também cita que sua presença aumenta as resistências à corrosão e ao desgaste do aço.
- Silício (Si): é adicionado para atenuar os efeitos de oxidação durante a fusão do aço, podendo ser substituído por alumínio (Al), e também aumentar a fluidez do

metal líquido. Tende a estabilizar ferrita na microestrutura. Também melhora a resistência a corrosão quando entre 4% e 5% (em porcentagem de massa). No entanto, teores maiores do que 1% tende a formar silicatos, o que fragiliza o aço.

- Molibdênio (Mo): melhora a resistência à corrosão de aços inoxidáveis ferríticos, austeníticos e duplex, e também aumenta a resistência mecânica dos aços austeníticos. Assim como o cromo, é um elemento que estabiliza a formação de ferrita na microestrutura e também tende a formar carbonetos.
- Carbono (C): apesar de estar presente em todos os aços, para os aços inoxidáveis é desejável que estes possuam uma concentração inferior a 0,1% em massa (à exceção dos aços inoxidáveis martensíticos, pois precisam de um teor maior de carbono para a obtenção da martensita na sua microestrutura). O carbono tende a formar carbonetos quando combinado com outros elementos, resultando em perda da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis.
- Nitrogênio (N): pode aumentar a resistência de aços austeníticos e duplex e também a resistência à corrosão por pites nos aços duplex, sendo também elemento estabilizador de austenita. Possui baixa solubilidade, e por isso, quando excedida, tende a ocorrer a formação de nitretos de cromo (Cr_2N).

3.3.6 Soldagem de aços inoxidáveis

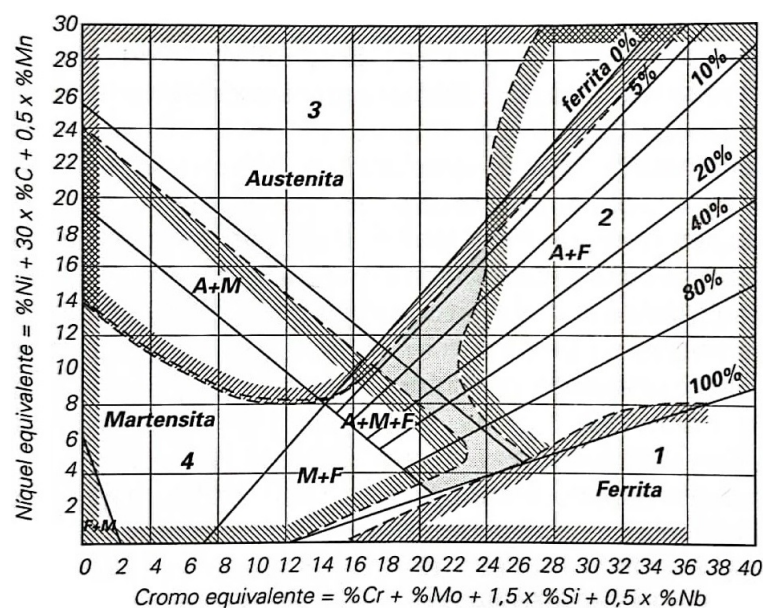
A soldabilidade dos aços inoxidáveis varia de acordo com a sua composição química, e é possível de ser estimada com o uso das fórmulas de cromo e de níquel equivalente, como mostram as Equações 2 e 3, respectivamente. O cálculo do cromo equivalente depende dos teores dos elementos alfa-gênicos (isto é, estabilizadores de ferrita) cromo, molibdênio, silício e nióbio, enquanto que o cálculo do níquel equivalente depende dos teores dos elementos gama-gênicos (estabilizadores de austenita) níquel, carbono e manganês (Kou, 2002; Lippold e Kotecki, 2005; Senai, 1997).

$$\text{Cr}_{\text{eq}} = \% \text{Cr} + \% \text{Mo} + 1,5.\% \text{Si} + 0,5.\% \text{Nb} \quad (2)$$

$$\text{Ni}_{\text{eq}} = \% \text{Ni} + 30.\% \text{C} + 0,5.\% \text{Mn} \quad (3)$$

Com essas informações é possível recorrer ao diagrama de Schaeffler, mostrado pela Figura 9 para obter a microestrutura do aço inoxidável, e assim definir uma melhor forma de soldar o aço.

Figura 9 - Diagrama de Schaeffler

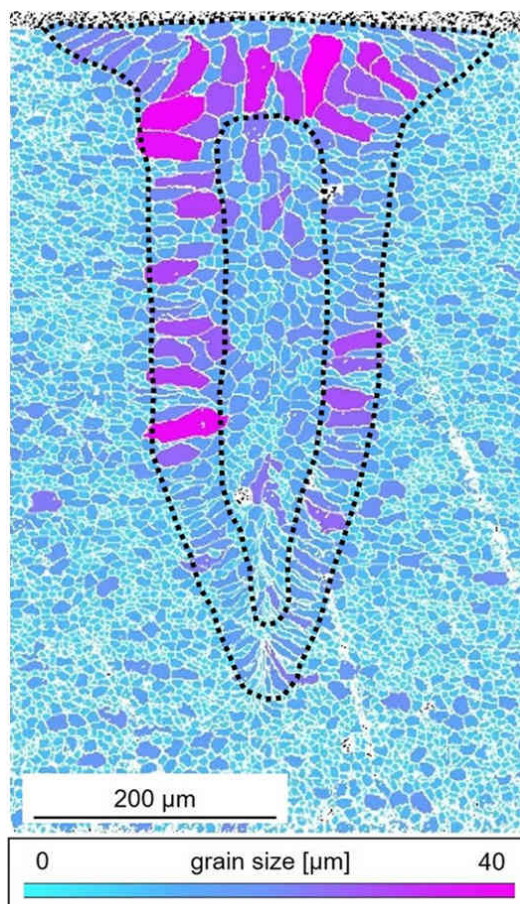


Fonte: Adaptado de Senai (1997).

No diagrama existem algumas regiões com semelhanças na composição química que também apresentam problemas no cordão de solda. Segundo Senai (1997) e Okumura (1982), são elas, conforme numeradas no diagrama:

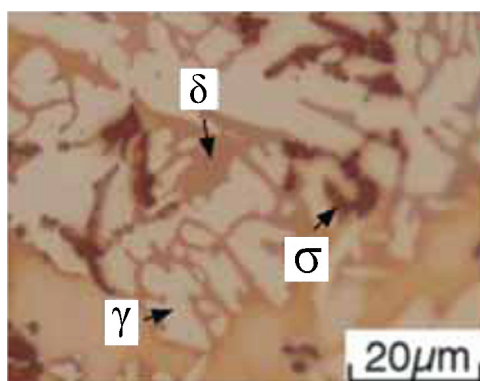
1. Ferrítica: microestrutura ferrítica, tende a ocorrer fragilização por crescimento de grão (ver Figura 10);
2. Duplex: microestrutura composta por ferrita e austenita, tende a ocorrer precipitação de fase sigma (ver Figura 11);
3. Austenítica: microestrutura composta por austenita, tende a ocorrer trincas a quente; (ver Figura 12)
4. Martensítica: microestrutura composta por martensita, tende a ocorrer trincas a frio induzidas por hidrogênio (ver Figura 13).

Figura 10 - Exemplo de crescimento de grão na soldagem a laser de aço inoxidável ferrítico AISI 430



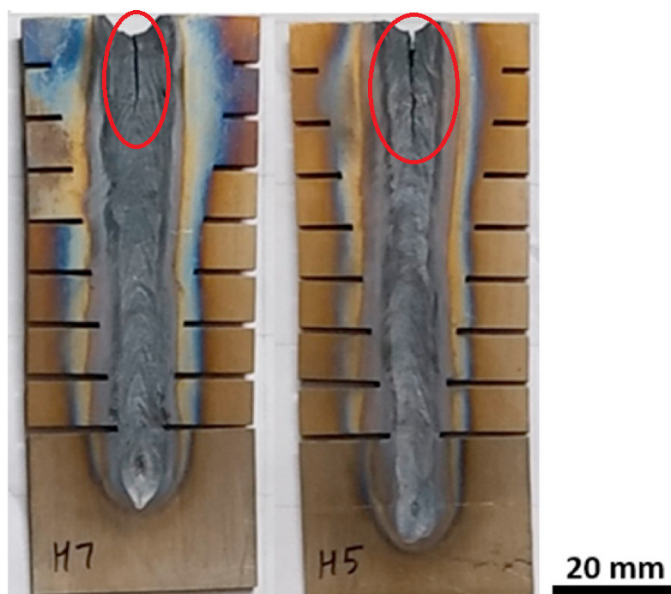
Fonte: Adaptado de Sommer et al. (2023).

Figura 11 - Exemplo de precipitação de fase σ na zona fundida de aço inoxidável duplex SAF2507



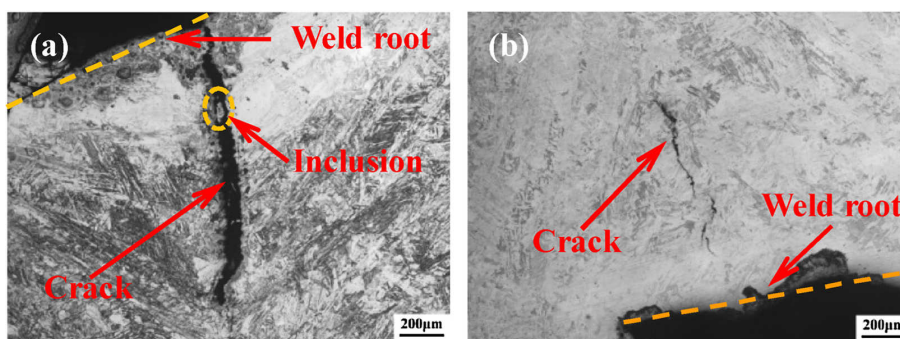
Fonte: Adaptado de Nishimoto, Saida e Katsuyama (2006).

Figura 12 - Exemplo de trinca a quente no cordão de solda de aço inoxidável austenítico AISI 304



Fonte: Adaptado de Ramon et al. (2021).

Figura 13 - Exemplo de trinca a frio (*crack*) em aço martensítico HEAT 1105 CLAM:
a) raiz do cordão; b) seção transversal



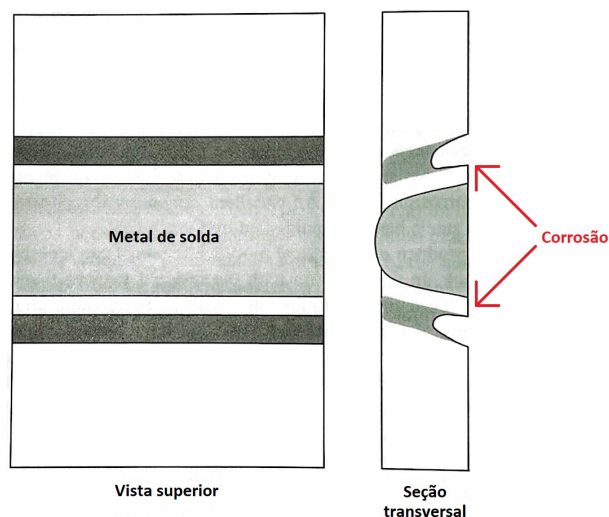
Fonte: Zhai et al. (2018).

Além dessas regiões, existe a mais central do diagrama, que é a considerada melhor para a soldagem de aços inoxidáveis, onde virtualmente não ocorrem os problemas citados anteriormente (Senai, 1997; Okumura, 1982).

É importante ressaltar que na soldagem de aços inoxidáveis, em especial os aços austeníticos, pode ocorrer um fenômeno chamado de sensitização, onde há a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão quando o resfriamento é lento após o processo de soldagem, o que empobrece o teor de cromo nas regiões próximas aos contornos de grãos. Nestes casos, a corrosão normalmente ocorre na ZTA, onde a temperatura fica por mais tempo na faixa da de sensitização, que ocorre entre 600-800 °C (Lippold e Kotecki, 2005; Silva e Mei, 2021).

A Figura 14 mostra uma representação de corrosão após a ocorrência desse fenômeno.

Figura 14 - Representação da corrosão próxima a um cordão de solda após sensitização



Fonte: Adaptado de Lippold e Kotecki (2005).

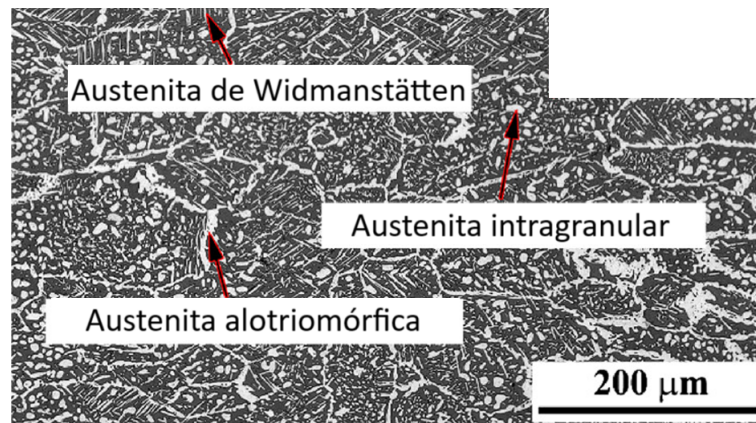
3.3.6.1 Soldagem do aço duplex

De acordo com Senai (1997), quando soldados, os aços inoxidáveis duplex tendem a apresentar crescimento do tamanho de grão e também a precipitação de fases sigma e de nitretos de cromo, que fragilizam o cordão de solda. Além disso, como pontuado por Lippold e Kotecki (2005), também tendem a perder teor de austenita, que é transformada em ferrita após a sua soldagem.

Além disso, Chen e yang (2002) e Köse e Topal (2022) mostram que, após a soldagem do aço inoxidável duplex, a austenita remanescente no cordão de solda e na ZTA pode apresentar 3 diferentes morfologias: alotriomórfica ou intergranular, Widmanstätten e intragranular.

Segundo Chen e Yang (2002), a austenita alotriomórfica nucleia nos contornos dos grãos de ferrita δ conforme ocorre o resfriamento do metal de solda. A partir da sua formação, pode ocorrer também a nucleação da austenita de Widmanstätten, propagando-se em planos preferenciais e paralelos. Já a austenita intragranular se forma a partir de nucleação dentro dos grãos ferríticos em temperaturas relativamente mais baixas. A Figura 15 mostra uma micrografia indicando as diferentes morfologias de austenita encontradas.

Figura 15 - Micrografia da zona fundida de aço inoxidável duplex UNS S31803 contendo diferentes morfologias de austenita



Fonte: Adaptado de Zhang et al. (2018).

3.3.7 Aporte térmico

Segundo Marques, Modenesi e Bracarense (2009), uma forma de caracterizar um processo de soldagem é através do aporte térmico (também chamado de energia de soldagem ou "*heat input*"), que é a energia aplicada pelo processo por unidade de comprimento do cordão de solda, podendo ser definida de acordo com a Equação 4 para a soldagem ao arco elétrico, onde H é o aporte térmico (em J/mm), η é a eficiência do processo, V é a tensão do arco (em V), I é a corrente elétrica de soldagem (em A), e v é a velocidade de soldagem (em mm/s).

$$H = \frac{\eta \cdot V \cdot I}{v} \quad (4)$$

Gao, Liu e Zhang (2018) mostram que, na soldagem a laser pulsado, o cálculo do aporte térmico é definido conforme mostrado pela Equação 5, sendo que P é a potência de pico (em W), t é a largura temporal (em ms) e f é a frequência dos pulsos (em Hz).

$$H = \frac{P \cdot t \cdot f}{v} \cdot \eta \quad (5)$$

Além disso, o produto $P \cdot t$ também pode ser entendido como a energia de pulso (E , dado em J), que é a energia de cada pulso gerado pelo processo de soldagem a laser.

3.4 TRATAMENTO TÉRMICO

Tratamentos térmicos são processos onde ocorre o aquecimento e subsequente resfriamento de um aço, em operação controlada, com o objetivo de alterar suas características e propriedades. Para a sua realização, controla-se tanto a faixa de temperatura a qual o material é submetido, o tempo de duração do tratamento, bem como a taxa de resfriamento, sendo necessários fornos e outros equipamentos adequados para tanto (Silva e Mei, 2021; Chiaverini, 2002).

São a forma mais comum de se realizar as citadas alterações, e quando há alteração na composição química na peça submetida ao tratamento, é chamado de termoquímico (Colpaert, 2008; Chiaverini, 2002).

De acordo com Pinedo (2021), ainda pode-se realizar tratamento superficiais nos aços caso as propriedades na sua superfície ainda não atendam o necessário após a realização do tratamento térmico ou então se deseja-se uma diferença entre as propriedades no núcleo e na superfície, como por exemplo uma boa resistência mecânica e à fratura no interior e alta dureza na superfície, como é o caso de engrenagens.

3.4.1 Tratamento térmico no cordão de solda dos aços inoxidáveis duplex e superduplex

Assim como no caso de componentes, também pode-se realizar tratamentos térmicos em peças soldadas visando aprimorar as suas propriedades. No caso dos aços duplex e superduplex, como há uma tendência do desbalanceamento das fases ferríticas e austeníticas, a realização de um tratamento térmico pode atenuar a diferença entre as frações volumétricas de cada fase.

Saravan, Raghukandan e Sivagurumanikandan (2017) mostraram que o pós-aquecimento em aço inoxidável superduplex UNS S32750 soldado por laser pulsado Nd:YAG também à temperatura de 1050 °C por 2 horas se mostrou favorável à manutenção das fases.

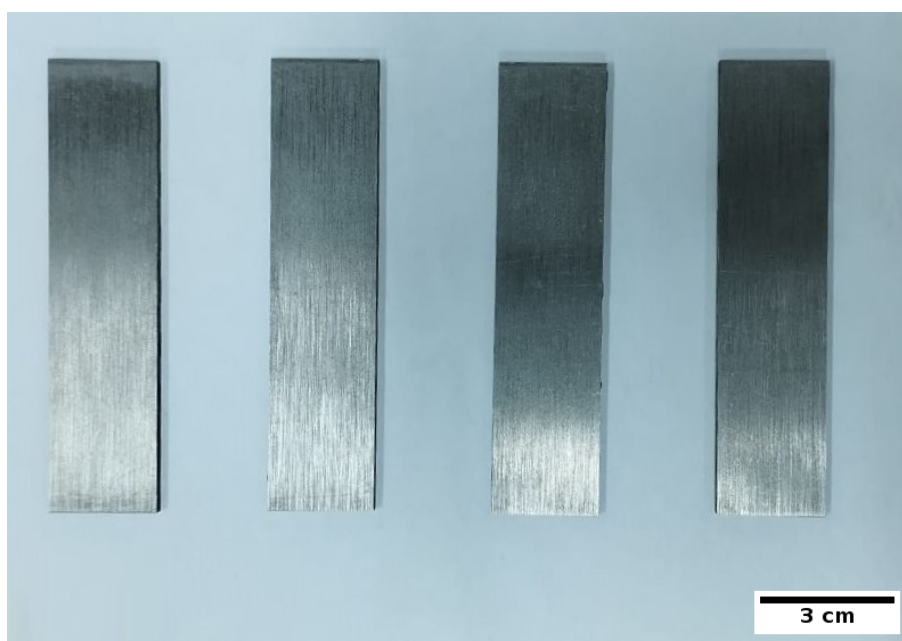
Pinheiro et al. (2023) também encontraram que a realização de um tratamento térmico a 1050 °C por 10 segundos em um aço duplex UNS S31803 soldado pelo processo GTAW se mostrou eficaz para promover o balanceamento das fases, alcançando valores próximos a 50 % de cada uma.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 MATERIAIS UTILIZADOS

Para a realização desta pesquisa foram utilizadas chapas laminadas de aço inoxidável superduplex UNS S32750, com 3 mm de espessura, como mostrada pela Figura 16. A composição química nominal deste aço está indicada pela Tabela 6, conforme fornecido pelo fabricante.

Figura 16 - Foto das chapas de aço inoxidável UNS S32750



Fonte: Obtido pelo autor.

