



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Ilha Solteira

Robert de Souza Bonuti

Efeito da adição de níquel e nitrogênio na microestrutura e propriedades mecânicas de juntas de aço superduplex UNS S32750 soldadas com Laser Pulsado Nd:YAG

Ilha Solteira

2018



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Ilha Solteira

Robert de Souza Bonuti

Efeito da adição de níquel e nitrogênio na microestrutura e propriedades mecânicas de juntas de aço superduplex UNS S32750 soldadas com Laser Pulsado Nd:YAG

Estudo apresentado como parte das exigências para a obtenção do título de Mestre do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho" (PPGEM-FEIS-UNESP). Área de Conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação.

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

Ilha Solteira

2018

FICHA CATALOGRÁFICA
Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

B722e Bonuti, Robert de Souza.
Efeito da adição de níquel e nitrogênio na microestrutura e propriedades mecânicas de juntas de aço superduplex UNS S32750 soldadas com laser pulsado Nd:YAG / Robert de Souza Bonuti. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2018
91 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia. Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação, 2018

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Inclui bibliografia

1. Gamagênico. 2. Soldagem autógena. 3. Inconel. 4. Hastelloy.
5. Soldagem laser. 6. Uns S32750.



CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: Efeito da adição de níquel e nitrogênio na microestrutura e propriedades mecânicas de juntas de aço superduplex UNS S32750 soldadas com Laser Pulsado Nd:YAG.

AUTOR: ROBERT DE SOUZA BONUTI

ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

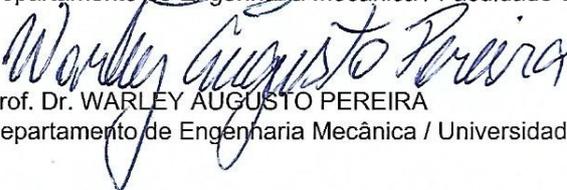
Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em ENGENHARIA MECÂNICA, área: MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO pela Comissão Examinadora:


Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. RUI CAMARGO TOKIMATSU

Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira


Prof. Dr. WARLEY AUGUSTO PEREIRA

Departamento de Engenharia Mecânica / Universidade de Rio Verde

Ilha Solteira, 03 de julho de 2018

DEDICO,

A minha esposa Rosa Márcia, por sempre estar presente ao meu lado, mesmo nos momentos mais difíceis, sabendo me aconselhar, incentivar e apoiar, e entendendo que tudo o que faço é por ela.

A meus filhos Maria Bárbara e Pedro Antônio, que desde o começo sempre torceram por mim, além de entenderem todas as minhas ausências, pois também sabem que tudo o que faço é por eles.

A meus pais Antônio e Maria, pelo dom da vida, e apoio desde os primeiros momentos nas fases iniciais de minha vida escolar.

AGRADECIMENTOS

A Deus, primeiramente, pelo dom da graça, da saúde e da força, pois sem Ele nada disso seria possível.

Ao Prof.^o Dr. Vicente Ventrella, pela ajuda, pelo apoio e pela oportunidade de tê-lo como orientador.

A UNIRV, na pessoa do Prof.^o Dr. Warley Augusto Pereira, pelo convite feito a época para que eu pudesse participar das aulas no Minter.

A UNESP, através da Faculdade de Engenharia Mecânica de Ilha Solteira, pela oferta do Programa de Pós-Graduação, e pela oportunidade de estudar em uma Universidade com grande reconhecimento.

Ao SENAI, Departamento Regional de Goiás, pela ajuda desde o início do meu curso.

“Em tudo o que se vai fazer na vida, o mais importante, é ter pessoas ao seu lado.”

Marcos Pontes

RESUMO

O presente trabalho consistiu em uma análise da influência da adição de elementos gamagênicos, estabilizadores da austenita, no processo de união autógena do aço superduplex UNS S32750, soldados com Laser Pulsado Nd:YAG. Os corpos de prova foram soldados utilizando duas técnicas: introdução de nitrogênio gasoso na atmosfera protetora, e adição de uma liga de níquel (Inconel 625 e Hastelloy C-276) na junta a ser soldada, tendo-se como objetivo a avaliação das propriedades mecânicas e microestruturais da junta soldada, como microdureza e tração. Todos os dados foram obtidos nos laboratórios da área de Materiais e Processos de Fabricação e no Laboratório de Soldagem da UNESP – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Campus de Ilha Solteira, SP. O processo de soldagem foi realizado com a máquina de solda a laser UW 150A. Para a revelação dos detalhes dos cordões de solda foi utilizado o reagente Behara modificado. As medidas geométricas dos cordões de solda, como largura e profundidade, foram realizadas no microscópio Estéreo Zeiss Discovery V8. O MEV (Microscópio Eletrônico de Varredura) foi utilizado para a obtenção dos detalhes microscópicos dos cordões de solda. Os ensaios de tração foram realizados na Máquina Universal de Ensaio, e os valores de microdureza Vickers foram obtidos com o apoio do ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S. Os resultados da microdureza Vickers, e dos ensaios de tração, nos corpos de prova obtidos com o uso dos gases de proteção Argônio e Nitrogênio, durante o processo de soldagem autógena, demonstraram semelhança de valores. Fato este que comprovou que o uso do gás inerte (Argônio) e do gás ativo (Nitrogênio), causou baixa influência na constituição do metal de solda. O uso das ligas Inconel 625, e Hastelloy C276, que mesmo tendo alto teor de Níquel, não contribuíram significativamente para elevar os valores de microdureza e de resistência mecânica no metal de solda, se comparados às do metal base.

Palavras-chave: Gamagênico. Soldagem autógena. Inconel. Hastelloy. Soldagem laser. UNS S32750.

ABSTRACT

The present work consisted in an analysis of the influence of the addition of gamma - genic elements, stabilizers of austenite, in the process of autogenous union of the superduplex steel UNS S32750, welded with Nd: YAG Pulsed Laser. The specimens were welded using two techniques: introduction of gaseous nitrogen into the protective atmosphere and addition of a nickel alloy (Inconel 625 and Hastelloy C-276) in the joint to be welded, with the objective of evaluating the mechanical properties and microstructural weld joints, such as microhardness and tensile strength. All data were obtained from laboratories in the area of Materials and Processes of Manufacture and at the Welding Laboratory of UNESP - Paulista State University Júlio de Mesquita Filho, Campus de Ilha Solteira, SP. The welding process was performed with the UW 150A laser welding machine. For the development of details of the weld beads, the modified Behara reagent was used. The geometric measurements of the weld beads, such as width and depth, were performed on the Zeiss Discovery V8 Stereo Microscope. SEM (Scanning Electron Microscope) was used to obtain the microscopic details of the weld beads. The tensile tests were performed in the Universal Testing Machine, and the Vickers microhardness values were obtained with the support of the Shimadzu digital ultramicrodurometer, model DUH 211S. The results of the Vickers microhardness and the tensile tests on the specimens obtained with the protection gases Argon and Nitrogen during the autogenous welding process showed similar values. This fact proved that the use of the inert gas (Argon) and the active gas (Nitrogen), caused little influence on the constitution of the weld metal. The use of the Inconel 625 and Hastelloy C276 alloys, which although having a high Nickel content, did not contribute significantly to increase the microhardness and mechanical strength values in the weld metal compared to those of the base metal.