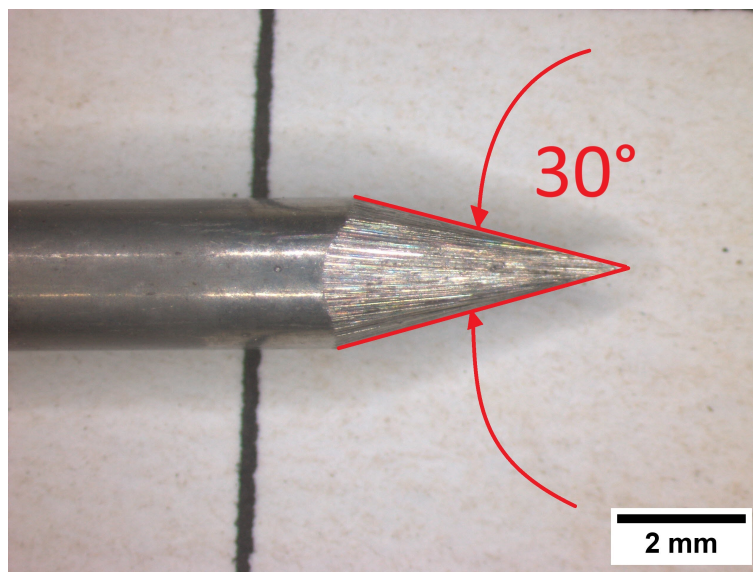
Tabela 6 - Composição química nominal do aço inoxidável UNS S32750, em porcentagem de massa

Elemento	C	Cr	Ni	Mo	N
Teor %	0,02	25,0	7,0	4,0	0,27

Fonte: Adaptado de Outokumpu (2022).

O eletrodo utilizado para o processo GTAW é o eletrodo com 2% de tório (representado pela cor vermelha na ponta), com 3/32" de espessura e ângulo de ponta de aproximadamente 30°, mostrado pela Figura 17.

Figura 17 - Foto do eletrodo utilizado no procedimento GTAW



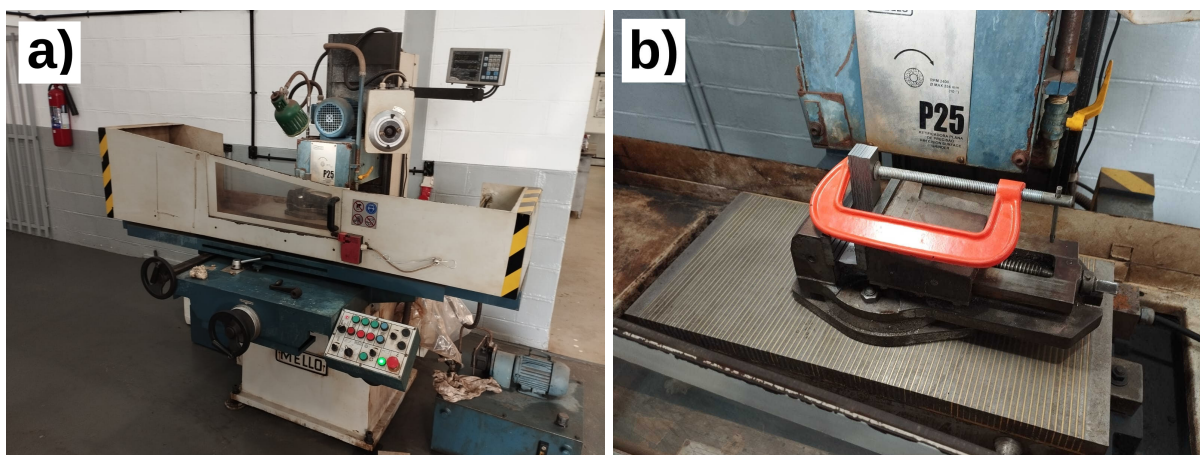
Fonte: Obtido pelo autor.

4.2 METODOLOGIA

4.2.1 Preparação das chapas soldadas para ensaio de tração

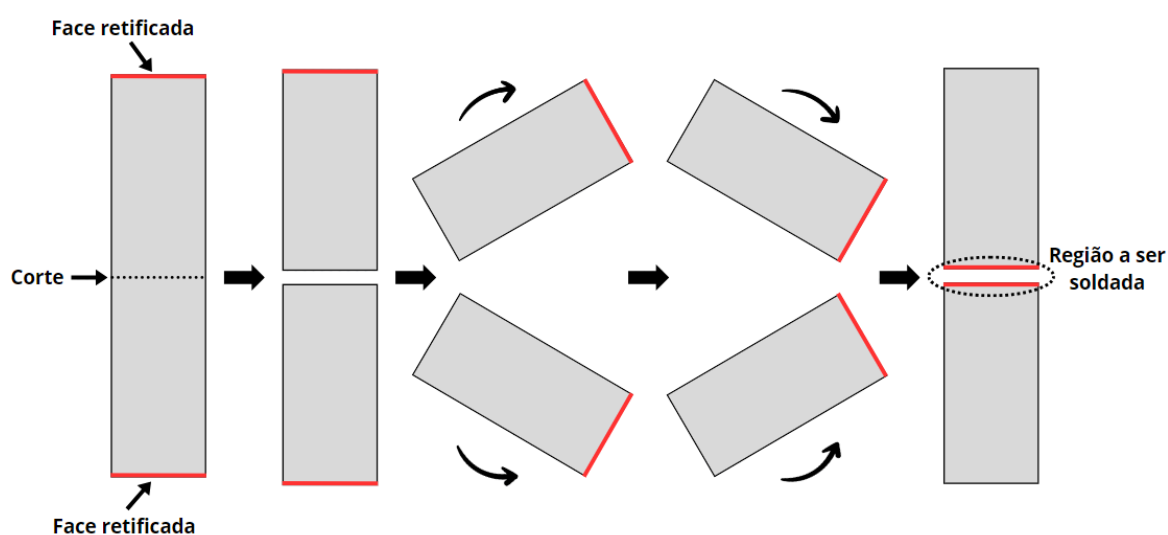
Inicialmente, as chapas recebidas foram retificadas nas faces das extremidades, para posteriormente serem cortadas ao meio no sentido transversal. Esse procedimento foi realizado nas chapas que viriam a ser utilizadas para a confecção dos corpos de prova para ensaio de tração, para que as superfícies ficassem com melhor acabamento, aumentando o contato das chapas durante o processo de soldagem. A Figura 18 mostra o material posicionado no equipamento, e a Figura 19 representa como as chapas foram cortadas após a retificação.

Figura 18 - Fotos: a) da máquina retificadora; b) das chapas posicionadas no equipamento



Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 19 - Esquema representativo das chapas retificadas e cortadas



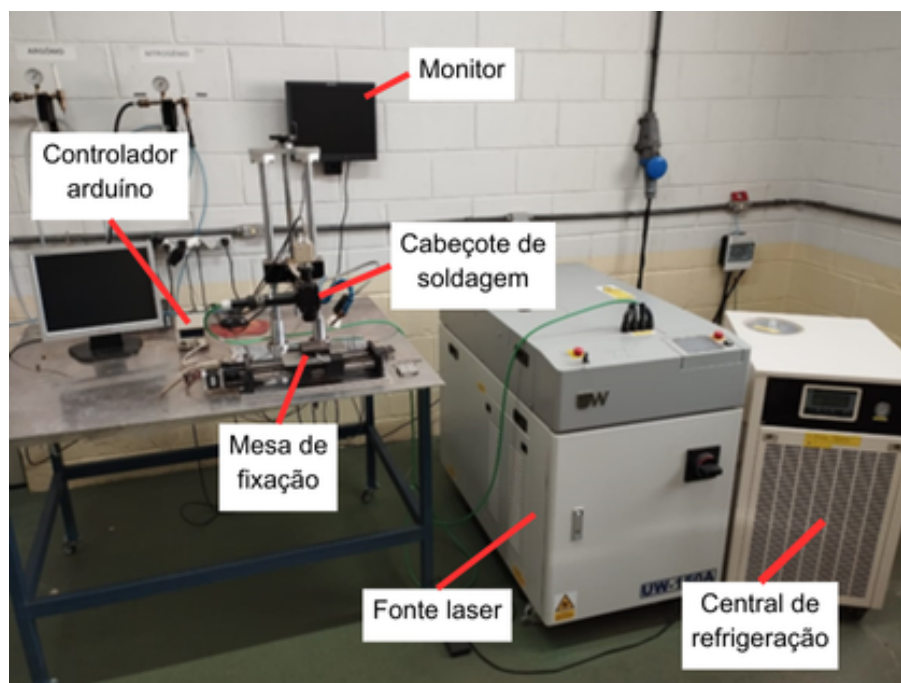
Fonte: Elaborado pelo autor.

4.2.2 Soldagem das chapas

4.2.2.1 Soldagem por laser pulsado Nd:YAG

Primeiro as chapas passaram por um processo de soldagem por laser pulsado Nd:YAG utilizando-se uma fonte de laser pulsado modelo UW-150A, fabricado pela United Winners, mostrada pela Figura 20.

Figura 20 - Foto do equipamento de soldagem a laser



Fonte: Obtido pelo autor.

Os parâmetros de soldagem utilizados foram os mesmos definidos por Videira (2021) como uma condição ótima para a soldagem com laser pulsado em chapas do aço inoxidável superduplex UNS S32750 com espessura de 3 mm, onde surgiram menos defeitos e penetração maior do que 1,5 mm, conforme indicado pela Tabela 7, sendo v a velocidade de soldagem (controlada por arduino), F a frequência dos pulsos, P a potência de pico, t a largura temporal, E a energia de cada pulso, e H o aporte térmico.

Tabela 7 - Parâmetros da soldagem por laser pulsado

v [mm/s]	F [Hz]	P [kW]	t [ms]	E [J]	H [J/mm]
2,00	6,0	2,5	10,0	25	75

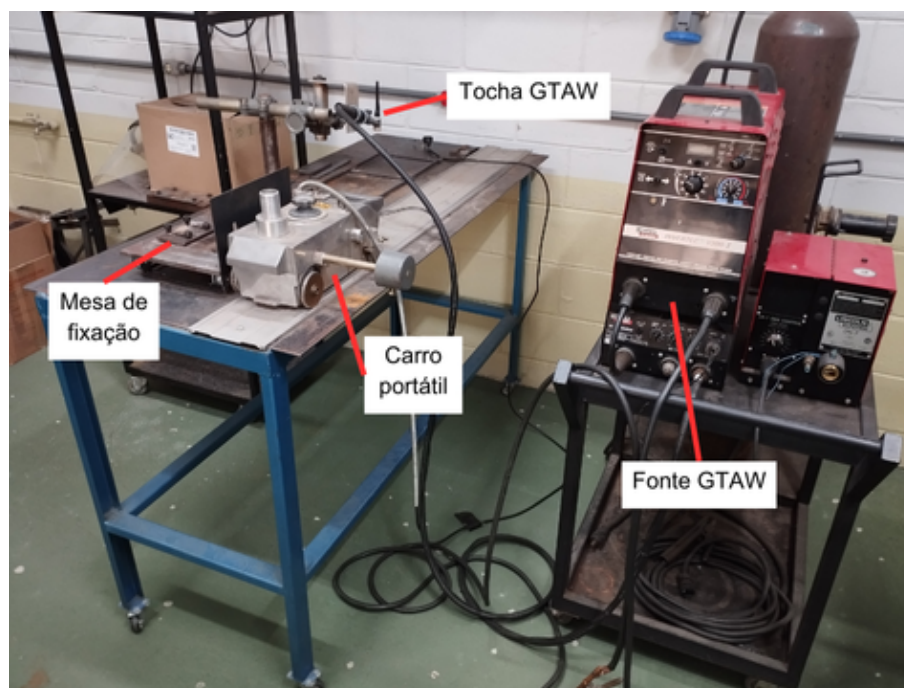
Fonte: Videira (2021).

4.2.2.2 Tratamento GTAW

Após o processo de soldagem com laser pulsado Nd:YAG, as chapas foram submetidas por um tratamento térmico superficial, desta vez utilizando o processo GTAW sobre os cordões de solda formados pelo laser pulsado. Para a realização do tratamento, foi utilizada uma fonte multiprocessos Invertec 300I. O equipamento utilizado está mostrado na Figura 21.

Foram utilizadas seis condições diferentes de soldagem, alterando a corrente

Figura 21 - Foto do equipamento GTAW



Fonte: Obtido pelo autor.

elétrica (I) em corrente contínua com polaridade direta (CCPD), de modo que um dos cordões ficasse apenas com o passe devido ao laser para fins de comparação, sendo esta condição chamada de LP. A Tabela 8 mostra as diferentes condições de tratamento GTAW utilizadas, nomeadas de LTxx, onde xx é substituído pela corrente elétrica equivalente à sua condição. Exemplo: condição LT30 foi submetida ao processo GTAW com 30 A de corrente. O comprimento do arco elétrico, ou seja, a distância entre os cordões de solda devido ao laser e a ponta do eletrodo de tungstênio, foi mantida em aproximadamente 27 mm.

Tabela 8 - Parâmetros do tratamento térmico superficial GTAW

Condição	I [A]	v [mm/s]	Vazão de gás [L/min]	Pós-vazão [s]	H [J/mm]
LP	-	-	-	-	-
LT20	20	5,0	20	5	28
LT30	30	5,0	20	5	42
LT40	40	5,0	20	5	56
LT50	50	5,0	20	5	70
LT60	60	5,0	20	5	84
LT70	70	5,0	20	5	98

Fonte: Elaborado pelo autor.

A velocidade foi mantida com o uso de um carro portátil (mostrado pela Figura 22), onde as peças se moviam sob a tocha GTAW, que permaneceu imóvel. A atmos-

fera protetora utilizada foi de argônio puro.

Figura 22 - Foto do carro portátil utilizado no tratamento GTAW

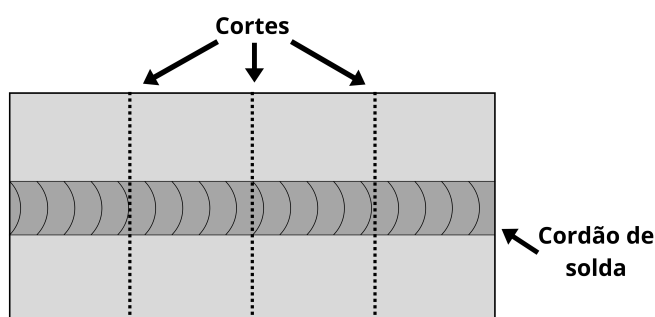


Fonte: Obtido pelo autor.

4.2.3 Análise metalográfica

Foram realizadas análises metalográficas a fim de se obter as frações volumétricas de ferrita e austenita no cordão de solda. Para isto, foram soldadas chapas na condição *"bead-on-plate"*, e cortadas amostras na seção transversal do cordão de solda, como exemplificado pela Figura 23. Foram obtidas 2 amostras por condição de soldagem.

Figura 23 - Representação do corte para retirada de amostras para metalografia



Fonte: Elaborado pelo autor.

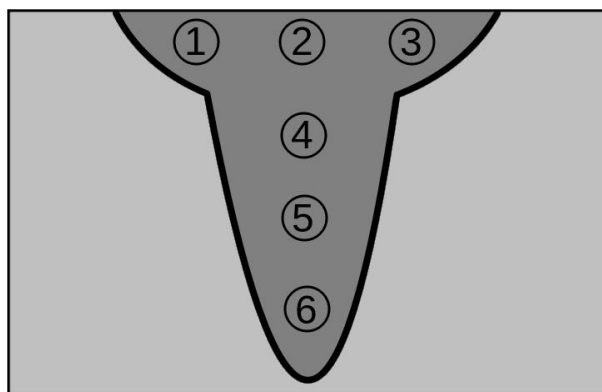
Então, as amostras foram embutidas com baquelite, lixadas e polidas com alumina 1 μm . Antes e depois do polimento, as amostras também foram submetidas à

limpeza com banho ultrassônico.

Para a revelação da microestrutura das amostras, foi utilizada imersão em reagente conhecido como Behara modificado, composto pelas proporções: 80 ml de água destilada, 20 ml de ácido clorídrico, 1,0 g de metabissulfito de potássio e 2,0 g de biftuoreto de amônio, dentro das especificações estabelecidas pela norma ASTM E 407-07.

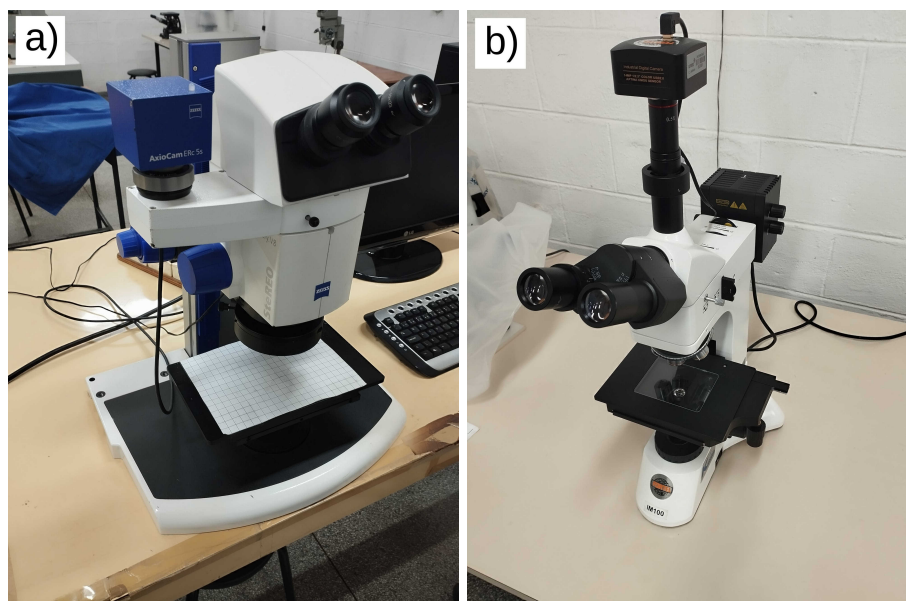
Para as análises macrográficas, foi utilizado um estereomicroscópio ZEISS, modelo Discovery V.8, tanto para fotos da vista superior dos cordões de solda quanto das amostras. As análises micrográficas foram realizadas com auxílio de microscópio FORTEL, modelo IM100, sendo tiradas 3 fotos na superfície e 3 ao longo da profundidade do cordão de cada amostra, como mostrado pela Figura 24.

Figura 24 - Representação dos locais das micrografias



Fonte: Elaborado pelo autor.

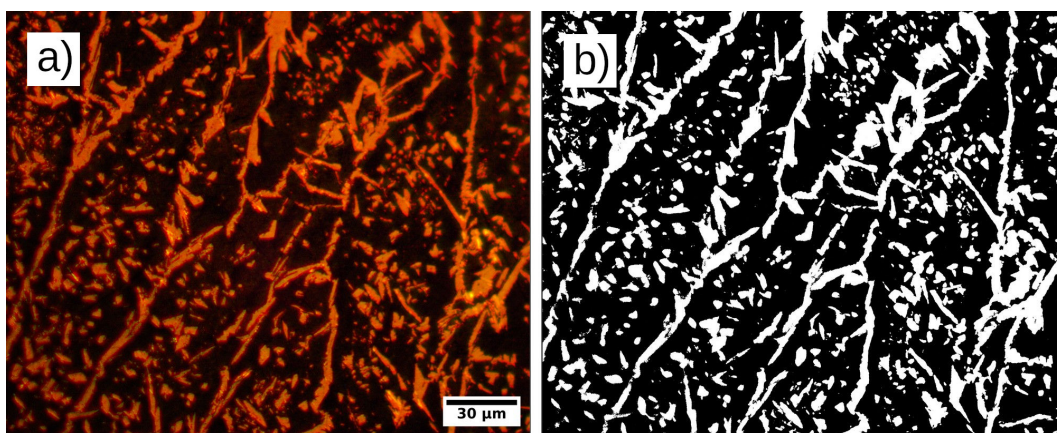
Figura 25 - Fotos: a) estereomicroscópio ZEISS; b) microscópio FORTEL



Fonte: Obtido pelo autor.

As fotos tiradas foram tratadas com auxílio do software ImageJ. Uma vez que a austenita aparece com tonalidades mais claras enquanto a ferrita fica mais escura, foi realizada uma binarização das fotos e contados os pixels brancos (que representam a austenita) e pretos (que representam a ferrita) com a ferramenta "*threshold*" do próprio software. A Figura 26 mostra um exemplo da imagem resultante da binarização feita pelo programa.

Figura 26 - Exemplo de: a) micrografia; b) sua imagem binarizada

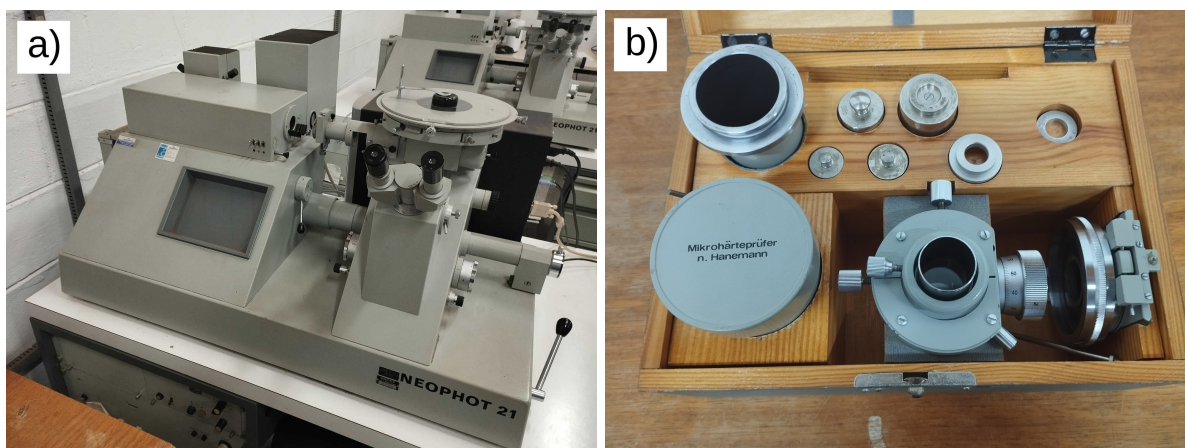


Fonte: Obtido pelo autor.