Keywords: Gamagênico. Autogenous welding. Inconel. Hastelloy. Laser welding. UNS S32750.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	- Produção brasileira de aço inoxidável.....	21
Figura 2	- Produção mundial de aço Inoxidável.....	21
Figura 3	- Formação da camada passiva de óxido de cromo.....	22
Figura 4	- Representação da microestrutura da ferrita (Aço inoxidável AISI 409 recozido por 1 hora a 870° C e resfriado ao ar. Ataque: 10 ml HNO ₃ -10 ml ácido acético -15 ml HCl –2 gotas de glicerol (100x)).....	24
Figura 5	- Representação da microestrutura da austenita (Aço inoxidável AISI 316 recozido a 1035° C. Ataque: H ₂ O-HCl-HNO ₃ (100x)).....	25
Figura 6	- Representação da microestrutura da martensita do aço inoxidável martensítico CA6NM.....	26
Figura 7	- Gráfico ilustrando a taxa de corrosão (em mm/ano) de acordo com a quantidade de cromo (em %)......	28
Figura 8	- Diagrama de equilíbrio ferro-cromo.....	29
Figura 9	- Comparação do sistema Fe-Cr e Fe-Ni sob a influência da transformação alotrópica do Fe.....	32
Figura 10	- Modificações de composição a partir do aço inoxidável austenítico 304, visando propriedades especiais.....	37
Figura 11	- Microscopia óptica de um aço inoxidável ferrítico, tipo 409, oriundo da laminação a quente no Steckel. Material como recebido. Aumento de 100X. Reagente de Villela.....	40
Figura 12	- Micrografia ótica mostrando a estrutura austenítica-ferrítica do aço inoxidável duplex em forma de laminado a quente. As áreas escuras e as claras correspondem às fases ferrítica e austenítica, respectivamente.....	43
Figura 13	- Microscopia Óptica do aço UNS S 32760 (Superduplex), mostrando as formas alongadas de austenita (fase clara) na matriz ferrita (fase escura), ataque Villela.....	44

Figura 14	- Imagens óticas do aço inoxidável superduplex UNS 32750.(a) Imagem obtida por microscopia óptica com ataque Behara: a matrix (áreas escuras) é composta de ferrita, e as regiões claras são austenita; (b) Imagem obtida por MEV ataque eletroquímico	45
Figura 15	- Estrutura do aço superduplex UNS S32750 após a soldagem a laser.....	46
Figura 16	- Macrografia de um exemplo de soldagem a laser.....	48
Figura 17	- Esquema do laser Nd:YAG.....	50
Figura 18	- (a) Fundamentos de soldagem a laser; (b) Representação da “tocha de soldagem”; (c) Máquina de soldagem a laser industrial Nd:YAG.....	51
Figura 19	- Esquema da soldagem a laser tipo overlapping.....	52
Figura 20	- Macrografias dos cortes transversais dos cordões de soldagem tipo bead-on-plate usando 0,5 m/mm de velocidade, - 2 mm de distância desfoque(1), 20 l/min Ar e diferentes potências do laser: (a) 4 kW; (b) 5 kW; (c) 7 kW e (d) 8 kW.....	54
Figura 21	- Micrografias do metal base. (a) MO (b) MEV.....	56
Figura 22	- Esquema representativo da junta soldada com a inserção das ligas de Ni entre as chapas do aço superduplex UNS S32750; (a) Lâmina de Inconel 625 e (b) Lâmina de Hastelloy C276.....	57
Figura 23	- Vista superior da junta soldada utilizando-se as ligas de níquel como metal de adição (a) e detalhe do cordão de solda (b).....	57
Figura 24	- Equipamento de solda a laser UW 150A pertencente à FEIS/UNESP.....	58
Figura 25	- Detalhes dos cortes (a) e corpos de prova após o corte (b).....	62
Figura 26	- Representação do ensaio de microdureza Vickers no aço inoxidável UNS S32750, com adição de liga Inconel 625.....	63
Figura 27	- Representação do ensaio de microdureza Vickers no aço inoxidável UNS S32750, com adição de liga Hastelloy C276.....	64
Figura 28	- Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, com adição de Inconel 625.....	65

Figura 29	- Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, com adição de Hastelloy C276.....	65
Figura 30	- Cordões das soldas: Argônio 15 l/min, Nitrogênio 15 l/min, e Nitrogênio 30 l/min.....	68
Figura 31	- Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, com adição de Argônio (15 l/min), Nitrogênio (15 l/min) e Nitrogênio (30 l/min).....	69
Figura 32	- Representação da escala de microdureza no processo de soldagem autógena com gás Argônio (15 l/min). Valor da microdureza em [HV].....	72
Figura 33	- Representação da escala de microdureza no processo de soldagem autógena com gás Nitrogênio (15 l/min). Valor da microdureza em [HV].....	72
Figura 34	- Representação da escala de microdureza no processo de soldagem autógena com gás Nitrogênio (30 l/min). Valor da microdureza em [HV].....	73
Figura 35	- Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, autógena, com o uso do gás de proteção Argônio (15 l/min).....	74
Figura 36	- Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, autógena, com o uso do gás de proteção Nitrogênio (15 l/min).....	74
Figura 37	- Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, autógena, com o uso do gás de proteção Nitrogênio (30 l/min).....	75
Figura 38	- Gráfico comparativo entre os três processos de análise de medição de microdureza: Argônio (15 l/min), Nitrogênio (15 l/min), e Nitrogênio (30 l/min).....	75
Figura 39	- Corpo de prova preso à pinça da máquina de ensaios de tração..	77
Figura 40	- Curva tensão x deformação com o metal de adição Inconel 625..	79

Figura 41	- Curva tensão x deformação com o metal de adição Hastelloy C276.....	79
Figura 42	- Detalhes do local de rompimento nos corpos de prova com metal de adição Inconel 625 (a); e Hastelloy C276 (b).....	80
Figura 43	- Perfis dos cordões de solda. Da esquerda para a direita, a imagem plena do cordão; suas medidas e os detalhes de seus grãos.....	81
Figura 44	- Microscopia ótica dos cordões de solda: Inconel e Hastelloy.....	82
Figura 45	- Imagens das trincas ocorridas no metal de solda durante o processo de soldagem com o Inconel 625.....	83
Figura 46	- Imagens das trincas ocorridas no metal de solda durante o processo de soldagem com o Hastelloy C276.....	83

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 -	Composição química do aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507).....	45
Tabela 2 -	Composição química do aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507).....	55
Tabela 3 -	Propriedades mecânicas do aço inoxidável superduplex UNS S32750.....	55
Tabela 4 -	Composição química da liga Inconel 625 e da liga Hastelloy C276	56
Tabela 5 -	Características da máquina de soldagem a laser UW 150 A.....	59
Tabela 6 -	Descrições dos corpos de prova.....	59
Tabela 7 -	Parâmetros de soldagem.....	60
Tabela 8 -	Valores de microdureza Vickers de acordo com os pontos de medição. Metal base UNS S32750, e metais de adição Inconel 625 e Hastelloy C276.....	66
Tabela 9 -	Valores de microdureza Vickers de acordo com os pontos de medição. Soldagem autógena do metal base UNS S32750 com os gases de proteção Argônio (15 l/min) e Nitrogênio (15 l/min e 30 l/min).....	70
Tabela 10 -	Valores referentes aos ensaios de tração: metal base UNS S32750; com metal de adição Inconel 625 e Hastelloy C276; com gás de proteção Argônio (15 l/min), Nitrogênio (15 l/min) e Nitrogênio (30 l/min).....	78
Tabela 11 -	Composição química das fases secundárias nos aços superduplex e suas respectivas temperaturas de precipitação.....	84