4.2.4 Ensaio de dureza

O ensaio de dureza foi realizado através de um microscópio Carl Zeiss Jena Neophot 21 com auxílio de um equipamento para realização do ensaio de microdureza Vickers, mostrados pelas Figuras 27 e 28.

Figura 27 - Fotos: a) microscópio Neophot 21; b) aparato para ensaio de microdureza Vickers



Fonte: Obtido pelo autor.

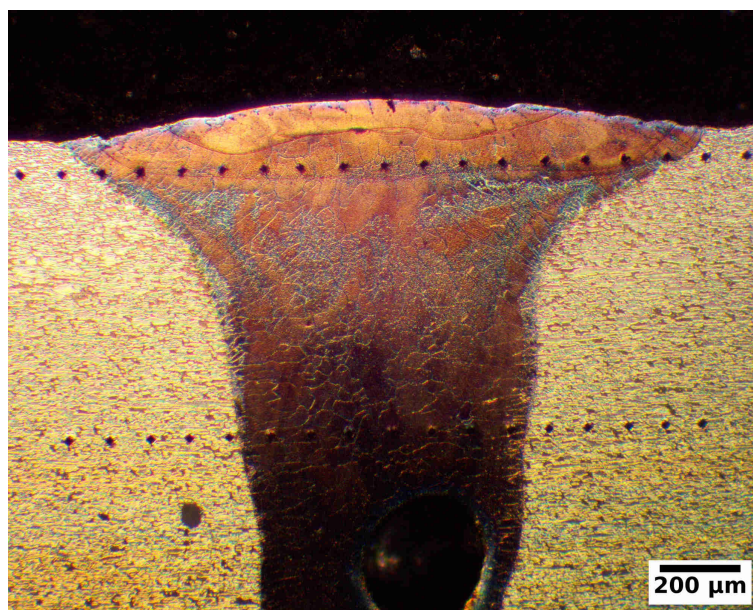
Figura 28 - Foto da lente utilizada com indentador de microdureza Vickers



Fonte: Obtido pelo autor.

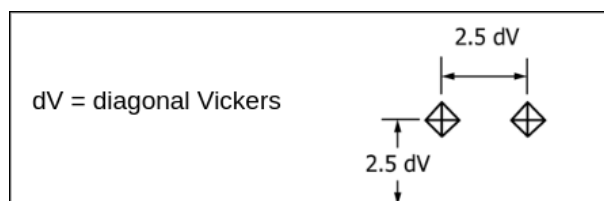
As indentações foram feitas passando de um lado ao outro do cordão de solda, tanto próximo à superfície quanto aproximadamente no centro do cordão, conforme mostrado pela Figura 29, com carga de 100 gramas-força (gf) por 10 s, e espaço entre as indentações de aproximadamente 100 μm , conforme a norma ASTM E384-22, que recomenda um espaçamento mínimo de 2,5 vezes a diagonal da indentação (Figura 30), que se encontrou em tamanhos entre 20 e 25 μm .

Figura 29 - Exemplo de indentações nas amostras



Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 30 - Recomendação de espaçamento entre indentações



Fonte: Adaptado de ASTM E384-22 (2022).

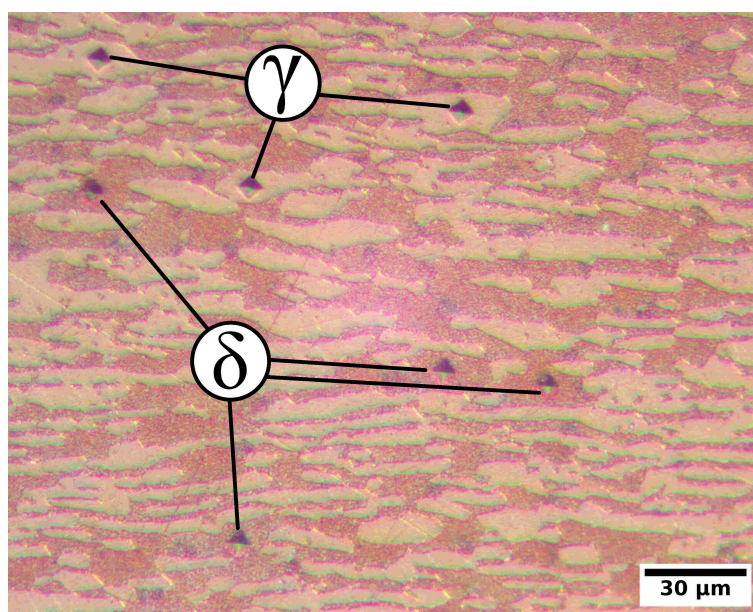
Em cada indentação, mediu-se as duas diagonais e, utilizando a média, calculada a dureza Vickers (HV) conforme mostrado pela Equação 6 (ASTM E384-22, 2022).

$$HV = 1854,4 \cdot \frac{F}{d^2} \quad (6)$$

onde F é a força (em gf), e d é a diagonal média da indentação (em μm).

Além disso, também foram medidas as durezas de cada fase do metal base, dessa vez utilizando carga de 10 gf por 10 s. Este carregamento menor foi necessário para que a indentação fosse feita em apenas uma fase. A Figura 31 mostra uma micrografia com indentações feitas tanto na austenita (γ , região mais clara) quanto na ferrita (δ , região mais escura).

Figura 31 - Indentações do ensaio de microdureza Vickers em cada fase, no metal base



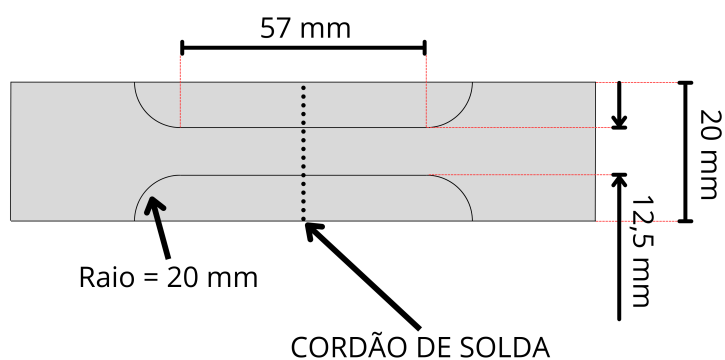
Fonte: Obtido pelo autor.

4.2.5 Ensaio de tração

Foram realizados ensaios de tração a fim de avaliar a influência dos procedimentos realizados nas propriedades mecânicas do aço UNS S32750. Para a sua realização, as chapas de aço foram soldadas em junta de topo, em ambos os lados, com o processo laser e depois foram submetidas ao tratamento com o processo GTAW, nos parâmetros já expostos pelas Tabelas 7 e 8, respectivamente.

As dimensões dos corpos de prova foram definidas de acordo com a norma ABNT NBR ISO 6892-1, conforme mostrado pela Figura 32.

Figura 32 - Esquema representativo das dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração, nas chapas soldadas



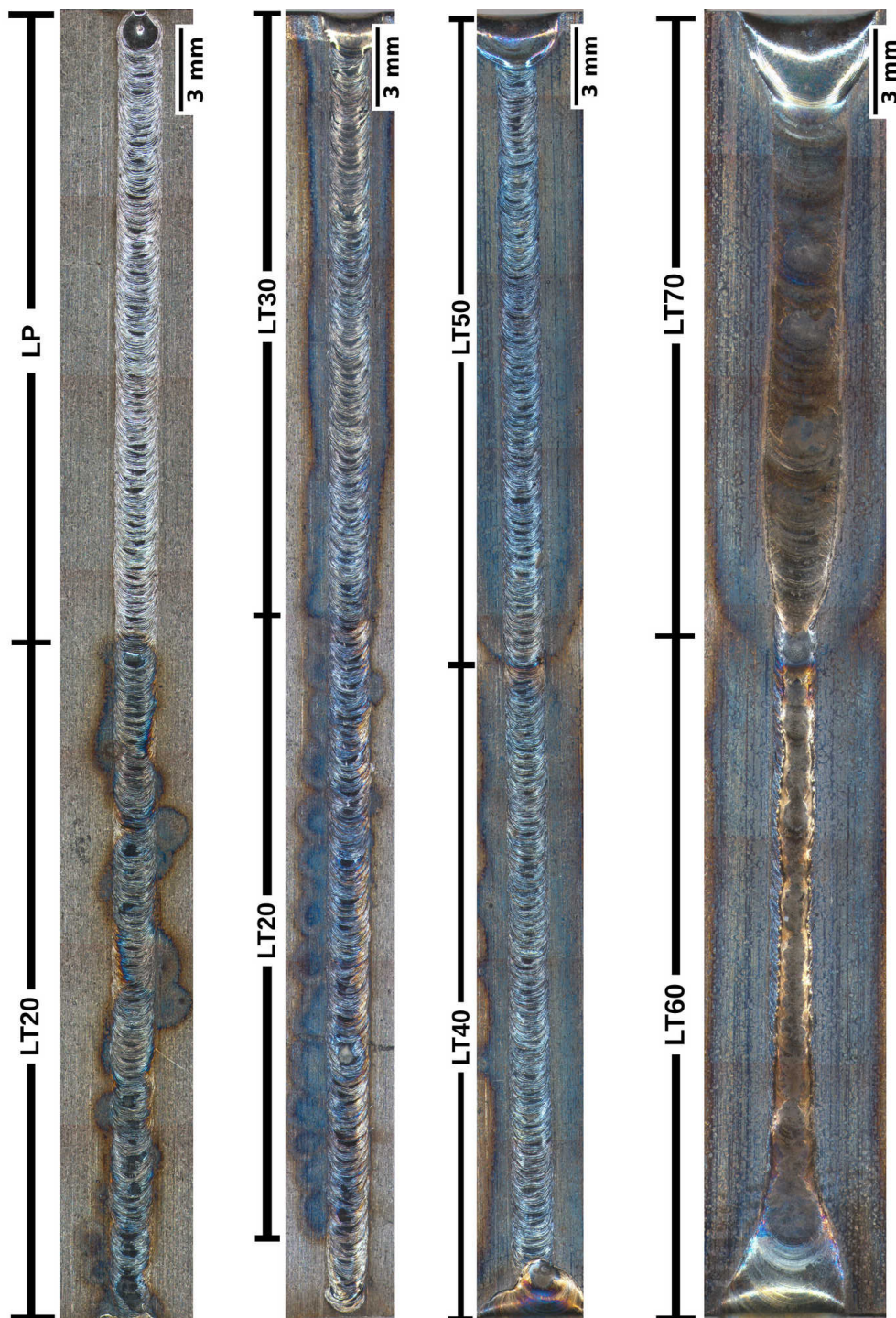
Fonte: Elaborado pelo autor.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ANÁLISES MACROGRÁFICAS

A Figura 33 mostra fotos das vistas superiores dos cordões de solda obtidos.

Figura 33 - Fotos das vistas superiores dos cordões de solda



Fonte: Obtido pelo autor.

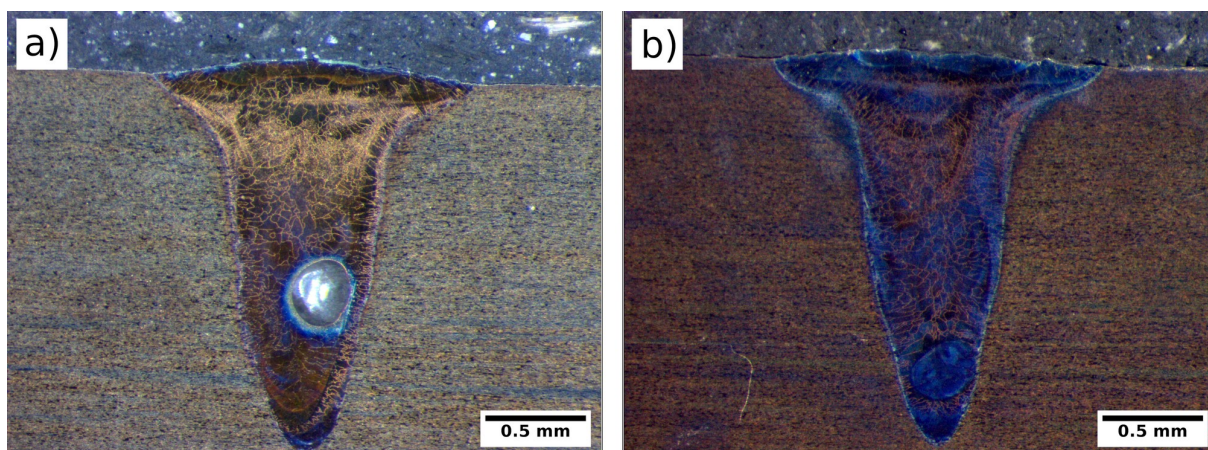
Em cada condição, foram retiradas duas amostras para análise metalográfica.

Após o processo GTAW, foi possível notar que as chapas nas condições LT20, LT30, LT40 e LT50 não apresentaram refusão, sendo efetivamente realizado um tratamento térmico superficial nos cordões gerados pela soldagem a *laser*, enquanto que nas condições LT60 e LT70 ocorreu refusão parcial e total, respectivamente, do processo GTAW sobre o *laser*.

Também foi possível notar uma instabilidade do arco elétrico com corrente de 20 A (condição LT20), bem evidenciada pela sinuosidade do recobrimento sobre o cordão devido ao *laser*.

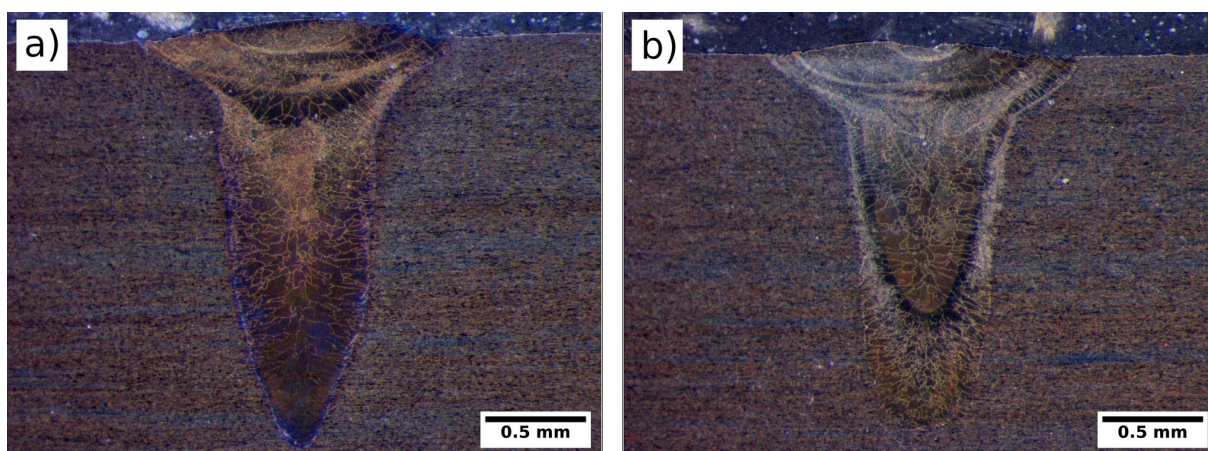
Em cada condição, foram retiradas duas amostras para análise metalográfica. As Figuras 34 a 40 mostram as macrografias retiradas das amostras.

Figura 34 - Macrografias das amostras na condição LP



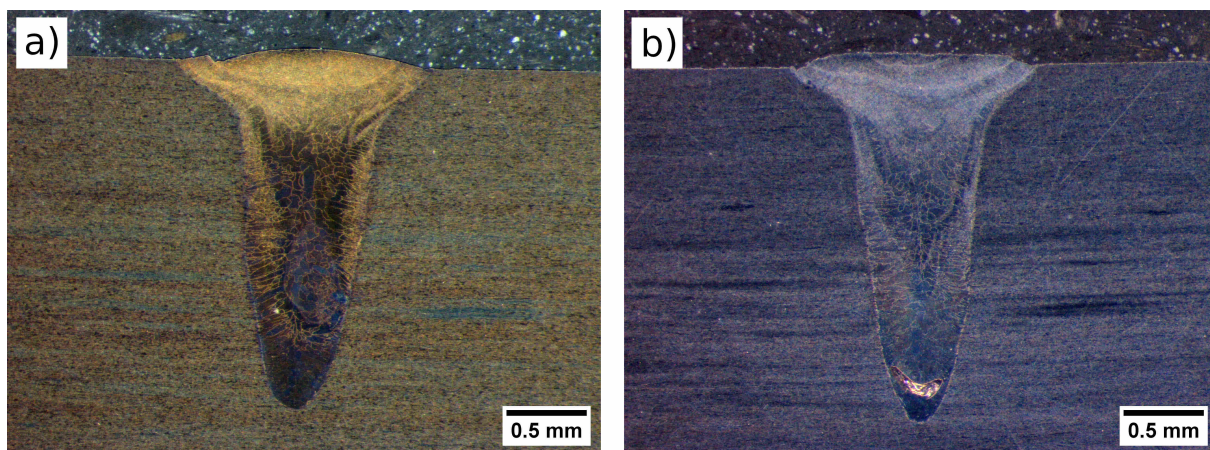
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 35 - Macrografias das amostras na condição LT20



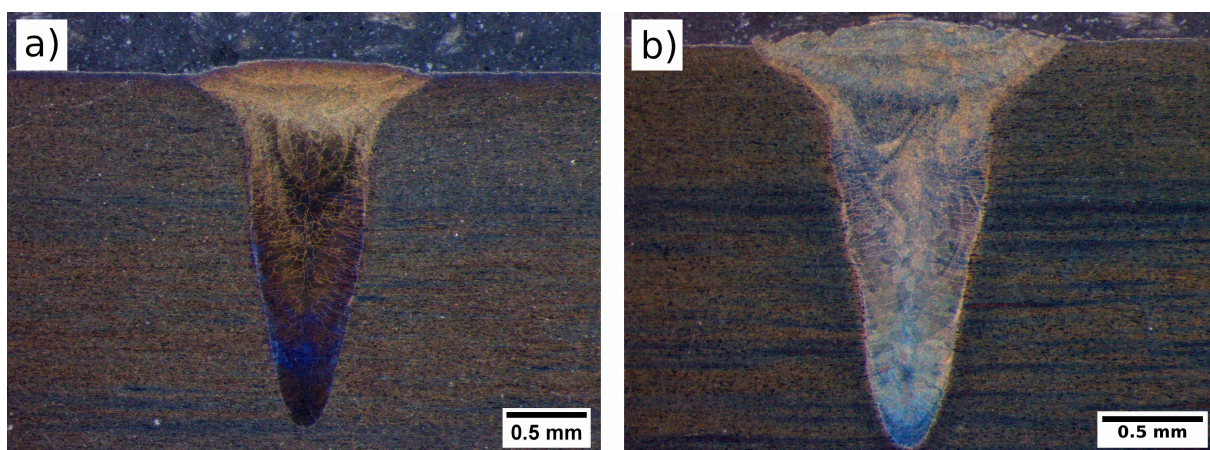
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 36 - Macrografias das amostras na condição LT30