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ABINOX	Associação Brasileira do Aço Inoxidável
AID	Aço inoxidável duplex
AISD	Aço inoxidável superduplex
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASM	<i>International de Materials Information Society</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
C	Carbono
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
Cl	Cloreto
Co	Cobalto
CTP	Temperatura crítica por pite
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
FEIS	Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira
g	gramas
GTAW	<i>Gas Shielded Tungsten Arc Welding</i>
HAZ	<i>Heat Affect Zone</i>
HCl	Ácido Clorídrico
HNO ₃	Ácido Nítrico
HV	<i>Hardness Vickers</i>
Hz	Hertz
H ₂ O	Água
Ni	Níquel
ISSF	<i>International Stainless Steel Forum</i>
J	Joules
kW	Kilowatts
l/min	Litros por minuto

MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MB	Metal Base
Mo	Molibdênio
MO	Microscopia ótica
mm	milímetros
Mn	Manganês
MPa	Mega Pascal
ms	milisegundos
N	Nitrogênio
NaOH	Hidróxido de Sódio
Ni	Níquel
Nb	Nióbio
Nd:YAG	Neodímio: ítrio alumínio granada
nm	Nanometros
P	Fósforo
PRE	Resistência ao pite equivalente
PREN	Número de resistência crítica ao pite equivalente
S	Enxofre
SAF	<i>Sandvick Austenitic Ferritic</i>
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
Se	Selênio
SEM	<i>Scanning Electron Microscope</i>
Si	Silício
Sn	Estanho
Ti	Titânio
UNS	<i>Unified Numbering System</i>
µm	Micrometro
W	Watts
ZAT	Zona Afetada Termicamente

LISTA DE SIMBOLOS

γ	Austenita
λ	Comprimento de onda
α	Ferrita alfa
σ	Ferrita delta
$^{\circ}\text{C}$	Graus Celsius

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	17
2	OBJETIVOS.....	22
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1	O ESTADO DA ARTE.....	20
3.2	MICROESTRUTURA DOS AÇOS.....	23
3.2.1	Ferrita	24
3.2.2	Austenita (γ).....	24
3.2.3	Martensita	25
3.3	PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	26
3.3.1	Cromo.....	27
3.3.2	Níquel	30
3.3.3	O sistema Fe-Cr-Ni	31
3.3.4	Nitrogênio	32
3.4	AÇOS INOXIDÁVEIS E SUAS CLASSIFICAÇÕES	33
3.4.1	Classificações dos aços inoxidáveis	34
3.4.2	Tipos de aços inoxidáveis	35
3.4.2.1	<i>Austeníticos</i>	35
3.4.2.1.1	<i>Exemplos</i> de aços inox austeníticos	37
3.4.2.2	<i>Ferríticos</i>	39
3.4.2.3	<i>Martensíticos</i>	40
3.4.2.4	<i>Duplex</i>	41
3.4.2.5	<i>Superduplex</i>	43
3.4.2.6	<i>Endurecidos</i> por precipitação	45
3.5	SOLDAGEM DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX/SUPERDUPLEX PELO PROCESSO LASER	46
3.5.1	Características gerais da Soldagem a Laser	46
3.5.2	Processo de Soldagem a Laser e o Laser Nd:YAG	47
3.5.2.1	<i>Soldagem</i> a laser no modo pulsado	51
3.5.3	Principais características da soldagem a laser <i>overlapping</i> ("sobreposição de pontos").....	52
3.5.3.1	<i>Do número de pulsos</i>	52

3.5.4	Efeito da potência do laser.....	53
4	MATERIAIS E MÉTODOS	55
4.1	MATERIAIS.....	55
4.2	MÉTODOS	58
4.2.1	Soldagem	58
4.2.2	Metalografia	60
4.2.3	Ensaio de microdureza Vickers (HV)	61
4.2.4	Ensaio de tração	61
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	63
5.1	ENSAIOS DE MICRODUREZA.....	63
5.2	ENSAIOS DE TRAÇÃO	76
5.3	MICROSCOPIA ÓTICA.....	80
6	CONCLUSÕES	88
6.1	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	88
	REFERÊNCIAS	86

1 INTRODUÇÃO

De acordo com a Associação Brasileira do Aço Inoxidável - ABINOX (2015) a presença do aço inox nos mais variados setores da atividade humana é tão extensa e comum que a maioria das pessoas não percebe o quanto interagem com esse centenário material, direta ou indiretamente, durante o dia a dia. Do acordar, ao café da manhã, do almoço ao jantar, entre as atividades de casa e trabalho, até nas horas de descanso, em algum momento, o inox está presente proporcionando conforto, saúde e bem estar.

A ABINOX cita ainda que resistente e higiênico, o inox tornou-se obrigatório em grande variedade de aplicações, que vão do utensílio e eletrodomésticos ao transporte, indústria farmacêutica, de alimentos e bebidas, à arquitetura, energia, óleo e gás, papel e celulose, entre outras. Não importa a utilização, o inox está presente tanto em parafusos aos gigantescos equipamentos das usinas sucroalcooleiras e das indústrias petroquímicas; ou nas tubulações de gás e carrocerias de modais de transporte, como o Metrô. Nesse sentido, o aço inox é referência em versatilidade, estética e um ícone da indústria moderna.

Os aços superduplex UNS S32750, metal base utilizado neste trabalho, apresentam uma matriz estrutural binária de ferrita/austenita, com proporção 50/50%, sendo a ferrita responsável pelas boas qualidades mecânicas e a austenita responsável pelas qualidades de resistência a corrosão. Porém, quando da necessidade de soldagem desses materiais, descobriu--se que o processo causava um desbalanceamento da proporção ideal de 50/50% de ferrita/austenita, o que acarretava em perda de alguma das características que se buscava na utilização desses aços. Com isso, iniciaram-se diversas pesquisas sobre processos de soldagem em aços inoxidáveis duplex/superduplex, ganhando grande enfoque os processos de soldagem a laser.

De acordo com Camarinha (2013), o processo de soldagem a laser é caracterizado pela fusão localizada da junta através de seu bombardeamento por

feixe de luz concentrada, coerente e monocromática de alta intensidade, o fóton. Os feixes são de alta intensidade e suficientes para fundir parte do material da junta no ponto onde o feixe está localizado no material, causando um furo, *keyhole*, que penetra profundamente no metal base.

Os processos de soldagem nos corpos de prova foram realizados com o uso de uma fonte laser Nd:YAG, modelo UW 150 A, pertencente ao Laboratório de Soldagem Laser, do Departamento de Engenharia, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - FEIS/UNESP.

Com o objetivo de se preservar os valores de microdureza Vickers e de resistência mecânica, no metal de solda, foram utilizadas ligas com alta taxa de Níquel, como o Inconel e o Hastelloy. Ainda com esse mesmo objetivo, foram utilizados gases de proteção no processo de soldagem autógena, como argônio e o nitrogênio, pois, de acordo com Paiva et al. (2014), o nitrogênio atua como estabilizador da austenita - aumentando a resistência mecânica e a resistência à corrosão.

2 Objetivos

O presente trabalho teve por objetivo a utilização do processo de soldagem autógena por laser pulsado Nd:YAG no aço inoxidável superduplex UNS S32750, com a adição de elementos gamagênicos como as ligas de níquel Inconel e Hastelloy, e do gás nitrogênio, como forma de manter as propriedades mecânicas e microestruturais da junta soldada. A seguir são apresentados os principais dados investigados durante a realização desta pesquisa:

- analisar a resistência mecânica nos diversos tipos de soldagem através de ensaios de tração da junta soldada;

- traçar os perfis de microdureza Vickers, nas direções paralela e perpendicular à superfície dos cordões de solda;

- analisar a microestrutura do metal de solda nas condições estudadas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

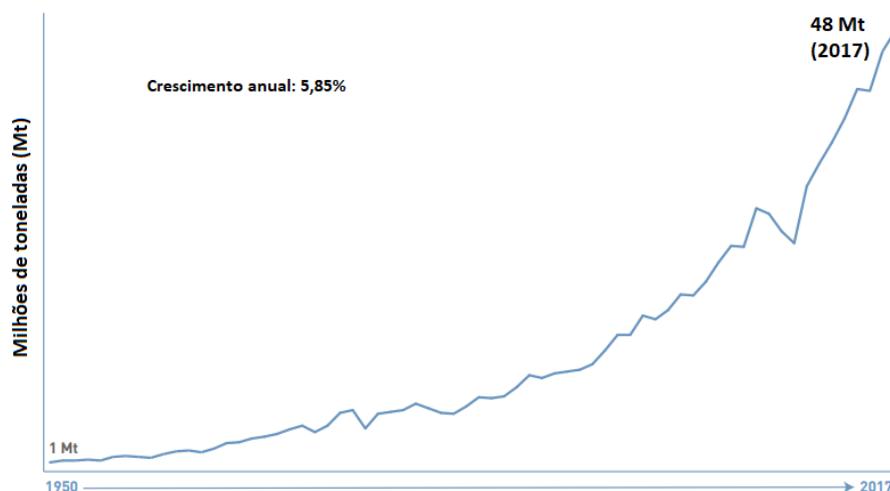
3.1 O ESTADO DA ARTE

O surgimento do aço inoxidável no mercado na década de 1910 introduziu uma nova classe de materiais com boa resistência à corrosão, com aplicações fundamentalmente voltadas para a indústria alimentícia e médica. No entanto, os constantes desenvolvimentos realizados, tanto para melhorar as propriedades como para diminuir o preço, possibilitaram o uso de aços inoxidáveis nos ambientes domésticos, trabalho e lazer: desde objetos decorativos, cozinhas industriais até a arquitetura (OCHOA, 2007)

O descobrimento dos aços inoxidáveis significou um grande avanço no desenvolvimento de materiais resistentes à corrosão e à oxidação (PADILHA; GUEDES, 2004). Os aços inoxidáveis são, basicamente, ligas de ferro- cromo. De acordo com o Manual Técnico de Aço Inoxidável (2011) outros materiais atuam como elementos da liga, mas o cromo é o mais importante e sua presença é indispensável para conferir a resistência à corrosão desejada.

De acordo com o International Stainless Steel Forum - ISSF (2018), cerca de 48 milhões de toneladas de aço inoxidável foram produzidas em todo mundo, sendo que, no Brasil, de acordo com a ABINOX, esse valor chegou a 332,8 mil toneladas de aços planos, e a 10,6 mil toneladas de aços inoxidáveis longos, como pode ser observado nas figuras 1 e 2.

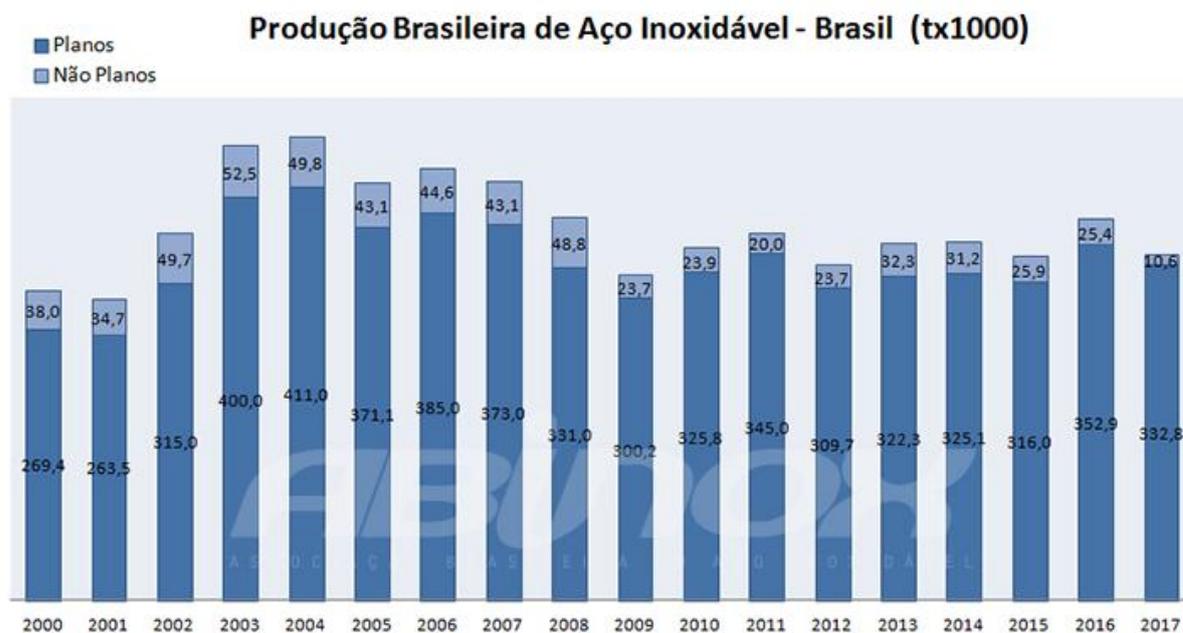
Figura 1 - Produção Mundial de Aço Inoxidável



Fonte: adaptado de ISSF (2018).

Figura 2 - Produção brasileira de aço inoxidável

Produção Brasileira

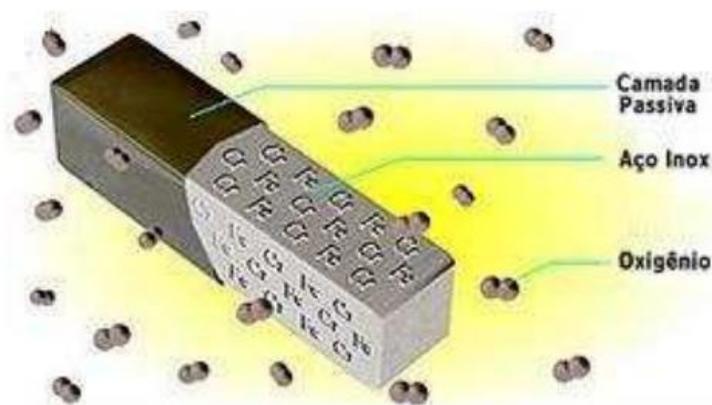


Fonte: ABINOX (2018).

Para Sanches (2009) os aços inoxidáveis são aços de alta liga, geralmente contendo cromo, níquel e molibdênio em sua composição química. Eles são, na realidade, aços oxidáveis, isto é, o cromo presente na liga oxida-se em contato com o oxigênio do ar, formando uma película, muito fina e estável, de óxido de cromo. Para que a película de óxido seja efetiva na proteção contra a corrosão, o teor mínimo de cromo no aço deve estar em torno de 12%. Uma apresentação sobre os elementos de liga nos aços inoxidáveis, como o cromo, níquel, e outros elementos, é feita no capítulo 4.

Essa camada de óxido de cromo na superfície da liga forma uma “barreira invisível”, impermeável e antiaderente a esses meios oxidantes. Nestas condições a liga é considerada como “passiva”, pois o metal sob a camada de óxido está protegido contra o ataque de diversos meios corrosivos, particularmente aqueles oxidantes. A camada protetora, ou filme passivo, é formada espontaneamente pela exposição do metal ao ar ou, mais rapidamente, pelo uso de um tratamento de passivação, que consiste na imersão do material, por poucos minutos, em uma solução oxidante (por exemplo, uma solução de ácido nítrico com concentração entre 10% e 50%). Essa camada de óxido de cromo é altamente estável, homogênea. A Figura 3 representa a formação dessa camada passiva de óxido de cromo.