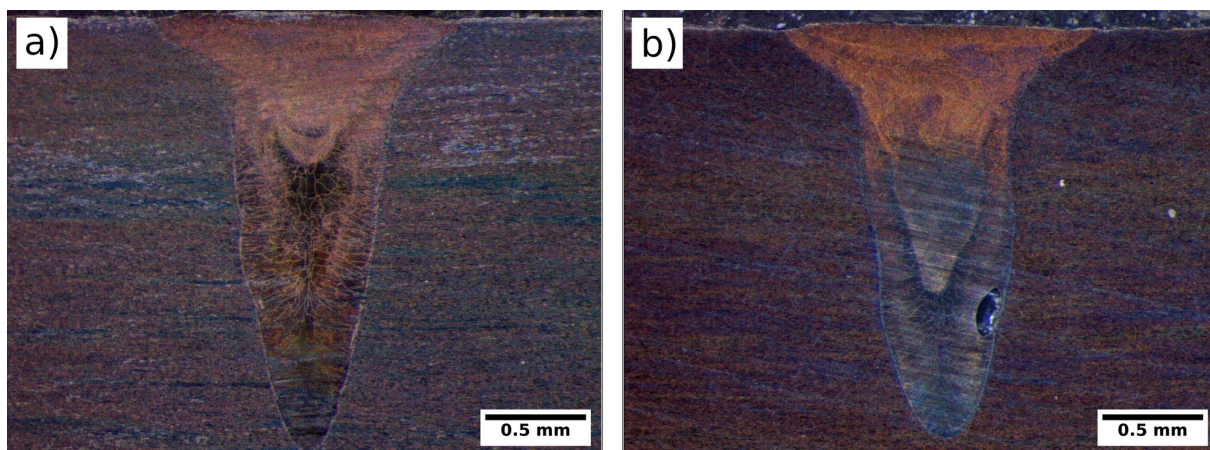
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 37 - Macrografias das amostras na condição LT40



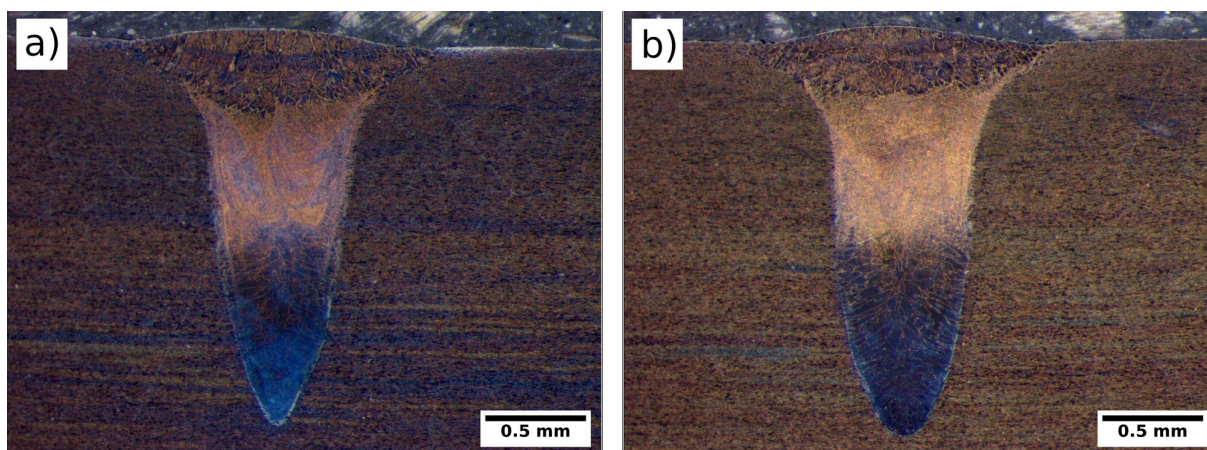
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 38 - Macrografias das amostras na condição LT50



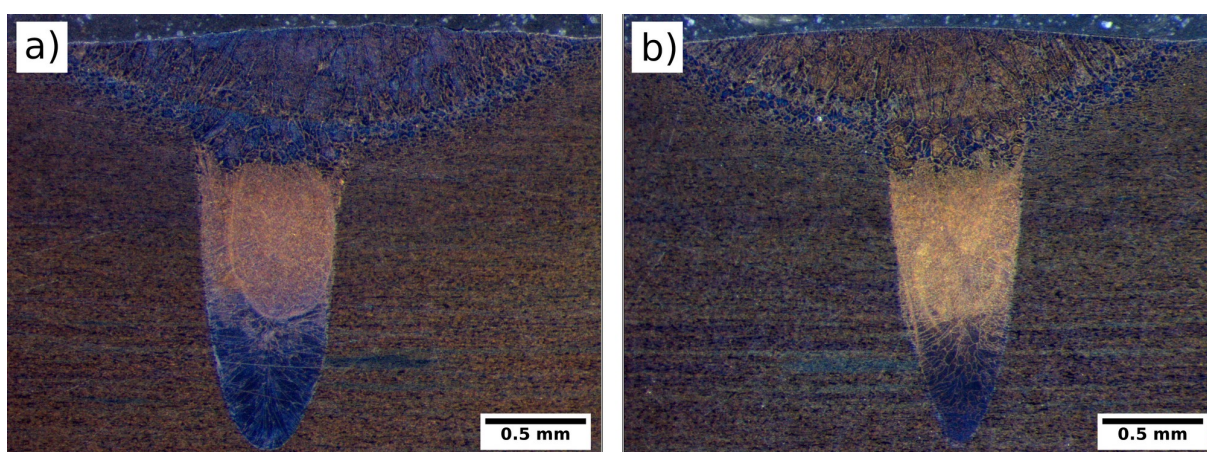
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 39 - Macrografias das amostras na condição LT60



Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 40 - Macrografias das amostras na condição LT70



Fonte: Obtido pelo autor.

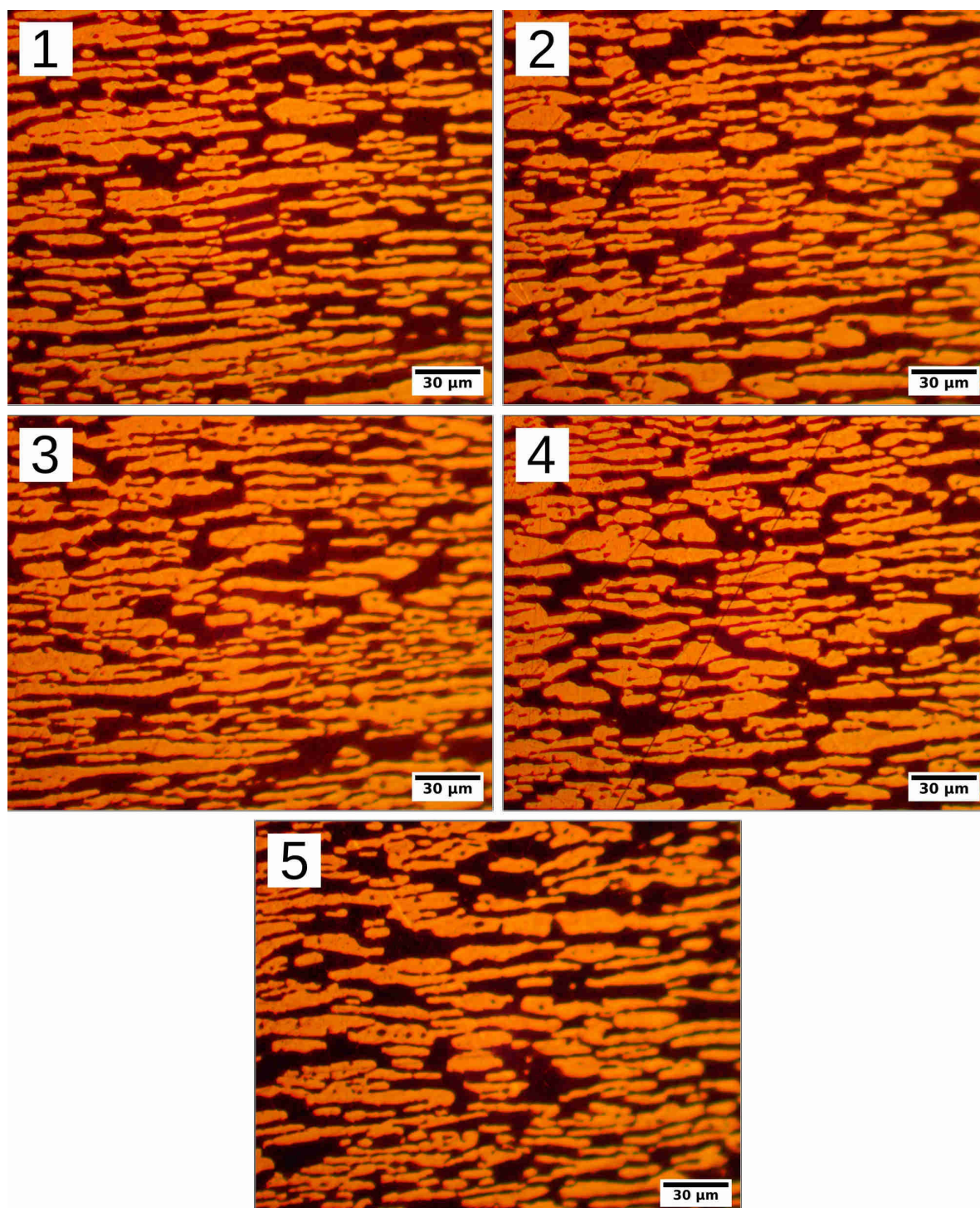
As imagens mostraram a presença de vazios provenientes do próprio modo de soldagem "keyhole" nas amostras LPa, LT30b e LT50b, mas não é possível identificar a presença de trincas. Nas amostras LT70, é possível observar a refusão após o passe GTAW, mais raso e largo do que o cordão gerado pelo processo *laser*, que é mais estreito e profundo. Também não foi possível perceber a aparição de ZTA nos cordões devido ao *laser*, mas sim quando há a refusão após a soldagem GTAW.

Os cordões resultantes do *laser* apresentaram profundidade média de 2,01 mm com desvio de 0,12 mm. Deste modo, há a confirmação de que os parâmetros utilizados para a soldagem à *laser* são adequados para a soldagem de chapas do aço inoxidável superduplex UNS S32750 com espessura de 3 mm quando soldados os dois lados da chapa, assim como mostrado por Videira (2021), uma vez que ultrapassam a metade da espessura das chapas.

5.2 ANÁLISES MICROGRÁFICAS

Inicialmente foi encontrado o teor de austenita médio no metal base igual a 53,17 % com desvio padrão de 1,73 %. As micrografias retiradas do metal base se encontram na Figura 41.

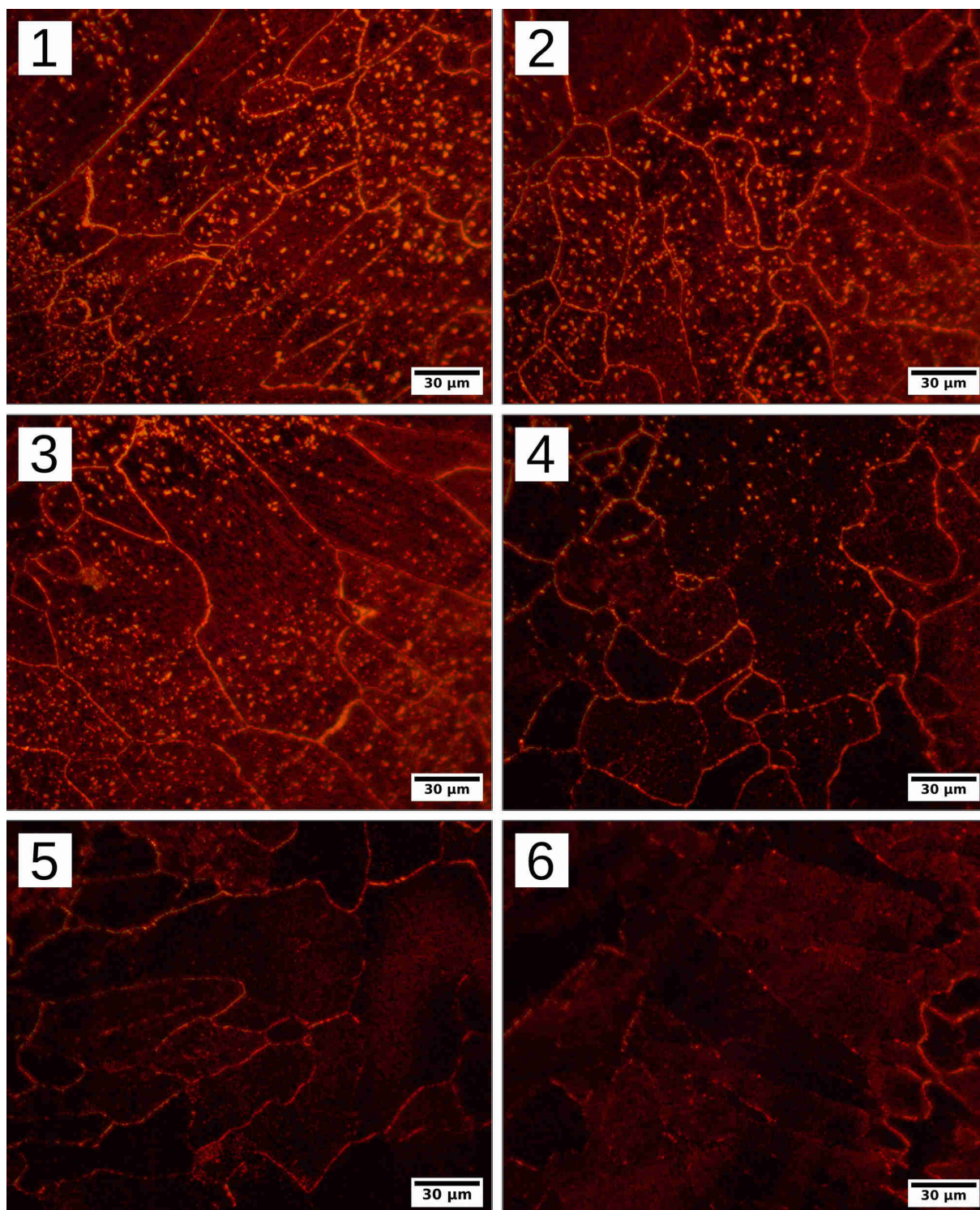
Figura 41 - Micrografias retiradas do metal base



Fonte: Obtido pelo autor.

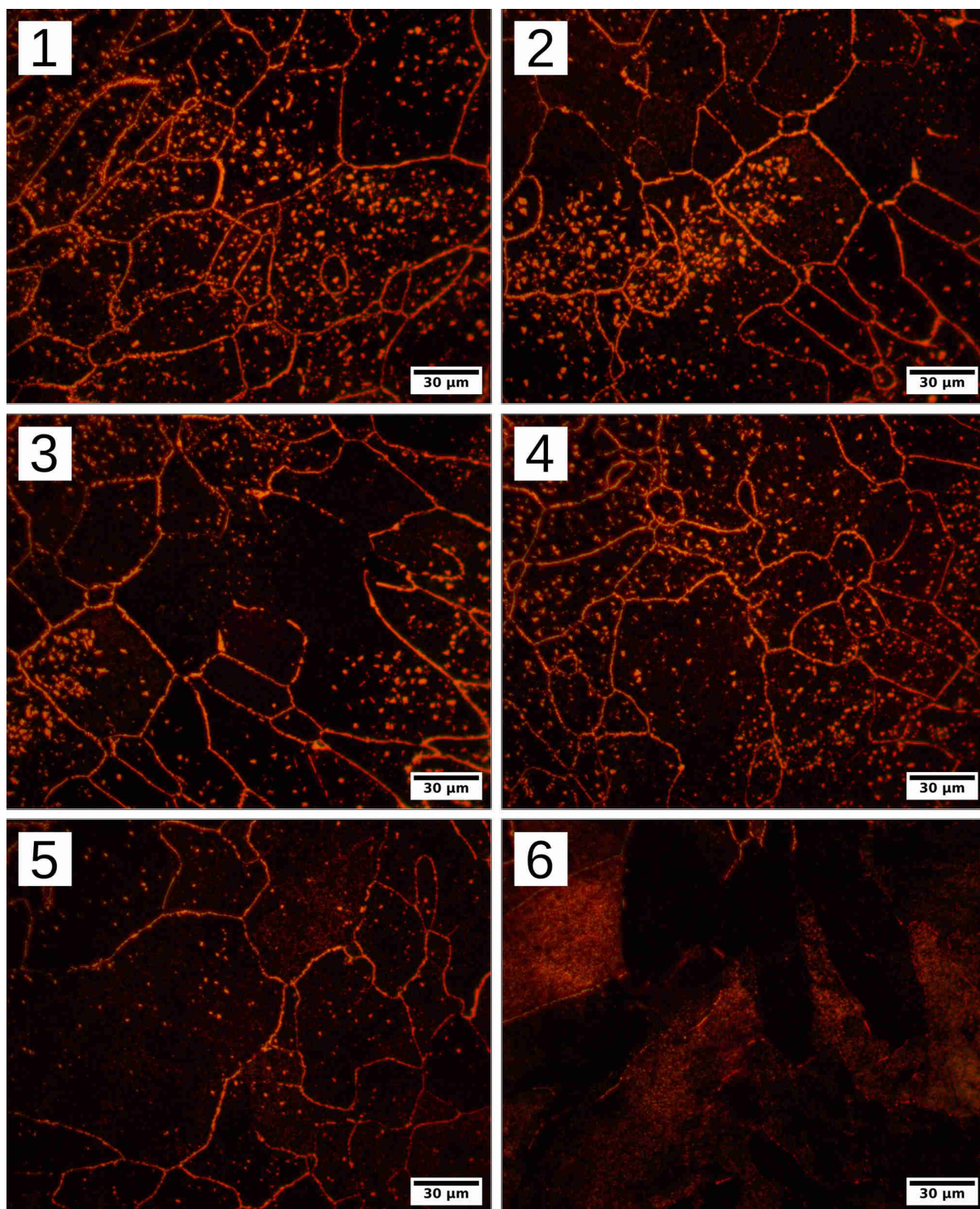
Já para cada amostra, as micrografias retiradas estão dispostas nas Figuras 42 a 55, enquanto que as frações volumétricas médias encontradas nas amostras em cada região foram as dispostas na Tabela 9.

Figura 42 - Micrografias da amostra LPa



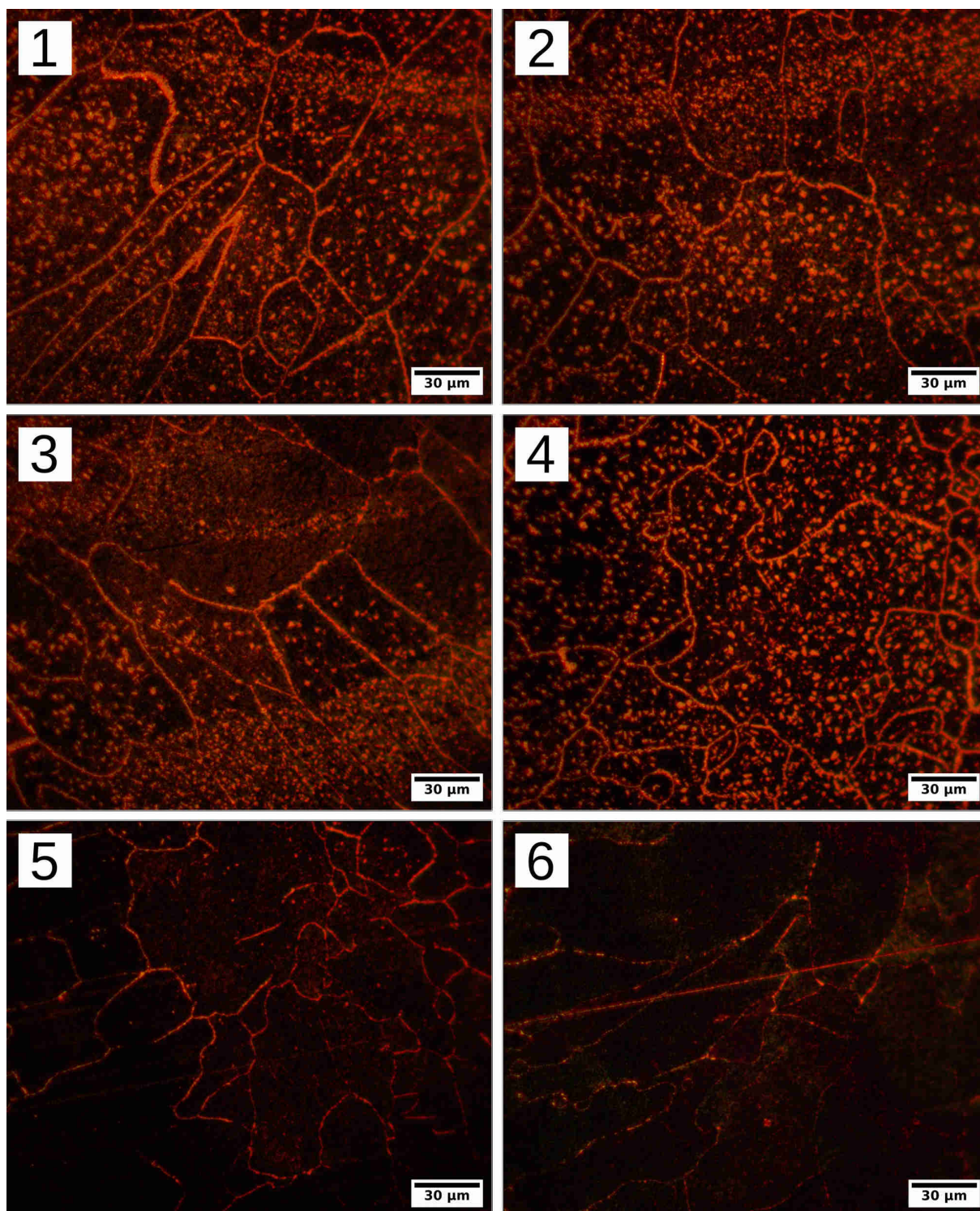
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 43 - Micrografias da amostra LPb



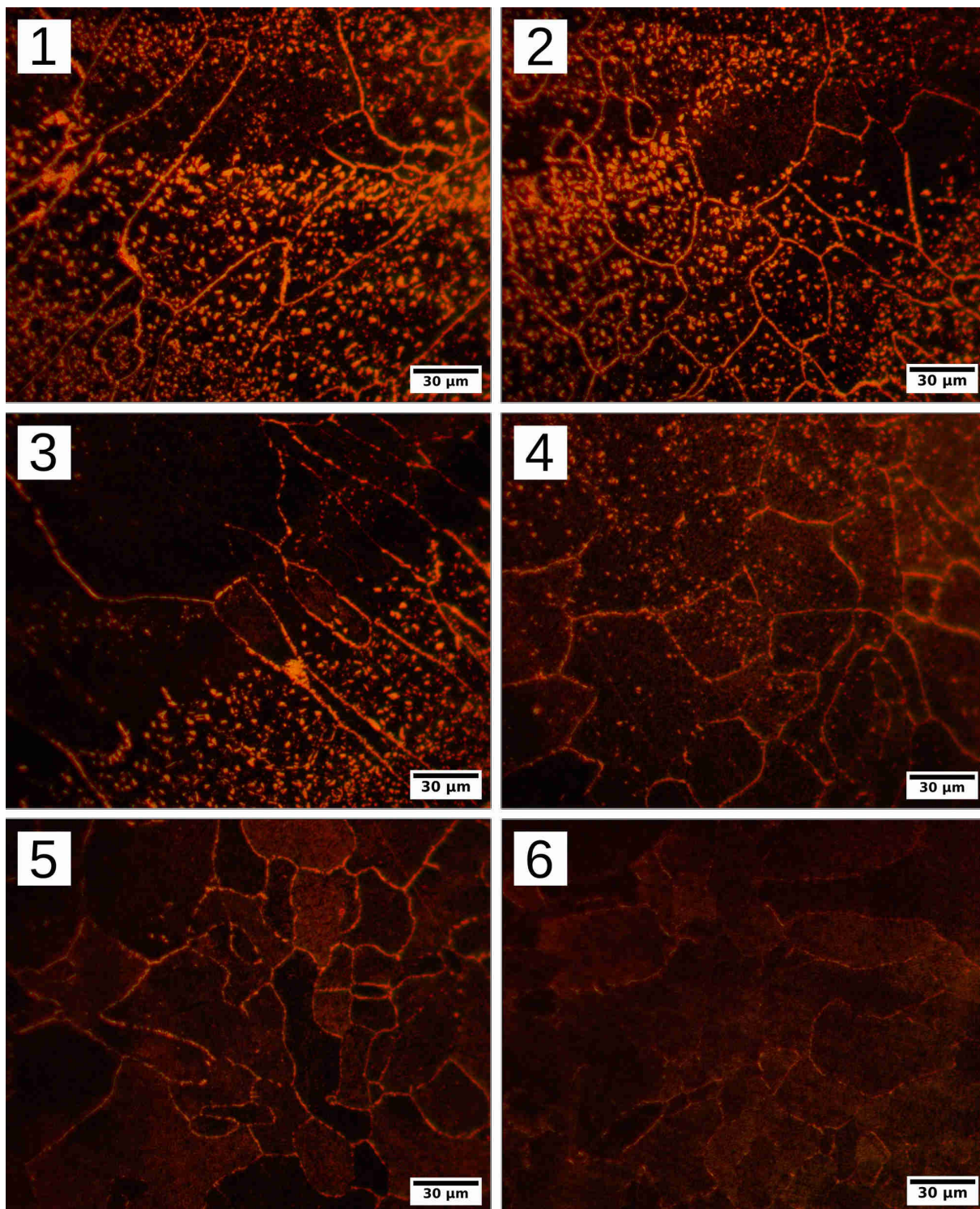
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 44 - Micrografias da amostra LT20a



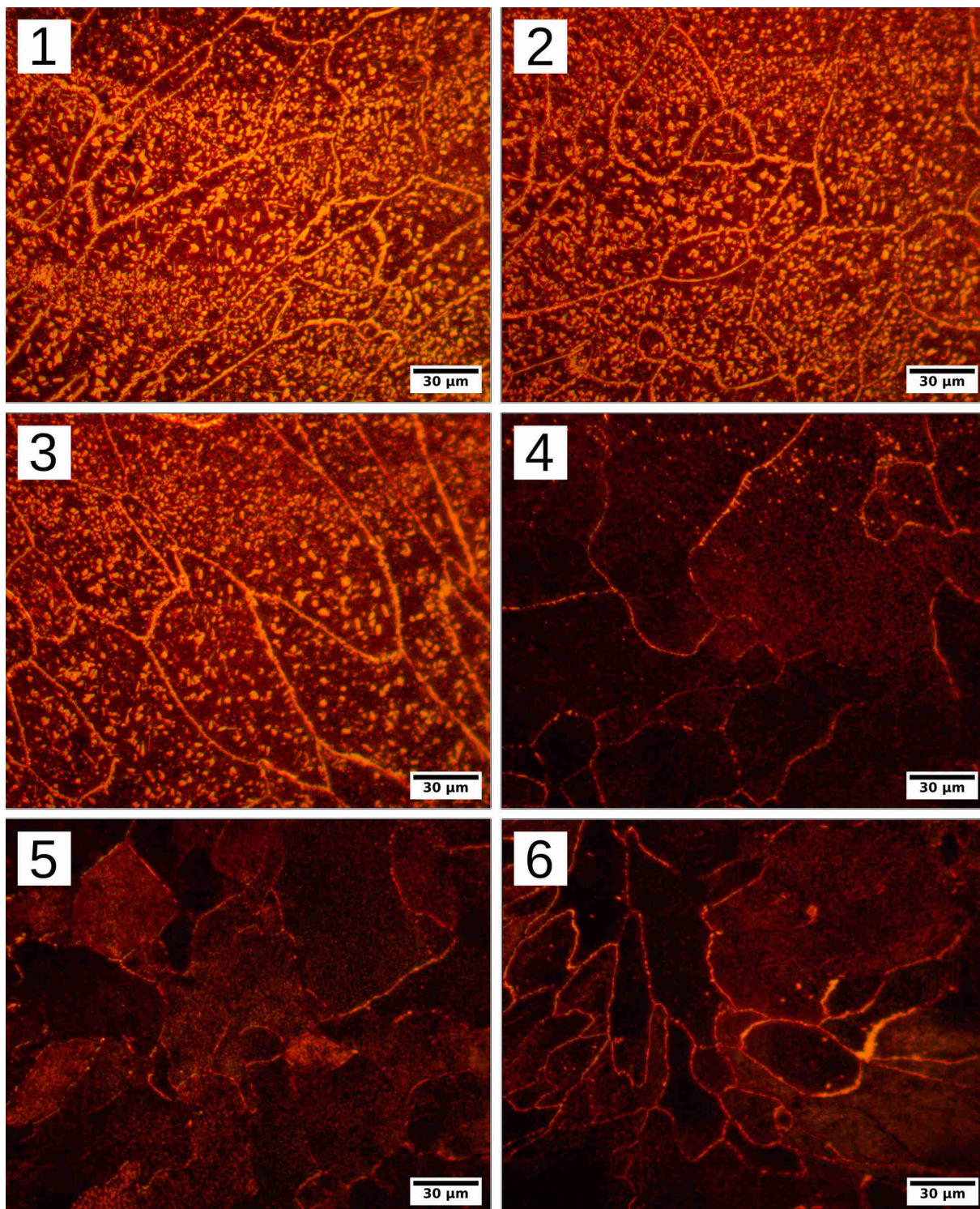
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 45 - Micrografias da amostra LT20b



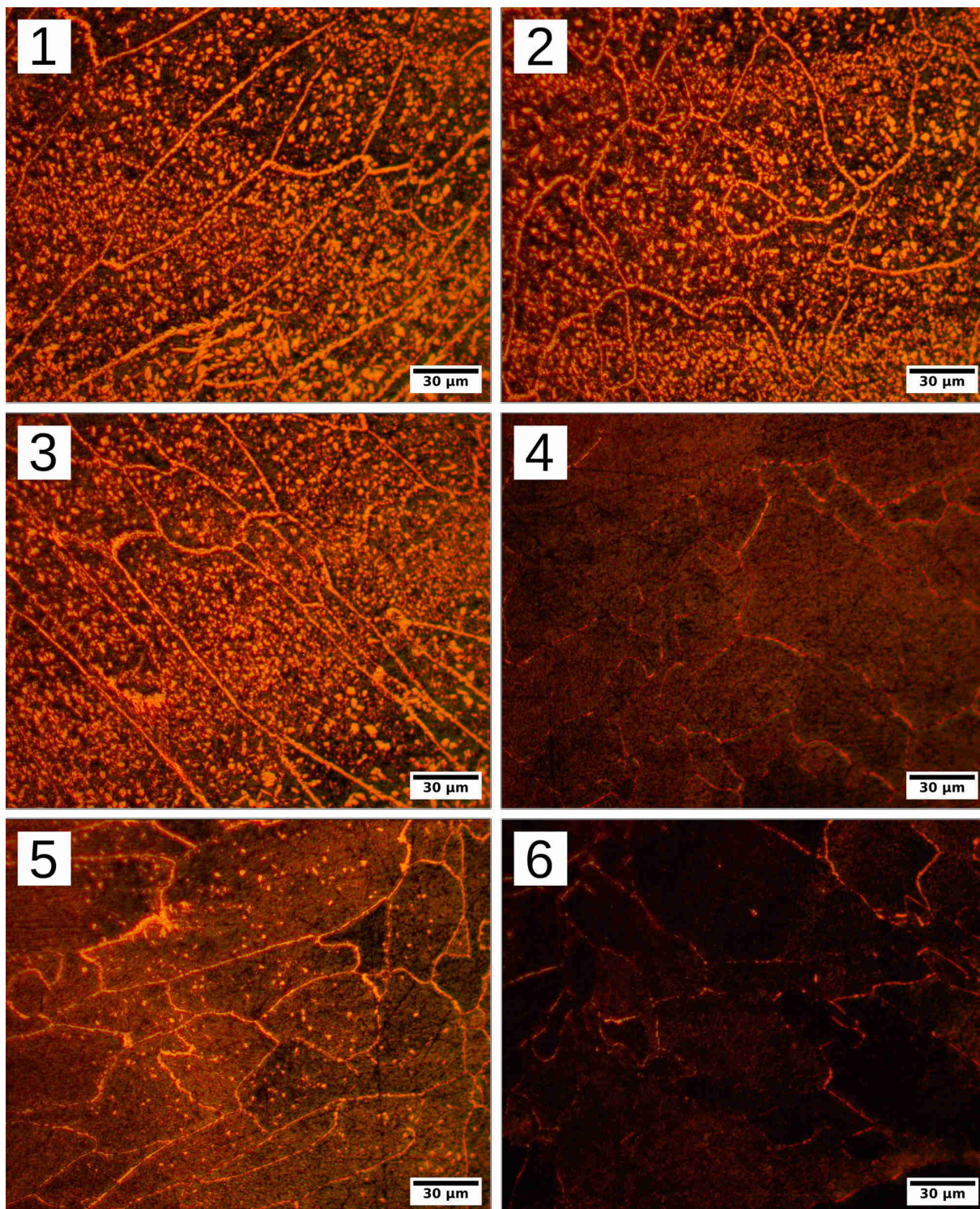
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 46 - Micrografias da amostra LT30a



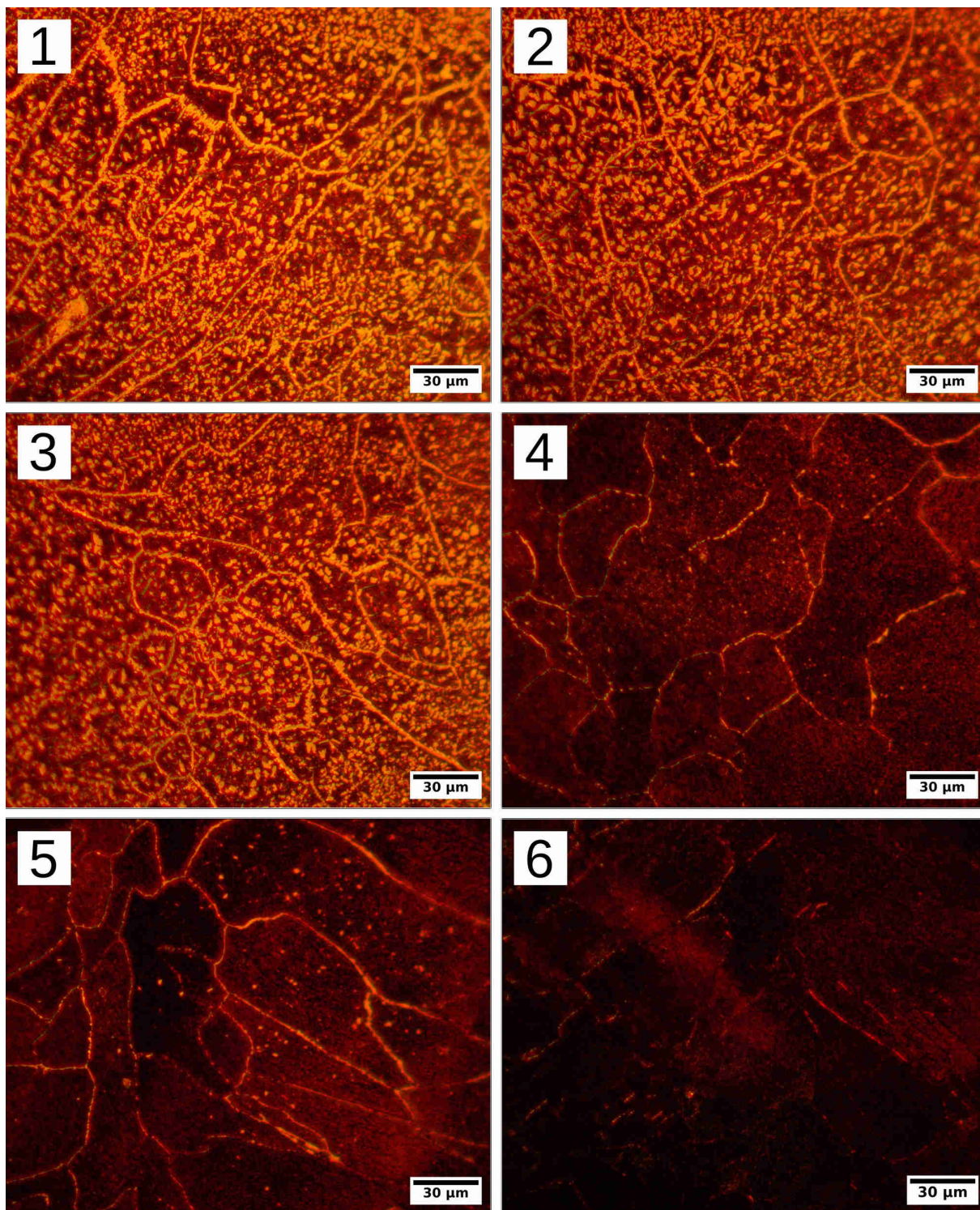
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 47 - Micrografias da amostra LT30b



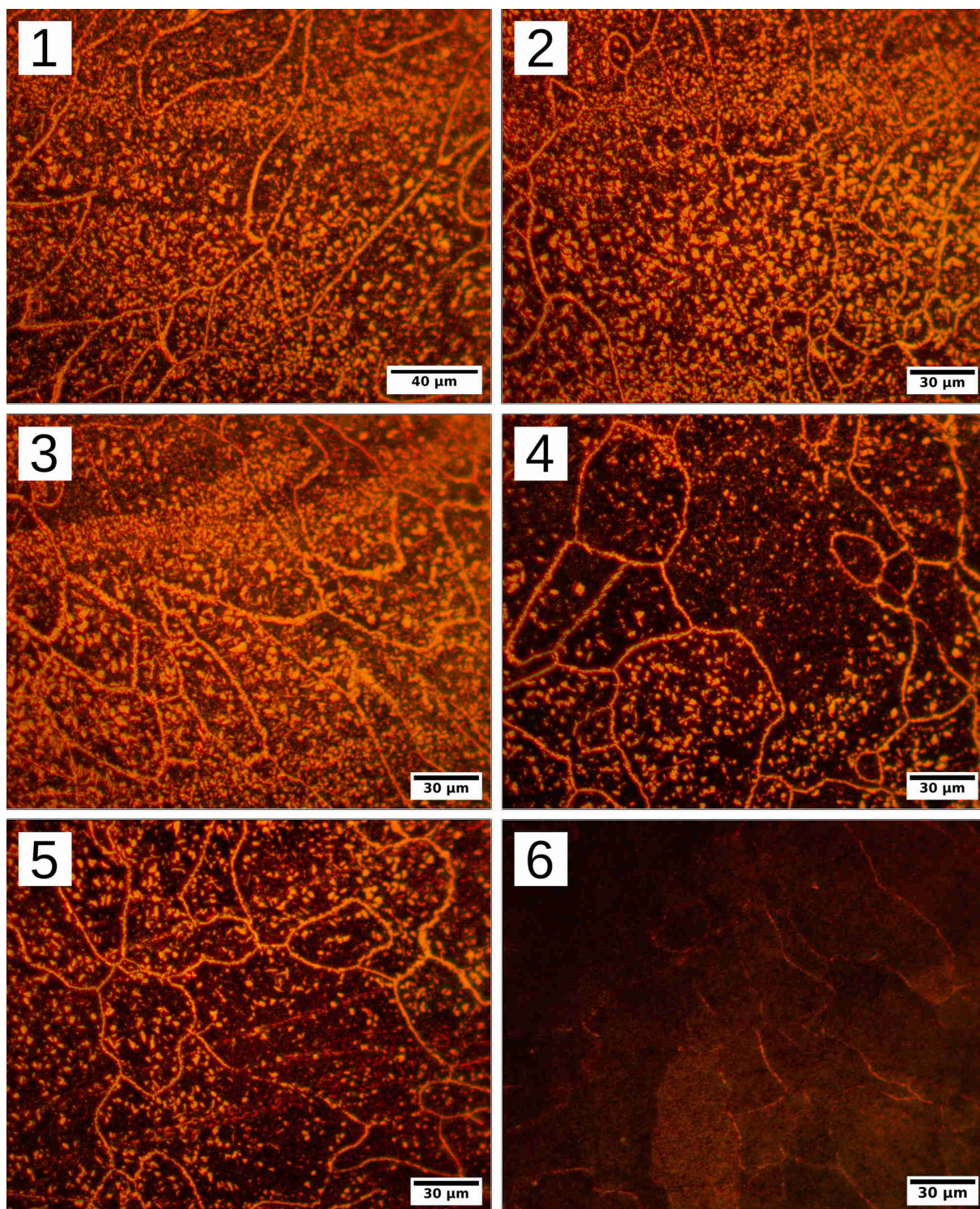
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 48 - Micrografias da amostra LT40a