Figura 3 - Formação da camada passiva de óxido de cromo



Fonte: Lima (2006).

A característica mais importante na escolha de um aço inoxidável para uma determinada aplicação é a resistência à corrosão, acrescida da resistência mecânica, ductilidade, soldabilidade, custo, entre outros fatores (GIRALDO, 2006).

As descobertas e os progressos nas diversas formas de fabricação permitiram o desenvolvimento de aços inoxidáveis de diferentes microestruturas e propriedades químicas e mecânicas. De acordo com Scuracchio (2009) os aços resistentes à corrosão são usualmente classificados com base em sua microestrutura. Os aços alta liga resistentes à corrosão, com alto teor de cromo, são martensíticos ou ferríticos, os ligados ao cromo-níquel são duplex ou austeníticos, e os níquel-cromo são inteiramente austeníticos. Detalhes sobre estes tipos de aços são apresentados no capítulo 5.

Com o crescente avanço das atividades de exploração e produção de petróleo *offshore*, e o aumento da produtividade em meios mais agressivos, aumentou-se a procura por materiais que possuam elevadas propriedades mecânicas, assim como uma excelente resistência à corrosão em contato com estes meios. Para este campo de aplicação existem as ligas de aço inoxidável duplex e superduplex. Os AID (Aços Inoxidáveis Duplex) e os AISD (Aços Inoxidáveis Superduplex) são materiais que aliam uma alta resistência á corrosão com valores elevados de resistência mecânica (Muthupandi, 2003 apud Souza et al., 2010).

3.2. MICROESTRUTURA DOS AÇOS

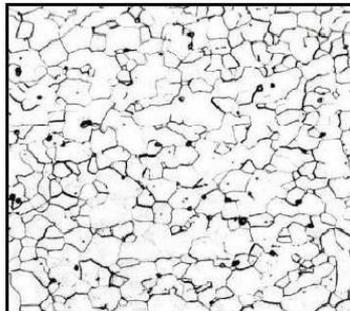
Para se conhecer a estrutura de um aço, é importante o conhecimento prévio de sua microestrutura. Em se tratando especificamente de aços inoxidáveis, foco deste estudo, pode-se citar três importantes microconstituintes desses aços: FERRITA, AUSTENITA e a MARTENSITA.

3.2.1 Ferrita

A ferrita (do latim *ferrum*) é ferro no estado alotrópico alfa (α), contendo, em solução, traços de carbono. Apresenta também uma estrutura de grãos poligonais irregulares. Possui baixa dureza, baixa resistência à tração (cerca de 270 MPA), excelente resistência ao choque e elevado alongamento.

Sua forma cristalina apresenta CCC (Cúbica de Corpo Centrado), a qual é estável a partir da temperatura ambiente até 912 °C e é conhecida como ferro α (o estado alotrópico α , a partir do ferro puro, é obtido a 912 °C), ou ferrita, e também de 1394 °C até a temperatura de fusão do ferro (1530°C), onde é conhecida como ferrita σ (KNOLL, 2009). É essa estrutura cristalina que dá ao aço propriedades magnéticas (material ferromagnético). Sua representação é demonstrada na Figura 4.

Figura 4 - Representação da microestrutura da ferrita (Aço inoxidável AISI 409 recozido por 1 hora a 870° C e resfriado ao ar. Ataque: 10 ml HNO3-10 ml ácido acético -15 ml HCl –2 gotas de glicerol (100x))



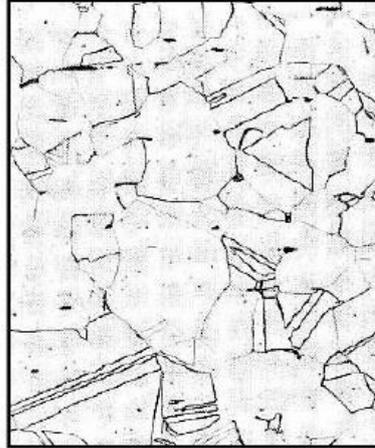
Fonte: Lima (2006).

3.2.2 Austenita (γ)

A fase γ recebe esse nome em homenagem ao metalurgista inglês Robert-Austen. Para Knoll (2009), essa é a outra forma cristalina do ferro, que é estável entre 912 °C e 1394 °C, e sua estrutura é cúbica de face centrada (CFC), sendo também conhecida como ferro γ . Na Figura 5 está representada a sua estrutura, composta de

grãos poligonais irregulares. Possui boa resistência mecânica e boa tenacidade. Não é magnética.

Figura 5 - Representação da microestrutura da austenita (Aço inoxidável AISI 316 recozido a 1035° C. Ataque: H₂O-HCl-HNO₃ (100x))

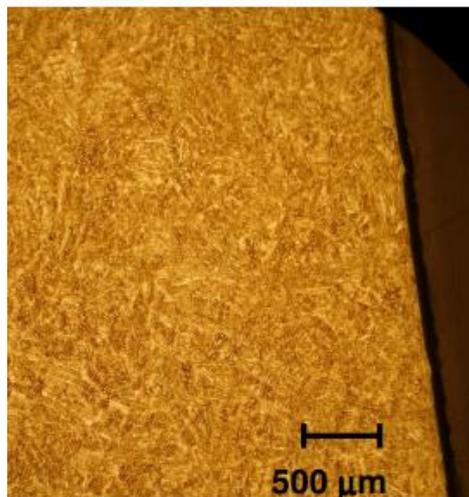


Fonte: Lima (2006).

3.2.3 Martensita

Das várias microestruturas que podem ser produzidas para uma liga de aço, a martensita é a mais dura, a mais resistente e a mais frágil. Sua ductilidade é desprezível (CALLISTER, 2002). Para Van Vlack (2000) como a martensita não possui estrutura cúbica e todo o carbono permanece em solução sólida, o escorregamento não ocorre facilmente e, portanto, a martensita é dura, resistente e não dúctil. A Figura 6 representa a microestrutura do aço inoxidável martensítico CA6NM.

Figura 6 - Representação da microestrutura da martensita do aço inoxidável martensítico CA6NM



Fonte: Adaptado de Scuracchio (2009).

3.3 PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

Elementos de liga são elementos químicos formadores de ligas metálicas, que são materiais de propriedades semelhantes à dos metais, e que contém, pelo menos, um metal em sua composição. A adição desses elementos tem por função alterar as propriedades físicas e mecânicas dos metais, como o aumento na resistência à corrosão, na resistência mecânica, ou melhorar a sua ductilidade, tenacidade ou soldabilidade, por exemplo. Especificamente no caso dos aços inoxidáveis, a adição desses elementos altera a estrutura do aço que, dentre outras propriedades, aumentam a sua resistência à corrosão.

De acordo com Silveira (2013) as microestruturas que classificam os aços inoxidáveis são divididas em dois grupos de elementos de liga: os que estabilizam a austenita e os que estabilizam a ferrita. Os elementos que estabilizam a ferrita são Cr (Cromo), Si (Silício), Mo (Molibdênio), Ti (Titânio) e Nb (Nióbio); já os elementos que estabilizam a austenita são Ni (Níquel), C (Carbono), N (Nitrogênio) e Mn (Manganês).

Os aços inoxidáveis são formados por ligas que contém como materiais principais o Cr e o Ni. Entretanto, outros materiais, e cada um com sua função específica, fazem parte da constituição dos aços inoxidáveis, sendo eles o Si, Mn, Mo, Ti e o Nb. A contribuição de cada uma, na constituição deste aço, é descrita a seguir:

3.3.1 Cromo

O cromo é o elemento essencial, podendo-se dizer que a ciência dos aços inoxidáveis é a ciência do cromo como elemento de liga no ferro (CHIAVERINI, 1988). Ele é o principal componente que atribui resistência à corrosão nos aços inoxidáveis, além de agir como elemento formador de ferrita.

Sua importância é tal nos aços inoxidáveis que Braga (2002) menciona que aço inoxidável é o termo empregado para identificar uma família de aços contendo no mínimo 12% de cromo, que lhes garanta elevada resistência à corrosão.

Para Silveira (2013), o cromo presente na liga oxida-se em contato com o oxigênio do ar, formando uma película muito fina e estável, de óxido de cromo. Ela é chamada de camada passiva e tem a função de proteger a superfície do aço contra processos corrosivos.

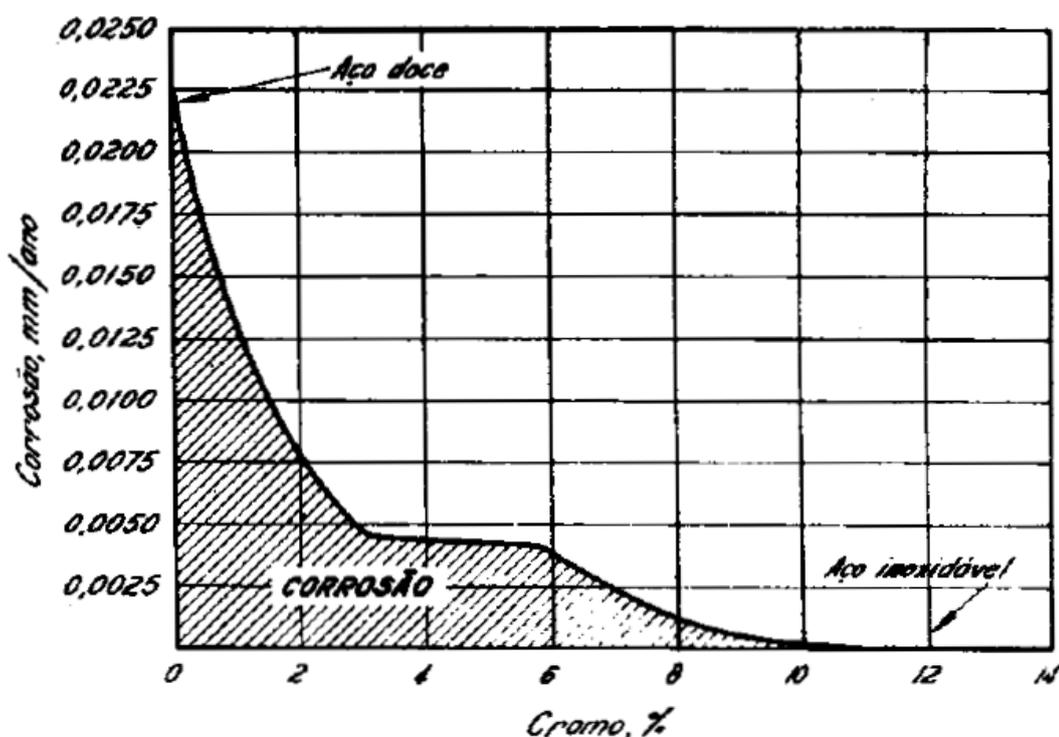
As diversas ligas de aço inoxidável existentes são fabricadas com teores de elementos de liga ajustados minuciosamente, conferindo além de resistência às diferentes formas de corrosão ao aço, também resistência à oxidação em temperaturas elevadas, como a 950 °C, o que é influência direta do alto teor de cromo. (CALLISTER, 2002; CHIAVERINI, 2005 apud SANCHES, 2009, p.18).

Na série eletroquímica, ele é menos nobre que o Fe (Ferro), o que poderia deixar uma liga Fe-Cr menos resistente a corrosão que o Fe em seu estado puro. Concentrações mínimas de cromo, como a quantidade de 5% deste material, tornam a liga Fe-Cr muito mais resistente à corrosão que o aço comum. Contudo, o termo

“aço inoxidável” é utilizado nas ligas Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni que contenham, no mínimo, de 10% a 12% de Cr. De acordo com Ochoa (2007), o teor de cromo de uma liga inoxidável deve estar acima do mínimo necessário para formar uma camada passiva (10,5%).

A Figura 7 ilustra bem o que a presença do cromo, em suas concentrações mínimas, pode causar na liga.

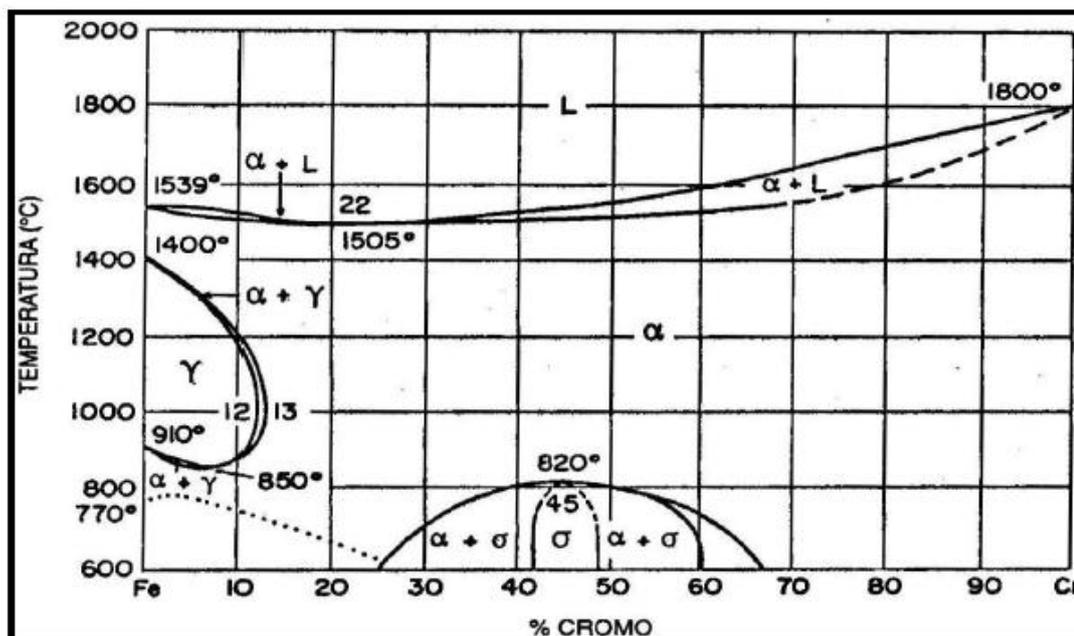
Figura 7 - Gráfico ilustrando a taxa de corrosão (em mm/ano) de acordo com a quantidade de cromo (em %)



Fonte: Chiaverini (1988).

Devido à importância do cromo nas ligas de aços inoxidáveis, e para se facilitar a compreensão de sua estrutura primária, é apresentado o diagrama Fe-Cr (Figura 8). A partir desse diagrama é possível visualizar-se algumas fases presentes na microestrutura dos aços inoxidáveis.

Figura 8 - Diagrama de equilíbrio ferro-cromo



Fonte: Sanches (2009).