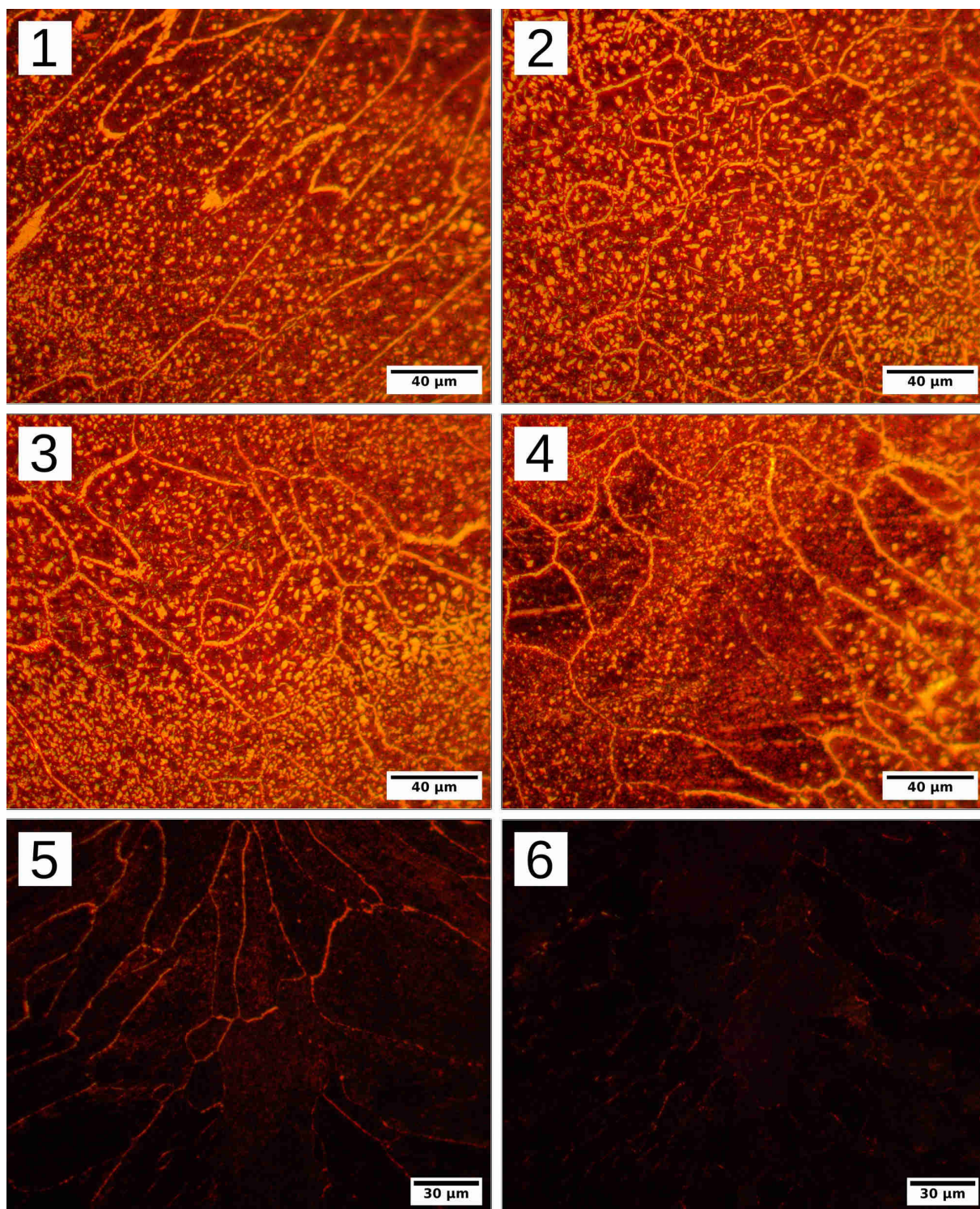
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 49 - Micrografias da amostra LT40b



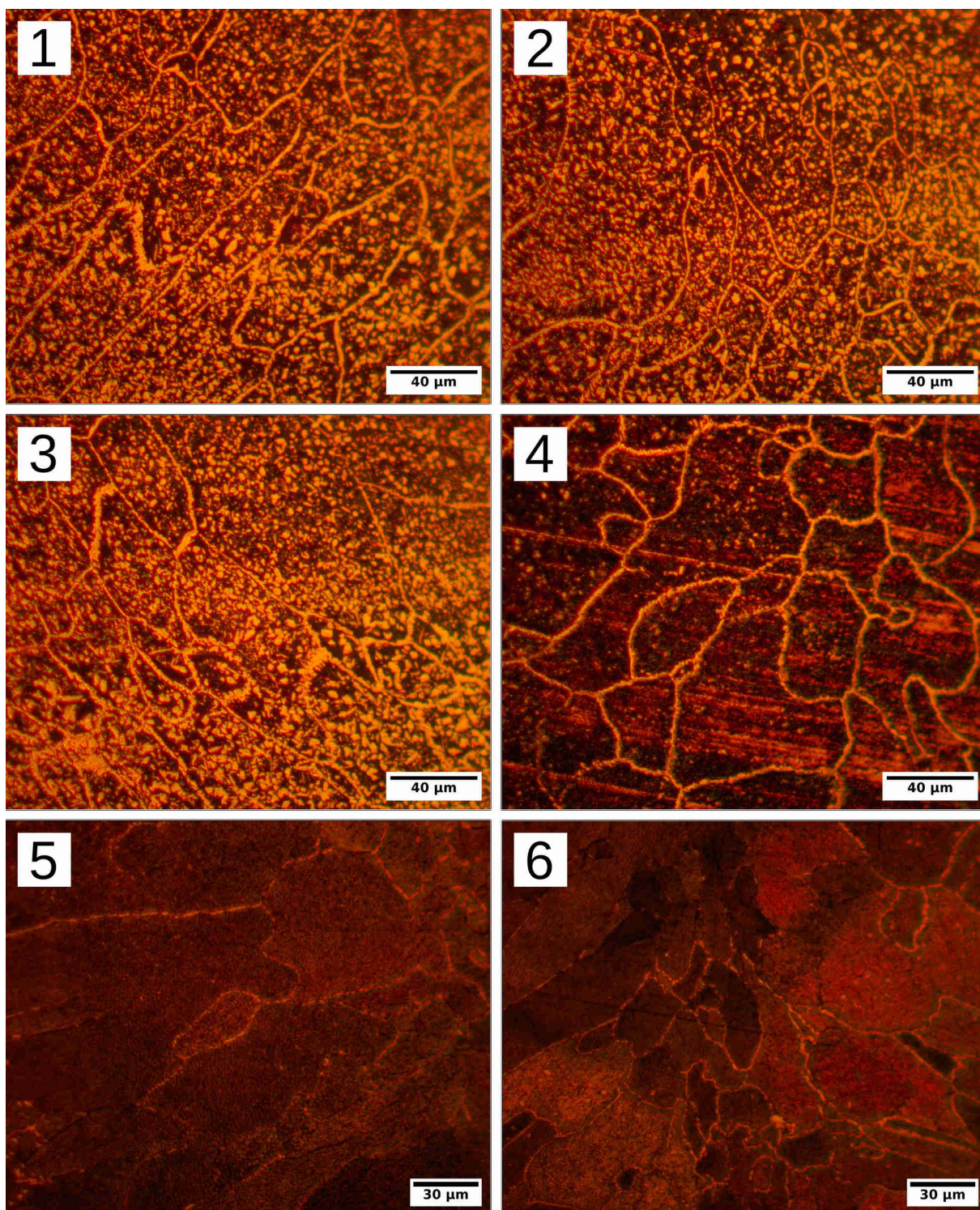
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 50 - Micrografias da amostra LT50a



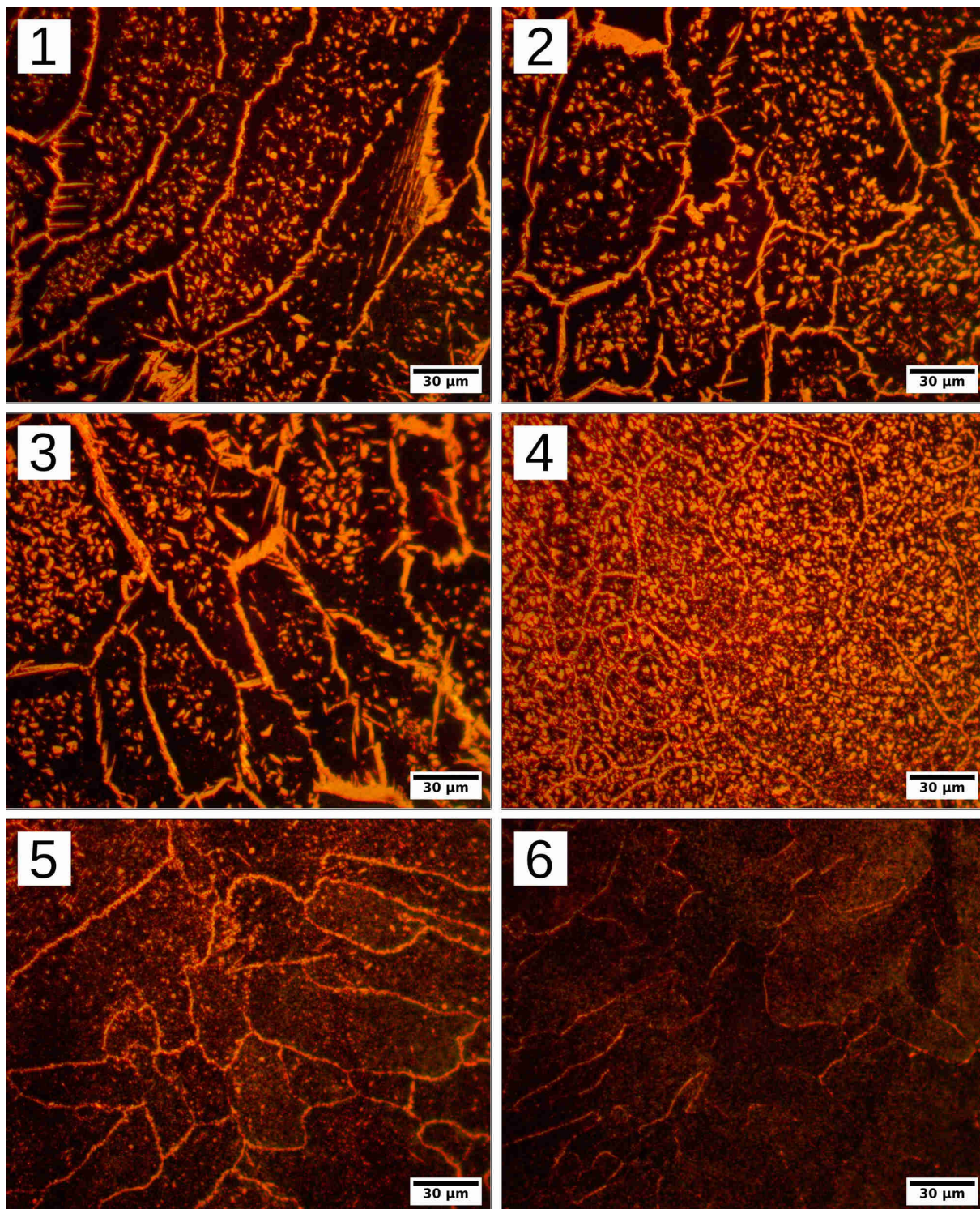
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 51 - Micrografias da amostra LT50b



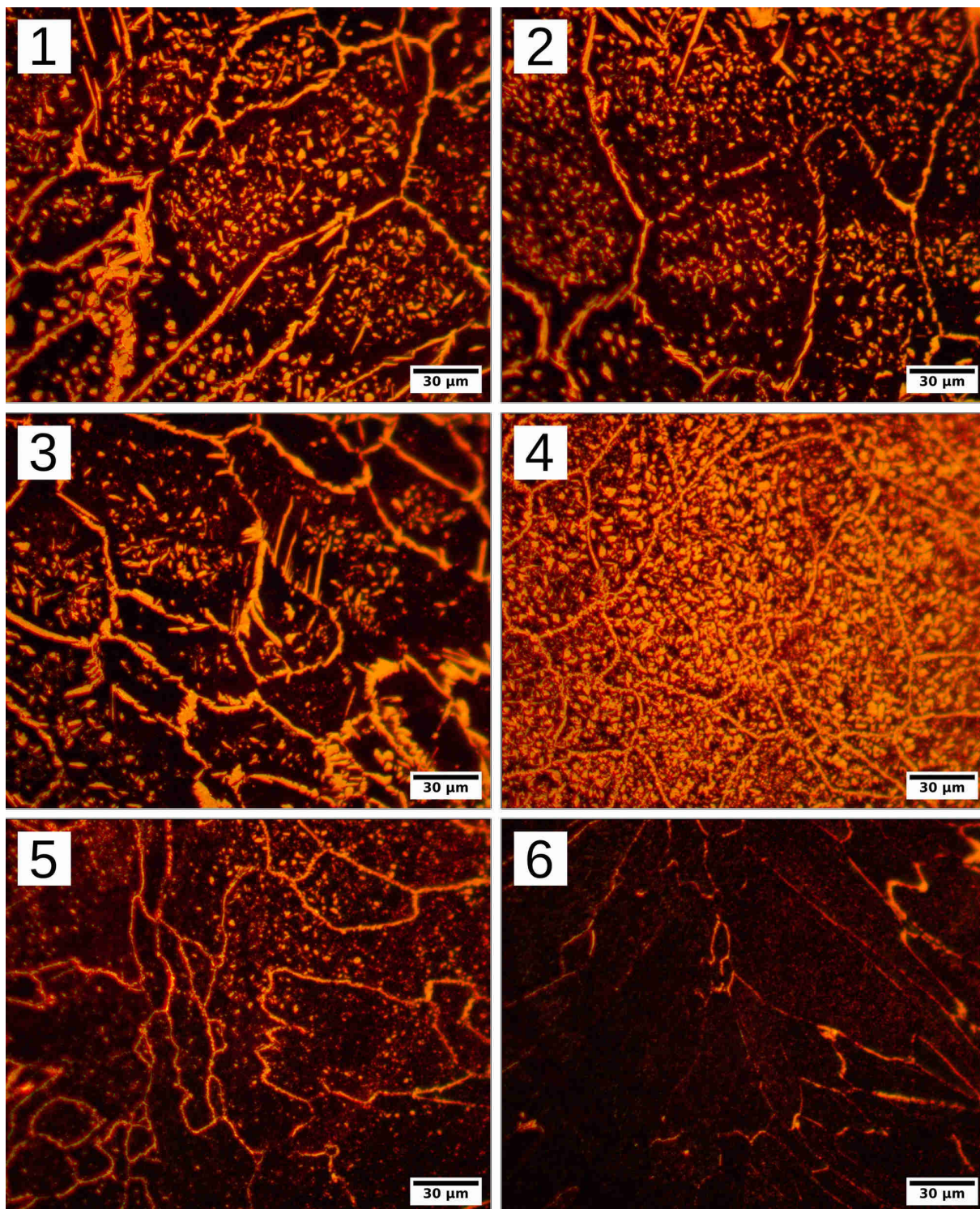
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 52 - Micrografias da amostra LT60a



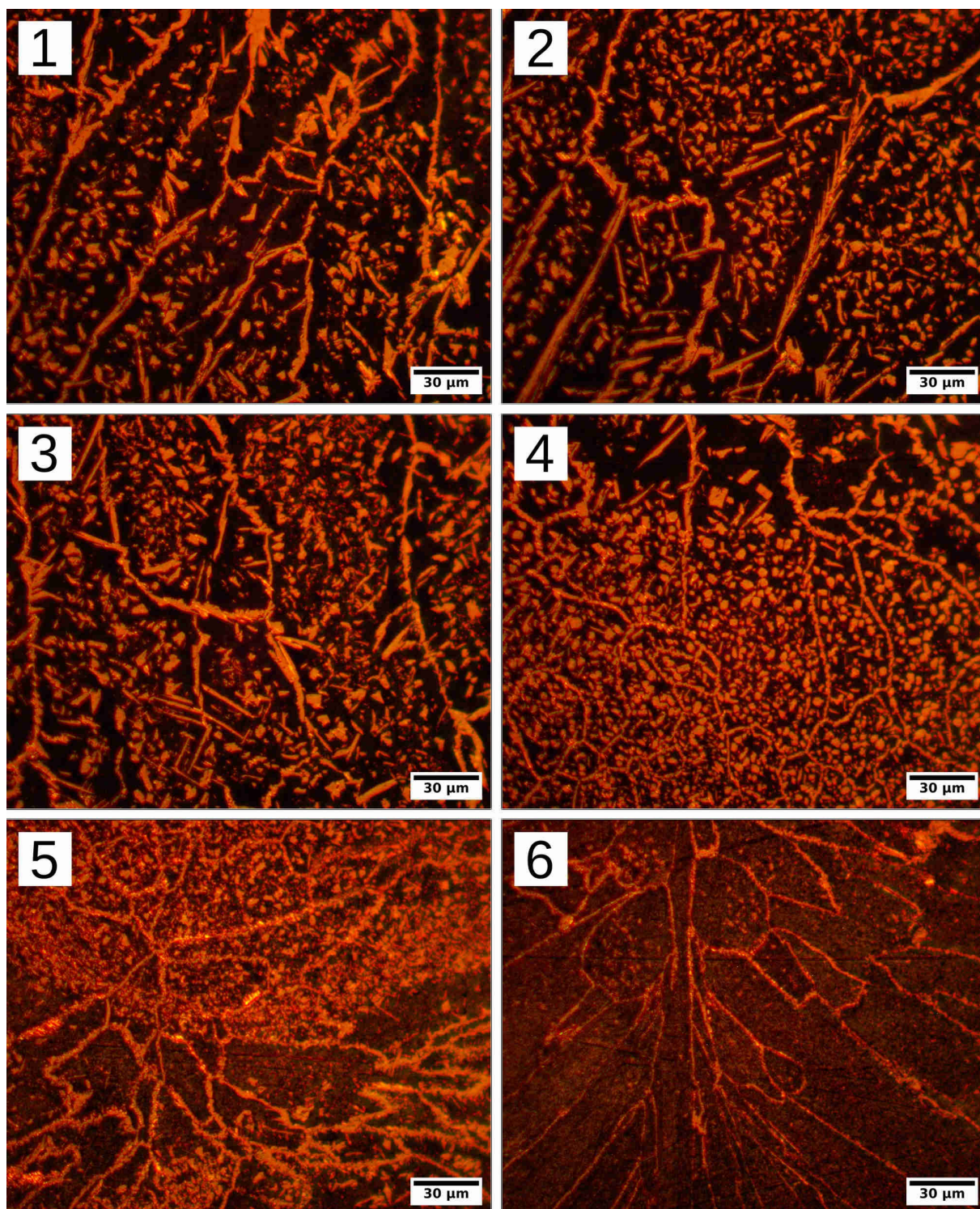
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 53 - Micrografias da amostra LT60b



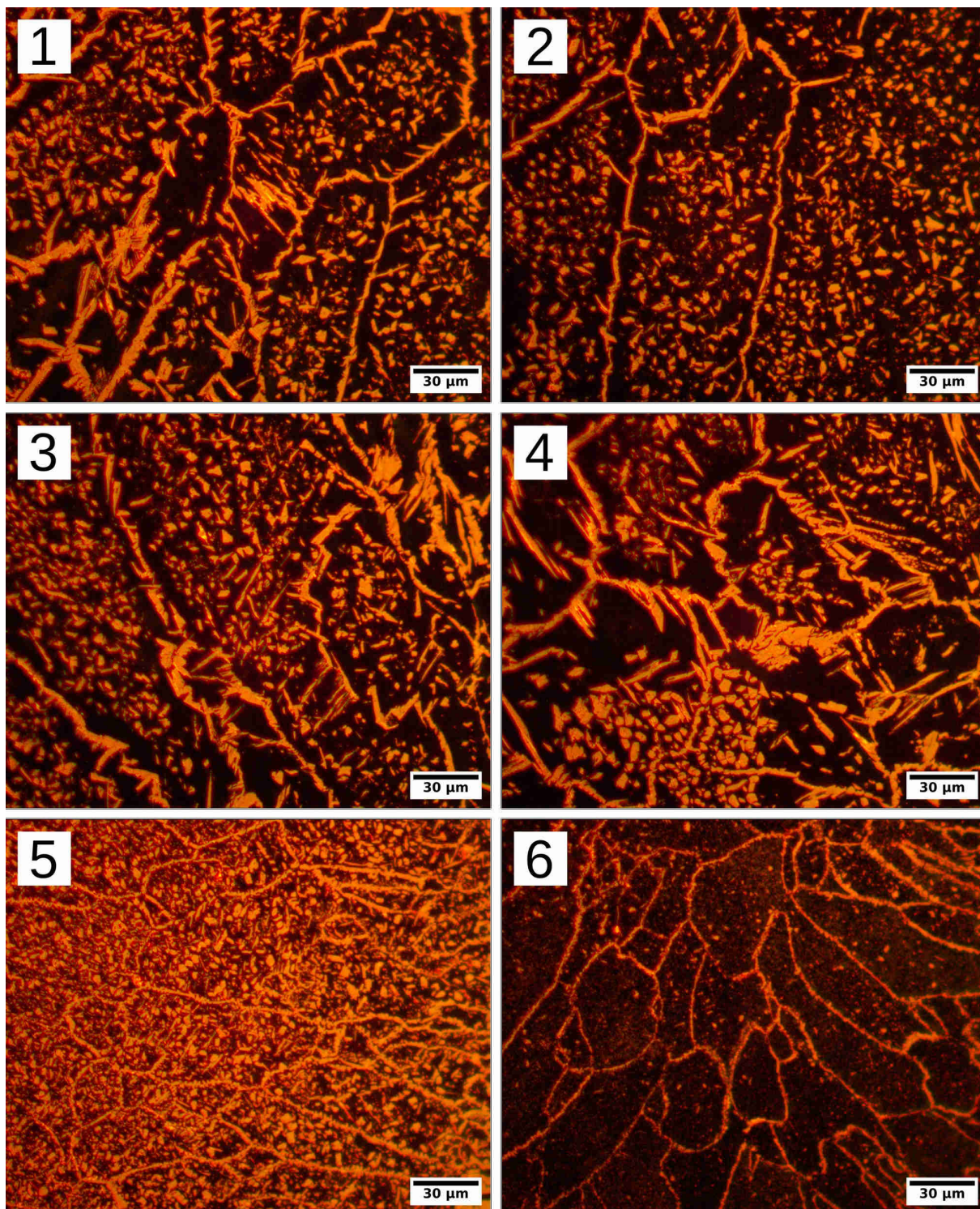
Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 54 - Micrografias da amostra LT70a



Fonte: Obtido pelo autor.