Para Padilha e Guedes (2004), no diagrama Fe-Cr, verifica-se que, para qualquer relação Fe-Cr, a solidificação se inicia com a formação de uma fase cúbica de face centrada α , denominada ferrita. A ferrita, quando proveniente da solidificação é habitualmente denominada ferrita δ (ferrita delta). Por ser um elemento ferritizante, o cromo reduz o campo de existência da austenita, estabilizando a ferrita para teores superiores a 13% no sistema Fe-Cr. Desta forma, o campo de existência da austenita neste sistema é limitado a uma faixa de temperatura (850 a 1400 °C) e para teores máximos de cromo de 12%, a partir do qual, a qualquer temperatura, haveria a presença de ferrita. Como se verifica na Figura 8, a temperatura de transformação α/γ que para o Fe situa-se em 910 °C, decresce à medida que se eleva o teor de cromo, até atingir um mínimo a 850 °C, correspondendo a 8% cromo. Teores crescentes de cromo elevam a temperatura de transformação α/γ (ferrita/austenita) progressivamente até 1000 °C, para composições contendo 13% cromo. Os campos de existência de austenita e austenita + ferrita no sistema Fe-Cr podem ser deslocados para maiores teores de cromo na presença de elementos austenitizantes, sendo importantes, neste sentido, os elementos C e N, normalmente presentes em ligas comerciais.

3.3.2 Níquel

O níquel é o responsável por melhorar as propriedades mecânicas nos aços inoxidáveis, pois promove a formação e estabilização da austenita, desenvolvendo um aumento considerável na resistência mecânica do aço. O níquel também aumenta a resistência à corrosão geral em meios não oxidantes e, em pequenas quantidades, melhora a tenacidade e a soldabilidade de ligas ferríticas e martensíticas. O efeito se torna grande na liga quando o teor de níquel é superior a 6%. Ele é maleável e se mistura bem com outros metais. De acordo com Scuracchio (2009) o níquel aumenta a ductilidade, soldabilidade, resistência mecânica a quente, e a resistência à corrosão de maneira geral.

Para Muthupand et al. (2005) a adição de Ni incrementa o percentual de austenita no metal de solda por elevação de sua temperatura inicial de transformação, promovendo o equilíbrio de seu teor. O níquel se apresenta como um metal branco prateado, similar em muitos aspectos ao ferro, porém com uma boa resistência à oxidação e à corrosão. As aplicações dos aços que contêm determinadas quantidades de níquel são bastante difundidas na engenharia em geral, nos casos em que alta resistência e boa ductilidade e tenacidade são exigidas (MARQUES, 2007).

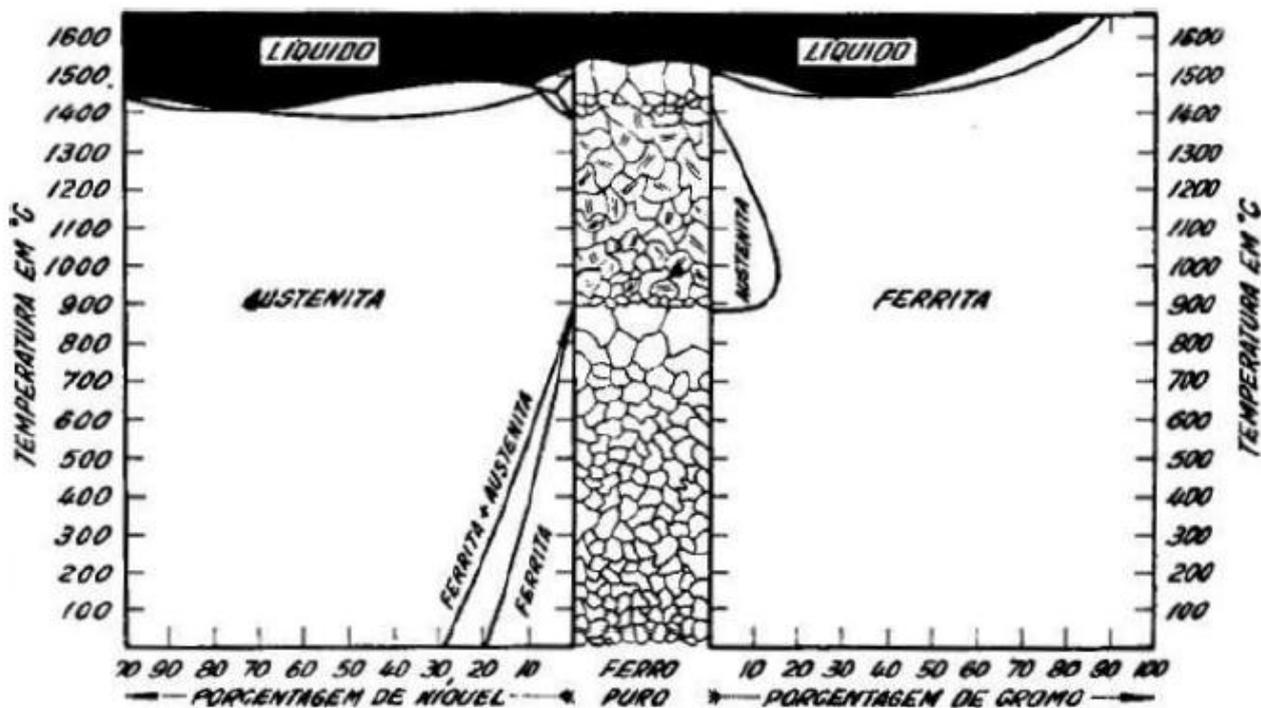
Contudo, além da resistência aos ataques corrosivos à temperatura ambiente, os aços inoxidáveis tem que preservar suas características mesmo em altas temperaturas, ou seja, eles devem ser refratários, devendo apresentar uma adequada resistência à fluência. Neste aspecto, o Ni se torna importante para “criar” estas características nas ligas Fe-Cr-Ni. O Ni promove a formação e a estabilização da austenita CFC (cúbica de face centrada), promovendo uma elevação na resistência mecânica da liga.

3.3.3 O sistema Fe-Cr-Ni

Para se entender as transformações de fases na microestrutura do aço inoxidável, sobretudo com a adição do níquel, é apresentado o sistema Fe-Cr-Ni que, de acordo com Padilha e Guedes (2004), constitui a base dos aços inoxidáveis e resistentes ao calor com matriz predominantemente austenítica. As ligas pertencentes a este grupo podem apresentar, no estado bruto de fundição, estrutura parcialmente ferrítica ou totalmente austenítica. Além da ferrita e da austenita, pode ainda estar presente a fase sigma. Para Sanches (2009), alguns aços inoxidáveis, como os austeníticos, são também chamados de ligas Fe-Cr-Ni, pelo teor deste último elemento que, inclusive, é um estabilizador da fase austenita.

Na Figura 9, pode-se observar o efeito do Ni e do Cr na transformação alotrópica do ferro, onde lado a lado os diagramas de constituição dos sistemas Fe-Cr e Fe-Ni mostram que qualquer dos elementos adicionados cancela a alotropia do Fe e a influência estabilizadora de ambos sobre a ferrita (Cr) e a austenita (Ni). Quando estão presentes, percebe-se que ambas as formas alotrópicas do Fe podem se desenvolver, nas suas respectivas temperaturas, com o Ni se comportando de forma mais decisiva para isso.

Figura 9 - Comparação do sistema Fe-Cr e Fe-Ni sob a influência da transformação alotrópica do Fe



Fonte: Chiaverini (1988).

3.3.4 Nitrogênio

De acordo com Braga (2002), o uso e a influência do nitrogênio no aço inoxidável têm sido motivo de muita investigação durante as últimas três décadas. Considerando a função do nitrogênio nos aços inoxidáveis, é importante lembrar que, em aços carbono comum, ligas de aços e nos aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos, este elemento é geralmente considerado uma indesejável impureza. De outro modo, nos aços inoxidáveis austeníticos e duplex o nitrogênio é geralmente considerado um valioso elemento de liga. No caso dos aços duplex, cromo e molibdênio, formadores de ferrita, são balanceados com os formadores de austenita, níquel e nitrogênio, para a obtenção da estrutura austenítica-ferrítica (OLIVEIRA JÚNIOR, 2013).