Figura 55 - Micrografias da amostra LT70b



Fonte: Obtido pelo autor.

Tabela 9 - Frações volumétricas médias de austenita por condição e região, em porcentagem

Condição		LP	LT20	LT30	LT40	LT50	LT60	LT70
Região 1	Média	15,93	24,65	34,43	36,70	33,09	23,20	27,29
	Desvio	0,15	5,75	0,54	0,23	6,39	2,91	1,14
Região 2	Média	14,48	25,89	32,03	36,06	34,44	23,19	25,70
	Desvio	3,17	7,00	0,25	3,10	2,11	1,63	2,60
Região 3	Média	13,95	12,45	30,62	35,59	36,69	24,73	29,22
	Desvio	3,62	3,43	2,43	6,92	5,24	2,71	0,79
Região 4	Média	10,54	17,93	3,11	13,16	21,19	41,85	43,54
	Desvio	4,22	5,28	0,22	11,45	4,38	3,85	9,04
Região 5	Média	4,79	6,71	5,42	15,53	3,82	17,29	34,35
	Desvio	3,04	0,78	4,89	10,56	1,48	1,65	6,88
Região 6	Média	1,59	3,45	3,72	1,76	3,55	4,95	16,74
	Desvio	0,40	0,59	2,35	1,14	4,00	2,03	0,89

Fonte: Elaborado pelo autor.

Fazendo a média das regiões 1, 2 e 3 como forma de considerar uma única região superficial (profundidade até aproximadamente 0,5 mm), tem-se as frações volumétricas como mostrado na Tabela 10.

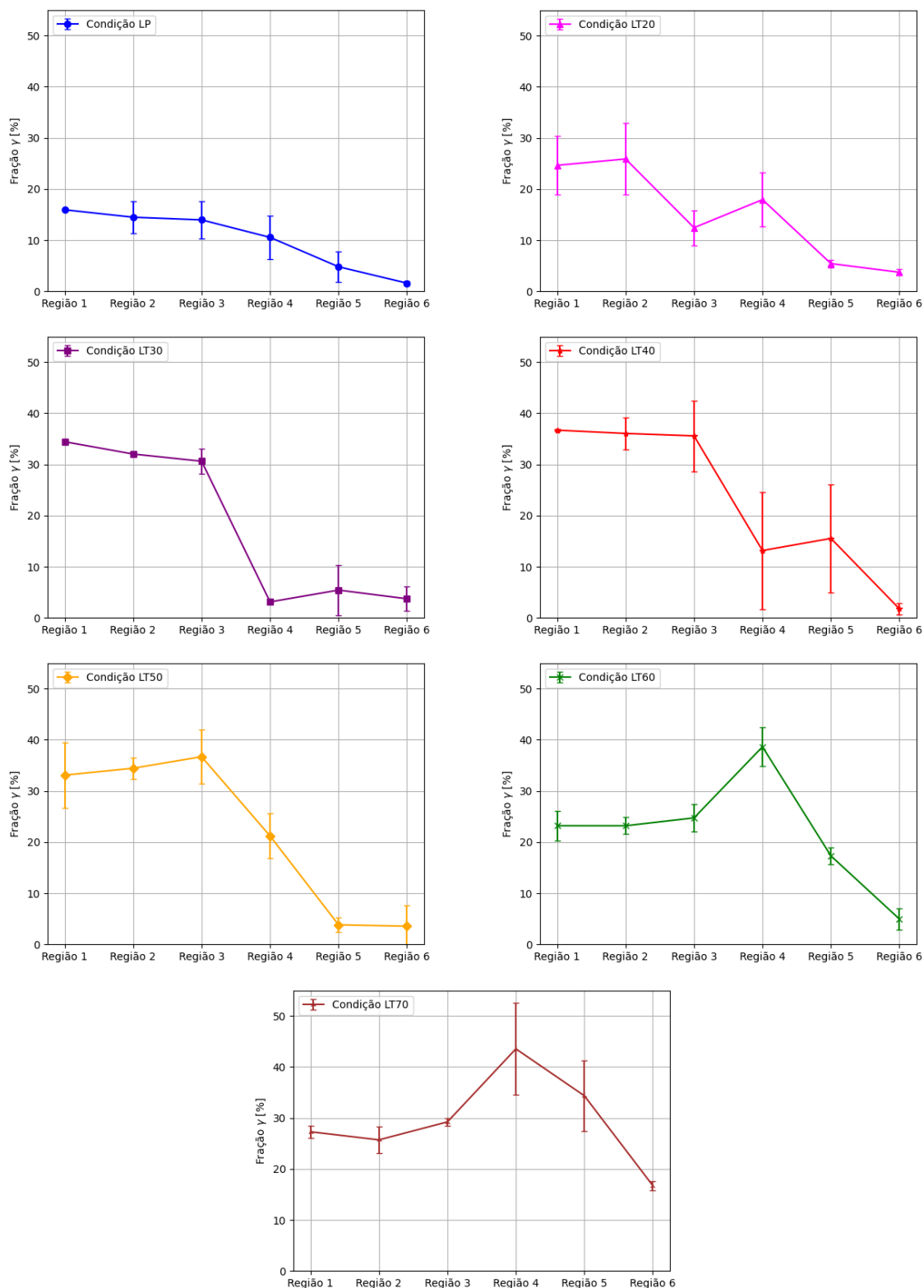
Tabela 10 - Frações volumétricas médias de austenita na superfície em cada condição, em porcentagem

Condição	LP	LT20	LT30	LT40	LT50	LT60	LT70
Média	14,78	20,99	32,36	36,12	34,74	23,70	27,40
Desvio	2,34	7,93	2,06	3,43	4,15	2,08	2,06

Fonte: Elaborado pelo autor.

Para melhor visualização dos resultados, a Figura 56 mostra gráficos com as frações volumétricas médias de austenita por região e em cada condição de corrente GTAW.

Figura 56 - Gráficos da fração volumétrica média de austenita por região em cada condição



Fonte: Elaborado pelo autor.

Realizando-se uma análise de variância ANOVA utilizando o software Origin, foi constatado que as médias encontradas em cada condição são significativamente

diferentes.

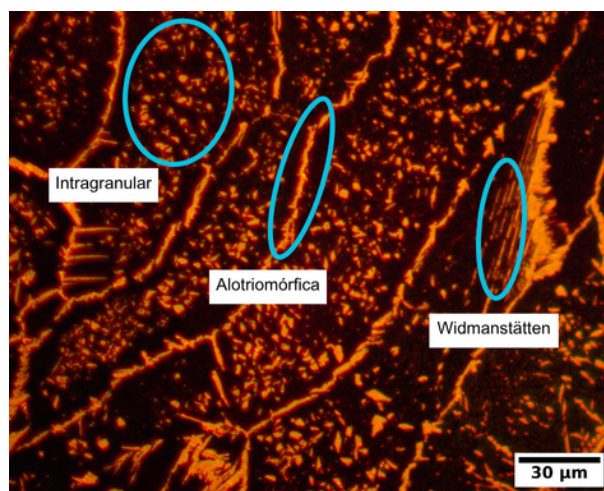
Foi detectado que houve aumento na fração volumétrica de austenita na superfície com pico entre 40 A e 50 A com aproximadamente 36%. Acima dessas correntes (quando começa a ocorrer refusão), o teor de fase γ se mostrou em queda. Também houve um comportamento crescente nas regiões mais abaixo da superfície, chegando a mais de 40 % nas amostras da condição LT70. Já na raiz do cordão (região 6), não houve mudança significativa até a corrente de 60 A, havendo diferença apenas nas amostras soldadas com corrente de 70 A.

Assim, o uso do processo GTAW após a soldagem a *laser* mantém um balanço de fases no aço superduplex com teores semelhantes ao da soldagem GTAW apenas, como encontrado por Amiri et al. (2021), Videira (2021) e Wang et al. (2006). Como para aplicação industrial recomenda-se que o teor mínimo de qualquer fase seja acima de 25% - 30%, o uso de aportes térmicos do processo GTAW altos o suficiente sem que levem à refusão do cordão e dos que refundem o cordão *laser* já são adequados. (IMOA, 2014; Nickel Institute, 2020)

Observando a morfologia da austenita na zona fundida, é possível notar que nas regiões mais profundas do cordão de solda (5 e 6), a austenita está presente majoritariamente na forma alotriomórfica, ou nos contornos de grão. Nas regiões mais superficiais, a austenita também aparece na forma intragranular (dentro dos grãos), e de Widmanstätten nas correntes mais altas. Isso pode ser um indicativo de que nas regiões mais profundas do cordão de solda devido ao *laser* o resfriamento é tão rápido a ponto de não haver tempo adequado para uma maior transformação de ferrita em austenita, enquanto que na superfície (tanto apenas com a soldagem a laser, mas mais evidenciado na adição do processo GTAW) o resfriamento foi mais demorado, visto que houve formação das austenitas de Widmanstätten e intragranular (que se formam depois que a austenita alotriomórfica está nucleada), como foi encontrado por Wang et al. (2024) e Zhang et al. (2018).

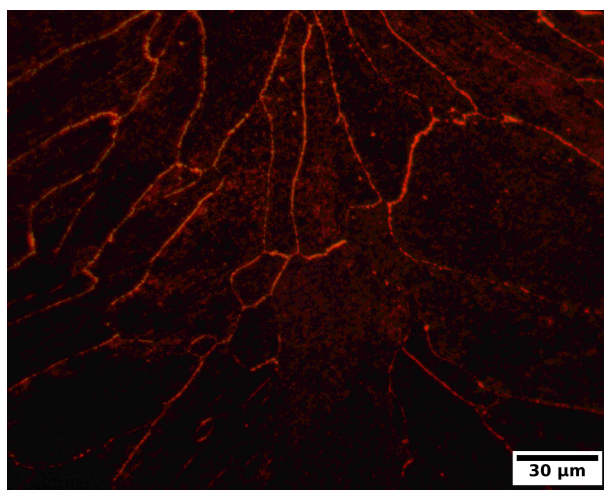
As figuras 57 e 58 mostram exemplos de micrografias na superfície e na raiz de cordões de solda, respectivamente.

Figura 57 - Micrografia da amostra LT60a com as morfologias de austenita



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 58 - Micrografia da amostra LT50a, região 5



Fonte: Elaborado pelo autor.

5.3 ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS

Foram medidas as durezas em cada fase, obtendo-se os valores dispostos na Tabela 11.

Tabela 11 - Microdureza Vickers encontrada em cada fase

Fase	Média HV	Desvio padrão HV
Austenita γ	303	11
Ferrita δ	377	17

Fonte: Elaborado pelo autor.

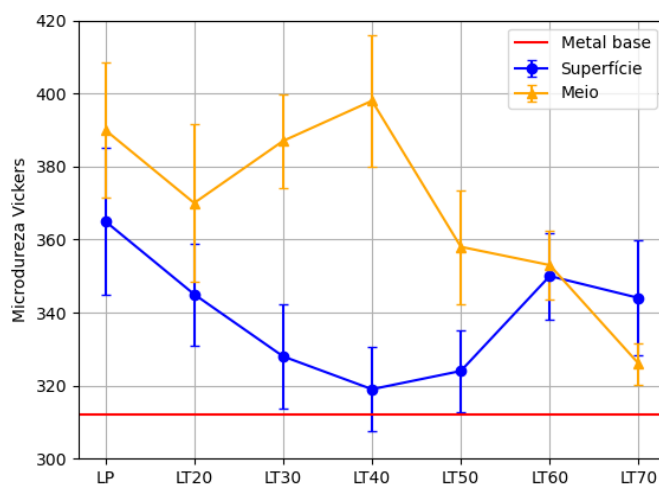
A Tabela 12 mostra as médias dos valores encontrados para as durezas tanto no metal base quanto nos cordões de solda em cada condição. Para o metal base, foi encontrada uma dureza média de 310 HV com desvio padrão de 8 HV. A Figura 59 também mostra os valores médios para melhor visualização dos resultados.

Tabela 12 - Resultados encontrados nos ensaios de microdureza Vickers

Condição	Média HV (superfície)	Desvio padrão HV (superfície)	Média HV (centro)	Desvio padrão HV (centro)
LP	365	20	390	19
LT20	345	14	370	22
LT30	328	14	387	13
LT40	319	12	398	18
LT50	324	11	358	16
LT60	350	12	353	9
LT70	344	16	326	6

Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 59 - Microdureza Vickers por condição e região do cordão de solda



Fonte: Elaborado pelo autor.

Também foi feita uma análise de variância ANOVA com o software Origin, e também indicou-se que as médias encontradas por condição são significativamente diferentes.

É possível notar que as durezas encontradas em todos os cordões de solda foram superiores à encontrada no metal base, como também foi encontrado por Videira (2021), Leite et al. (2019) e Saravanan, Raghukandan e Sivagurumanikandan (2017).

Além disso, na superfície, a dureza no cordão segue um padrão contrário ao da fração volumétrica de austenita, diminuindo até a condição LT40, aumentando novamente até a condição LT60 (quando inicia-se a refusão), e tornando a reduzir na

condição LT70. Este fato se explica devido à menor dureza da austenita com relação à ferrita, como mostrado na Tabela 11. Assim, conforme a fração volumétrica de austenita aumenta, a dureza reduz.

Já no centro do cordão de solda, as condições LP à LT40 não apresentam diferença significativa na dureza assim como não há na fração volumétrica de austenita. A partir da condição LT50, já há a interferência do processo GTAW nessa região do cordão de solda, que provoca aumento do teor de austenita e redução da dureza.

5.4 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Após a realização dos ensaios de tração, foi encontrado que em todas os corpos de prova a ruptura ocorreu no metal base. Isto é um indicativo que tanto o processo de soldagem a *laser* quanto o tratamento com GTAW, nos parâmetros definidos, não influenciaram as propriedades mecânicas do aço inoxidável superduplex, fato também constatado por Odermatt et al. (2021) na soldagem a laser de aços duplex.

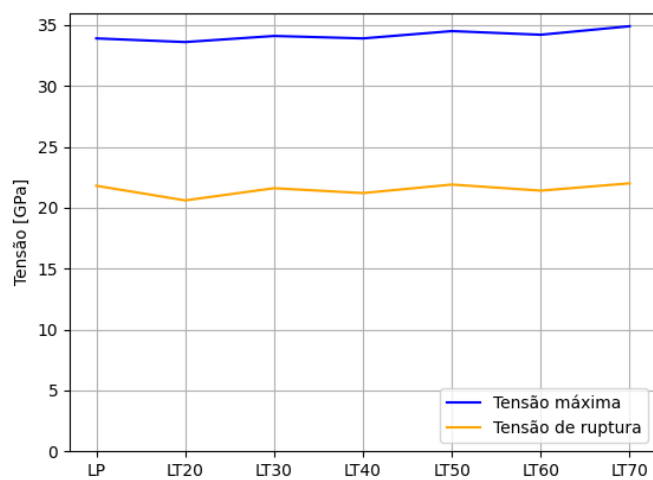
A Tabela 13 e a Figura 60 mostram as tensões máxima e de ruptura encontradas nos corpos de prova em cada condição. É possível notar que ambas as tensões não apresentam grandes variações visto que a ruptura ocorreu fora do cordão de solda (no metal base), o que é desejável visto que a resistência no cordão de solda deve ser igual ou superior à do metal base. A Figura 61 mostra os corpos de prova após os ensaios, já rompidos.

Tabela 13 - Tensões máximas e de rupturas obtidas pelos ensaios de tração, em GPa

Condição	Tensão máxima [GPa]	Tensão de ruptura [GPa]
LP	33,9	21,8
LT20	33,6	20,6
LT30	34,1	21,6
LT40	33,9	21,2
LT50	34,5	21,9
LT60	34,2	21,4
LT70	34,9	22,0
Média	34,16	21,5
Desvio padrão	0,43	0,49

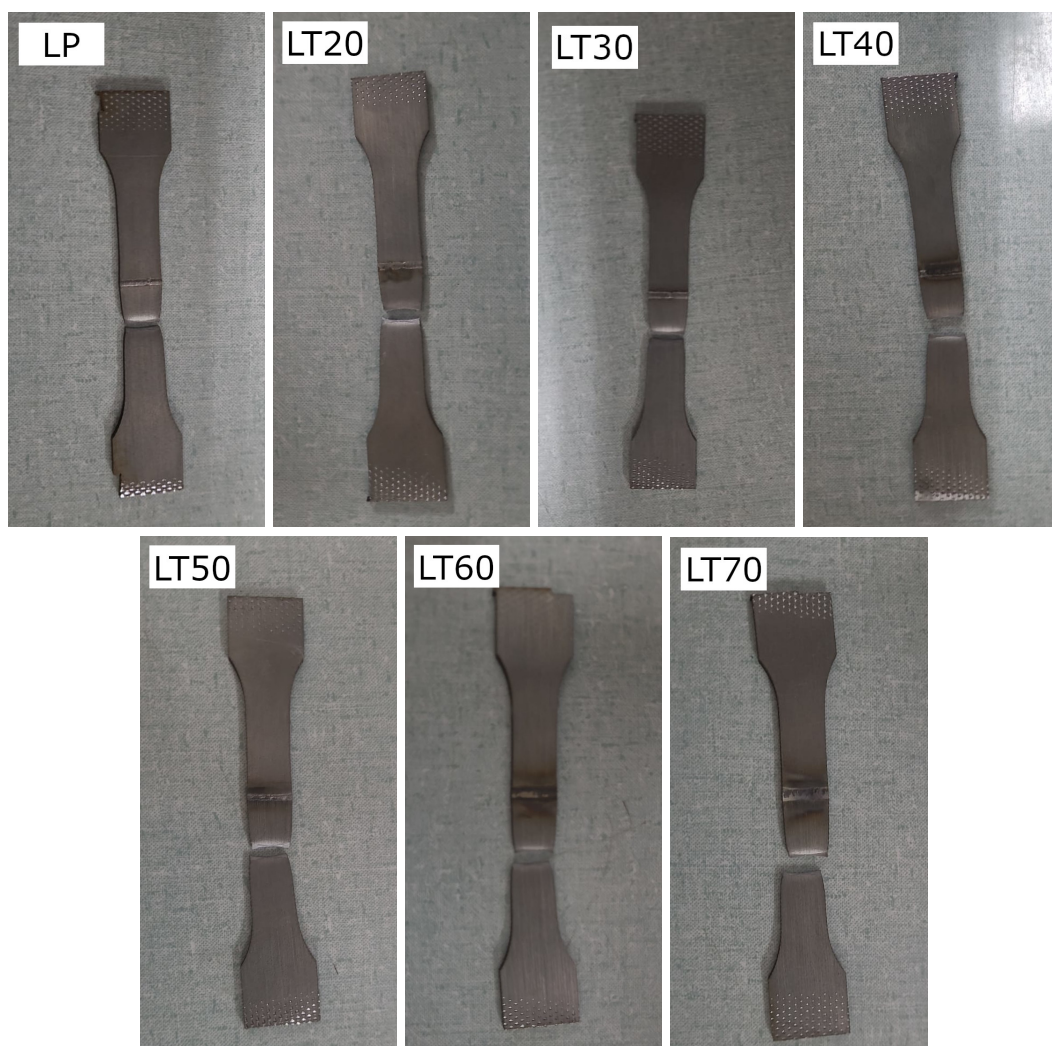
Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 60 - Resultados dos ensaios de tração



Fonte: Elaborado pelo autor.

Figura 61 - Fotos dos corpos de prova de cada condição utilizados nos ensaios de tração



Fonte: Obtido pelo autor.

6 CONCLUSÕES

- A realização do processo GTAW após a soldagem a laser pulsado Nd:YAG reduz o desbalanceamento de fases principalmente nas regiões mais próximas à superfície, levando a condições com frações volumétricas de austenita que permitem o seu uso no meio industrial.
- O uso de baixa corrente resultou em alta instabilidade do arco elétrico, tornando inviável sua utilização.
- É muito importante o alinhamento correto da tocha GTAW sobre o cordão de solda devido ao laser para que não ocorra desalinhamento entre o tratamento e o metal de solda.
- Houve a aparição de alguns vazios devido ao modo de soldagem "*keyhole*", todos entre o centro e a raiz dos cordões devido ao laser, mas não foi observada nenhuma outra descontinuidade.
- Há um comportamento crescente no teor de austenita conforme se aumentou a corrente elétrica do tratamento com GTAW, havendo um teor máximo antes de haver a refusão do cordão devido ao laser.
- Nas regiões mais profundas do cordão de solda, a austenita está presente principalmente nos contornos de grão (alotriomórfica), e quanto mais próximo da superfície, maior a quantidade de austenita intragranular, surgindo também de Widmanstätten.
- Os ensaios de microdureza revelaram maior dureza no metal de solda em relação ao metal de base, uma vez que há maior presença de ferrita nas microestruturas das regiões soldadas.
- O procedimento GTAW realizado após o processo laser, nos parâmetros definidos, não influencia negativamente a resistência mecânica do cordão de solda em relação ao metal base, visto que todos os corpos de prova romperam no próprio metal base nos ensaios de tração.

6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar análise térmica dos tratamentos, contendo informações a respeito do ciclo térmico durante os procedimentos;
- Alterar parâmetros do processo GTAW, como reduzir a velocidade e a corrente elétrica.

REFERÊNCIAS

- ABNT NBR ISO 6892-1(2024). **Materiais metálicos — Ensaio de Tração**: Parte 1: Método de ensaio à temperatura ambiente. Rio de Janeiro: ABNT, 2024.
- ALMENDRA, A. C.; SILVA, F. L. T.; PIRANI, J. L.; RAMALHO, J. P.; POEPCKE, J. S.; JUNIOR, L. G.; CLARA, M. S.; TREMONTI, M. A.; MURAKAMI, M. M.; FANTAZZINI, M. L.; PRISCO, M.; FERNANDES, P. E.; BRITO, P.; ANDREUCCI, R.; JOAQUIM, R.; BRANDI, S. D. **Soldagem**. São Paulo: Coleção Tecnologia SENAI, 1997.
- ALY, A. M. **Tungsten Electrode Sharpening Tips and Tricks for TIG Welding**. [S. l.]: Workshop Insider, 2021. Disponível em: <https://workshopinsider.com/tungsten-electrode-sharpening/>. Acesso em 16 set. 2024.
- AMADA WELD TECH. **Laser Welding Fundamentals**. [S. l.]: Amada Weld Tech, Inc, 2020. Disponível em: <https://amadaweldtech.com/wp-content/uploads/2019/12/Laser-Welding-Fundamentals.pdf>. Acesso em 18 set. 2024.
- AMIRI, E.; OSTOVAN, F.; TOOZANDEHJANI, M.; SHAFIEI, E.; MOHAMED, I. F. Study and selection of most appropriate filler rod for GTAW of S32750 super duplex steel joints: A comprehensive study on microstructural, mechanical and corrosion properties. **Materials Chemistry and Physics**. v. 270, 124839. 2021. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2021.124839>
- ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E384-22: Standard test method for microindentation hardness of materials**. West Conshohocken: ASTM International, 2022.
- ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E407-07(2015): Standard practice for microetching metals and alloys**. West Conshohocken: ASTM International, 2015.
- BRUNCKO, J.; MICHALKA, M.; SIMEK, M.; SIMEKOVA, B.; ORMANDY, R.; SZEWCZYK, T.; HROS, M. Hybrid welding of duplex steels for chemical vessels. **Chemical monthly**. v. 153, p. 1119-1128. 2022. <https://doi.org/10.1007/s00706-022-02911-1>
- CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G. **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. Tradução: Sergio Murilo Stamile Soares. Rio de Janeiro: LTC, 2012.
- CHEN, T. H.; YANG, J. R. Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**. v. 338, p. 166-181. 2002. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00065-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00065-5)
- CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos. 7ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002.
- CHO, D. M.; PARK, J. S.; HONG, S. G.; KIM, S. J. Corrosion behaviors according to the welding process of superduplex stainless steel welded tubes: Gas tungsten arc welding vs. laser beam welding. **Corrosion Science**. v. 216, 111108. 2023.

<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111108>

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

DRAPINSKI, J. **Elementos de soldagem**: manual prático de oficina. São Paulo: McGraw-Hill do Brasil, 1979.

FIRESKYCRYSTAL. **Nd:YAG**. Tongling: Firesky of Crystal Science and Technology of Anhui, 2020. Disponível em: <http://en.fireskycrystal.com/ndyag.aspx>. Acesso em 18 set. 2024.

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

GAO, X.-L.; LIU, J.; ZHANG, L.-J. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of pulsed laser welded joints in Ti6Al4V/Nb dissimilar alloys. **Int J Adv Manuf Technol**. v. 94, p. 3937-3947, 2018. <https://doi.org/10.1007/s00170-017-1134-z>

HSIEH, C.-C.; WU, W. Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels. **International Scholarly Research Notices**. v. 2012, Article ID 732471, 16 p., 2012. <https://doi.org/10.5402/2012/732471>

IMO. **Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels**. London: International Molybdenum Association, 2014. Disponível em: https://www.imoa.info/download_files/stainless-steel/Duplex_Stainless_Steel_3rd_Edition.pdf. Acesso em 15 jan. 2025.

KÖSE, C.; TOPAL, C. Texture, microstructure and mechanical properties of laser beam welded AISI 2507 super duplex stainless steel. **Materials Chemistry and Physics**. v. 289. 2022. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2022.126490>

KOU, S. **Welding metallurgy**. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc, 2002.

LANDOWSKI, M.; SIMON, S. C.; BREZNAY, C.; FYDRYCH, D.; VARBAI, B. Effects of preheating on laser beam-welded NSSC 2120 lean duplex steel. **Int J Adv Manuf Technol**. v. 130, p. 2009-2021. 2024. <https://doi.org/10.1007/s00170-023-12840-w>

LEITE, C. G. S.; CRUZ JUNIOR, E. J.; LAGO, M.; ZAMBON, A.; CALLIARI, I.; VENTRELLA, V. A. Nd: YAG Pulsed Laser Dissimilar Welding of UNS S32750 Duplex with 316L Austenitic Stainless Steel. **Materials**. 12, 2906. 2019. <https://doi.org/10.3390/ma12182906>

LI, T.; WANG, K.; LEI, Y. A Review of Welding Process for UNS S32750 Super Duplex Stainless Steel. **Materials**. 17, 5215. 2024. <https://doi.org/10.3390/ma17215215>

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless**

steels. Hoboken: John Wiley & Sons, Inc, 2005.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: fundamentos e tecnologia**. 3ª ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos aços inoxidáveis**. São Paulo: SENAI-SP, 2001. 100 p. (Coleção Tecnologia da Soldagem Vol. 1)

NICKEL INSTITUTE. **Practical guide to using duplex stainless steels: a guide to the use of nickel-containing alloys**. [S. l.]: Nickel Institute, 2020. Disponível em: https://nickelinstitute.org/media/8dab1e8a1825480/nickelpub10044_apracticalguideto usingduplex.pdf. Acesso em: 15 jan. 2025.

NIKOLAEV, G.; OLSHANSKY, N. **Advanced welding processes**. Translation: Alexander Kuznetsov. Moscow: Mir Publishers, 1977.

NISHIMOTO, K.; SAIDA, K.; KATSUYAMA, O. Prediction of sigma phase precipitation in super duplex stainless steel weldments. **Weld World**. v. 50, p. 13-28. 2006. <https://doi.org/10.1007/BF03263429>

ODERMATT, A. E.; VENTZKE, V.; DORN, F.; DINSE, R.; MERHOF, P.; KASHAEV, N. Effect of laser beam welding on microstructure, tensile strength and fatigue behaviour of duplex stainless steel 2205. **Journal of Manufacturing Processes**. v. 72, p. 148-158. 2021. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.10.020>

OKUMURA, T. **Engenharia de soldagem e aplicações**. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1982.

OUTOKUMPU OYJ. **Duplex stainless steels: Outokumpu Forta range datasheet**. [S. l.], 2022.

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

PINEDO, C. E. **Tratamentos térmicos e superficiais dos aços**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 2021.

PINHEIRO, F. W.; SOUZA, L. M.; PEREIRA, E. C.; MONTEIRO, S. N.; AZEVEDO, A. R. G. Effect of solubilization heat treatment on microstructure and corrosion resistance of joints welded with the autogenous TIG process duplex stainless steel. **Journal of Materials Research and Technology**. v. 26, p. 1527-1536. 2023. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.08.014>

RAMON, J.; BASU, R.; VOORT, G. V.; BOLAR, G. A comprehensive study on solidification (hot) cracking in austenitic stainless steel welds from a microstructural approach. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. v. 194, 104560. 2021. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2021.104560>

SALES, A. M.; WESTIN, E. M.; JARVIS, B. L. Effect of nitrogen in shielding gas of keyhole GTAW on properties of duplex and superduplex welds. **Weld World**, v. 61, p.

1133-1140, 2017. <https://doi.org/10.1007/s40194-017-0486-1>

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**. v. 25, p. 284-289. 2017. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2016.12.015>

SELOTO, B. B. **Adição de elementos gamagênicos na soldagem de chapas de aço superduplex UNS S32750 por laser pulsado Nd:YAG**. 2021. 93 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica - Materiais e Processos de Fabricação) - Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2021.

SILVA, A. L. V. C. **Refino dos aços: fundamentos e aplicações**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 2023.

SILVA, A. L. V. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 4ª ed. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 2021.

SOMMER, N.; STREDAK, F.; WIEGAND, M.; BÖHM, S. Grain growth and precipitation behaviour of AISI 430 ferritic stainless steel subjected to pulsed laser beam welding using free-form pulse shaping. **Weld World**. v. 67, p. 51-62. 2023. <https://doi.org/10.1007/s40194-022-01398-y>

TAN, H.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, T.; XU, J.; LI, J. Effect of annealing temperature on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750. **Materials Characterization**, v. 60, n. 9, p. 1049-1054, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.04.009>

THOMAS, G. P. **The history of Stainless Steel - Celebrating 100 Years**. [S. l.]: AZO Materials, 2013. Disponível em: <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=8307>. Acesso em 16 set. 2024.

VIDEIRA, A. M. **Soldagem híbrida GTAW-Laser Nd-YAG pulsado: efeitos no aço inoxidável superduplex UNS S32750**. 2021. 139 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica - Materiais e Processos de Fabricação) - Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista, Ilha Solteira, 2021.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. B. H. de. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher, 2004.

WANG, B.; ZHANG, Y.; SHEN, X.; HUAN, P.; ZHANG, Q.; WANG, X. Austenite morphology and distribution dependence of impact toughness in S32101 duplex stainless steel laser welds. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 55, p. 1183-1192. 2024. <https://doi.org/10.1007/s11661-024-07314-x>

WANG, S.-H.; CHIU, P.-K.; YANG, J.-R.; FANG, J. Gamma (γ) phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**. v. 420, p. 26-33. 2006. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.028>

ZHAI, Y.; HUANG, B.; ZHANG, Z.; MAO, Z.; ZHAO, Z. Effect of preheating on welding

cold crack sensitivity of China low activation martensitic steel. **Fusion Engineering and Design**. v. 133, p. 32-38. 2018. <https://doi.org/10.1016/j.fusengdes.2018.05.071>

ZHANG, Z.; JING, H.; XU, L.; HAN, Y.; ZHAO, L.; LV, X. Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution and pitting corrosion resistance of electron beam-welded duplex stainless steel. **Corrosion Science**. v. 141, p. 30-45. 2018. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.06.030>

APÊNDICE A - FRAÇÕES VOLUMÉTRICAS DE AUSTENITA

Tabela 14 - Frações volumétricas de austenita no metal base, em porcentagem

Medida	1	2	3	4	5
Teor [%]	50,67	53,45	55,5	53,47	52,75

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 15 - Frações volumétricas de austenita em cada amostra, em porcentagem

Amostra	Região 1	Região 2	Região 3	Região 4	Região 5	Região 6
LPa	15,82	16,72	16,51	7,55	2,64	1,67
LPb	16,03	12,23	11,39	13,52	6,94	1,31
LT20a	20,58	20,94	14,87	21,66	7,26	3,86
LT20b	28,71	30,84	10,02	14,2	6,16	3,03
LT30a	34,81	31,85	18,90	2,95	1,96	5,38
LT30b	34,05	32,20	32,34	3,26	8,88	2,06
LT40a	36,54	33,87	30,69	5,06	8,06	0,95
LT40b	36,86	38,25	40,48	21,25	22,99	2,56
LT50a	28,57	32,94	32,98	24,29	4,86	0,72
LT50b	37,61	35,93	40,39	18,09	2,77	6,37
LT60a	21,14	24,34	26,64	39,12	18,46	3,51
LT60b	25,25	22,03	22,81	44,57	16,12	6,38
LT70a	26,48	27,54	29,78	37,14	39,21	16,11
LT70b	28,09	23,86	28,66	49,93	29,48	17,37

Fonte: Elaborado pelo autor.

APÊNDICE B - RESULTADOS DE MICRODUREZA VICKERS

Tabela 16 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers no metal base

Indentação	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV
1	24,24	23,79	24,015	322
2	24,79	24,63	24,71	304
3	24,31	24,26	24,285	314
4	24,89	24,61	24,75	303
5	24,65	24,59	24,62	306

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 17 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers nas fases austenita e ferrita

Indentação	Austenita				Ferrita			
	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV
1	8,07	7,97	8,02	288	6,89	6,97	6,93	386
2	7,64	7,66	7,65	317	7,14	7,19	7,165	361
3	7,93	7,89	7,91	296	6,83	6,76	6,795	402
4	7,84	7,72	7,78	306	7,06	7,19	7,125	365
5	7,76	7,75	7,755	308	7,00	7,14	7,07	371

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 18 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LP

Indentação	Superfície				Centro			
	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV
1	23,84	22,94	23,39	339	21,60	21,19	21,395	405
2	22,41	21,91	22,16	378	21,52	21,41	21,465	402
3	22,54	22,84	22,69	360	22,37	22,24	22,305	373
4	23,42	23,36	23,39	339	21,86	21,95	21,905	386
5	22,48	22,74	22,61	363	22,57	21,87	22,22	376
6	22,21	22,54	22,375	370	21,19	20,85	21,02	420
7	22,55	21,91	22,23	375	22,58	22,04	22,31	373
8	22,41	22,25	22,33	372				
9	23,12	22,66	22,89	354				
10	23,44	22,75	23,095	348				
11	23,28	22,64	22,96	352				
12	21,87	21,84	21,855	388				
13	21,81	22,59	22,20	376				
14	20,97	21,30	21,135	415				
15	22,76	23,04	22,90	354				

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 19 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT20

Indentação	Superfície				Centro			
	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV
1	24,04	23,68	23,86	326	22,45	22,83	22,64	362
2	23,15	23,32	23,235	343	22,71	22,56	22,635	362
3	23,33	23,61	23,47	337	22,86	23,03	22,945	352
4	23,63	23,82	23,725	329	23,63	22,74	23,185	345
5	23,56	23,55	23,555	334	22,57	22,23	22,40	370
6	22,83	22,64	22,735	359	21,46	21,80	21,63	396
7	22,74	22,88	22,81	356	21,24	21,73	21,485	402
8	22,68	23,06	22,87	355				
9	23,67	23,28	23,475	337				
10	22,90	23,31	23,105	347				
11	22,56	22,90	22,73	359				
12	22,86	22,67	22,765	358				
13	22,38	22,47	22,425	369				
14	23,92	24,00	23,96	323				
15	23,23	22,80	23,015	350				

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 20 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT30

Indentação	Superfície				Centro			
	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV
1	23,12	23,52	23,32	341	22,72	22,56	22,64	362
2	23,59	23,99	23,79	328	21,83	22,31	22,07	381
3	24,11	24,14	24,125	319	21,74	22,16	21,95	385
4	23,34	23,66	23,50	336	21,73	22,01	21,87	388
5	23,27	23,56	23,415	338	21,69	21,97	21,83	389
6	24,25	23,92	24,085	320	22,06	21,86	21,96	385
7	24,03	23,93	23,98	322	21,32	21,42	21,37	406
8	24,84	24,67	24,755	303	21,54	21,66	21,60	397
9	23,85	23,99	23,92	324				
10	24,15	24,28	24,215	316				
11	24,62	24,47	24,545	308				
12	23,38	23,77	23,575	334				
13	23,30	23,48	23,39	339				
14	23,71	23,88	23,795	328				
15	22,72	22,72	22,72	359				

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 21 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT40

Indentação	Superfície				Centro			
	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV
1	23,26	23,56	23,41	338	21,87	22,43	22,15	378
2	23,26	23,78	23,52	335	22,02	22,29	22,155	378
3	23,48	23,30	23,39	339	21,83	21,72	21,775	391
4	24,00	24,04	24,02	321	21,68	21,58	21,63	396
5	24,14	24,02	24,08	320	20,84	20,91	20,875	426
6	24,88	24,66	24,77	302	21,57	21,60	21,585	398
7	24,36	24,32	24,34	313	21,13	21,09	21,11	416
8	24,51	24,34	24,425	311				
9	24,32	24,47	24,395	312				
10	24,73	24,51	24,62	306				
11	24,43	23,93	24,18	317				
12	24,25	23,94	24,095	319				
13	24,21	23,88	24,045	321				
14	24,58	24,40	24,49	309				

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 22 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT50

Indentação	Superfície				Centro			
	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV
1	23,91	23,98	23,945	323	22,17	22,23	22,20	376
2	23,79	24,26	24,025	321	23,20	23,60	23,40	339
3	23,79	23,99	23,89	325	22,58	23,08	22,83	356
4	23,60	23,63	23,615	333	23,31	23,62	23,465	337
5	24,09	24,19	24,14	318	22,47	22,89	22,68	361
6	24,66	24,39	24,525	308	21,99	22,64	22,315	372
7	24,23	24,07	24,15	318	22,28	22,67	22,475	367
8	24,42	24,00	24,21	316				
9	24,34	24,21	24,275	315				
10	23,38	23,52	23,45	337				
11	23,56	23,79	23,675	331				
12	23,72	24,00	23,86	326				
13	23,76	23,95	23,855	326				
14	22,76	23,28	23,02	350				
15	24,52	24,64	24,58	307				

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 23 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT60

Indentação	Superfície				Centro			
	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV
1	23,24	23,46	23,35	340	23,05	22,74	22,895	354
2	23,34	23,20	23,27	342	22,88	22,55	22,71	359
3	23,07	22,99	23,03	350	22,62	22,84	22,73	359
4	22,86	23,16	23,01	350	22,40	22,74	22,57	364
5	23,38	23,48	23,43	338	22,99	23,23	23,11	347
6	23,45	23,76	23,605	333	23,10	22,88	22,99	351
7	23,94	23,74	23,84	326	23,61	23,36	23,485	336
8	22,65	22,73	22,69	360				
9	22,46	22,58	22,52	366				
10	22,61	22,96	22,785	357				
11	22,62	22,94	22,78	357				
12	22,42	22,80	22,61	363				
13	22,86	22,88	22,87	355				
14	22,53	22,74	22,635	362				
15	23,06	23,26	23,16	346				

Fonte: Elaborado pelo autor.

Tabela 24 - Resultados dos ensaios de microdureza Vickers na condição LT70

Indentação	Superfície				Centro			
	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV	d_1 [μm]	d_2 [μm]	d [μm]	HV
1	22,50	22,36	22,43	369	23,64	23,54	23,59	333
2	22,21	22,63	22,42	369	23,83	23,80	23,815	327
3	22,53	22,78	22,655	361	23,77	24,15	23,96	323
4	22,89	22,78	22,835	356	24,04	24,09	24,065	320
5	22,01	22,38	22,195	376	24,11	24,19	24,15	318
6	23,08	23,26	23,17	345	23,81	23,50	23,655	331
7	23,45	23,76	23,605	333	23,56	24,00	23,78	328
8	23,23	23,64	23,435	338				
9	22,93	23,43	23,18	345				
10	23,49	23,53	23,51	336				
11	23,23	23,32	23,275	342				
12	23,67	23,37	23,52	335				
13	23,30	23,37	23,335	341				
14	23,49	23,14	23,315	341				
15	23,41	23,28	23,345	340				
16	24,04	24,09	24,065	320				
17	23,96	23,81	23,885	325				
18	23,24	23,43	23,335	341				
19	23,28	23,95	23,615	333				
20	22,57	22,94	22,755	358				
21	23,31	23,37	23,34	340				
22	22,73	23,09	22,91	353				
23	24,20	24,53	24,365	312				

Fonte: Elaborado pelo autor.