O nitrogênio atua como forte formador de austenita, aumentando a resistência mecânica do aço. Para o caso específico de dois tipos de aços inoxidáveis, Paiva et

al. (2014) menciona que o nitrogênio é adicionado em ligas de aço inoxidável duplex e aço inoxidável superduplex para estabilizar a austenita aumentando a resistência mecânica e a corrosão.

Contextualizando o uso do nitrogênio, Sales, Westin e Colegrove (2016) em seu processo de pesquisa de soldagem de aço duplex pelo processo GTAW, confirmam que os “altos teores de nitrogênio no gás base da solda mostrou mais formação de austenita e de significativo aumento na resistência à corrosão por pites quando comparado com o argônio puro”. Essa afirmação é confirmada por Santos et al. (2016) ao mencionarem que o nitrogênio, quando adicionado à liga, aumenta a resistência à corrosão por pites, a resistência mecânica e o teor de austenita.

Em seu trabalho de pesquisa com a adição de nitrogênio e níquel na soldagem de aço inoxidável duplex, Muthupand et al. (2005) concluíram que a adição destes elementos durante o processo de soldagem por feixe de elétrons e feixes de laser produz soldas com aceitável balanço ferrita-austenita, e pode ser praticado industrialmente, se forem implantados os meios adequados para a introdução destes elementos.

3.4 AÇOS INOXIDÁVEIS E SUAS CLASSIFICAÇÕES

3.4.1 Classificações dos aços inoxidáveis

De acordo com Sanches (2009) um específico ajuste e variação da composição dos elementos de liga nesses aços aumentam ou diminuem uma determinada propriedade, o que gera uma vasta empregabilidade dos aços inoxidáveis, fato de grande atratividade para a indústria em geral, surgindo assim a sua necessidade de identificação. Foi criado, então, um sistema de numeração do *Unified Numbering System* (UNS), desenvolvido por organizações internacionais de normatização, tais como a *Society of Automotive Engineers* (SAE), a *American Society for Testing and Materials* (ASTM), e a mais comum no Brasil, a *American Iron and Steel Institute* (ASM, 1987; SEDRIKS, 1996 apud SANCHES, 2009, p. 20).

Os exemplos abaixo mostram alguns tipos de aços inoxidáveis e suas respectivas numerações:

- Aços austeníticos: 304/S30400 (1.4301), 304 L / S30403 (1.4306), 316/S31600 (1.4401) e 316 L/ S31603 (1.4404);
- Aços martensíticos: 420 (1.4028), 431 (1.4057);
- Aços ferríticos: (1.4003) e 430 (1.4016);
- Aços duplex: 2205 (1.4462) e 1.4501

3.4.2 Tipos de aços inoxidáveis

3.4.2.1 Austeníticos

São os aços mais conhecidos e estudados (SANCHES, 2009).

Os aços inoxidáveis austeníticos tem estrutura CFC, contendo altos teores de estabilizadores da fase austenita: Níquel, Manganês, Cobre, Carbono e Nitrogênio. Sua composição de Cromo e Níquel varia entre 16 a 26% e 6 a 22%, respectivamente (LIMA, 2006). Para Padilha e Guedes (2004), a ampla utilização dos aços inoxidáveis austeníticos deve-se a uma combinação favorável de propriedades, tais como: resistência à corrosão e à oxidação, resistência mecânica à quente, trabalhabilidade e soldabilidade.

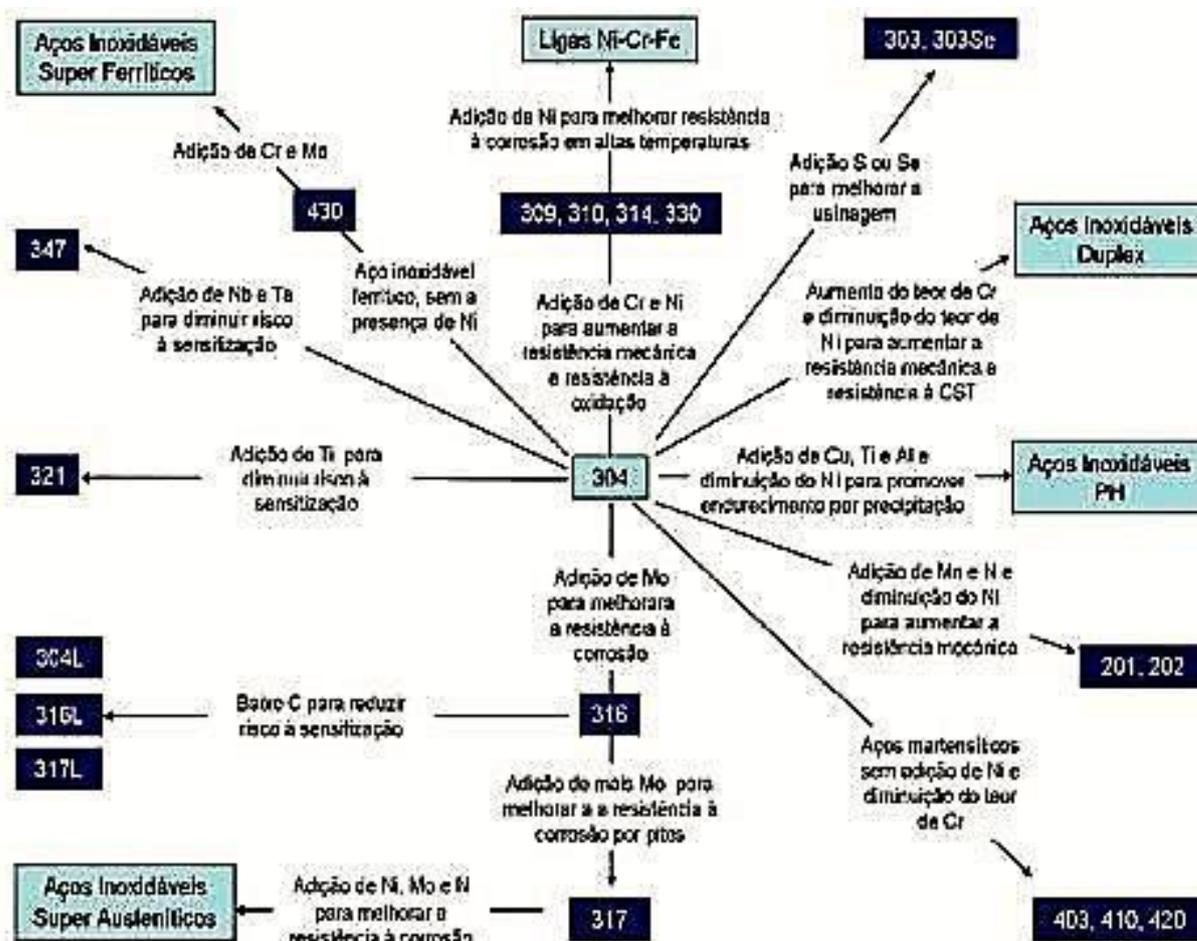
De acordo com Cunto (2005), os aços inoxidáveis austeníticos:

- são ligas não magnéticas, e sua estrutura CFC é idêntica à do ferro a altas temperaturas;
- têm excelente ductilidade, capacidade de conformação e tenacidade, mesmo em temperaturas criogênicas, podendo ainda serem substancialmente endurecidos por trabalho a frio;
- os aços austeníticos com baixa quantidade de elementos de liga (aço 301, por exemplo) podem tornar-se magnéticos devido à transformação para martensita quando há suficiente trabalho a frio, deformação intensa ou operações de usinagem e conformação;
- do ponto de vista de resistência à corrosão, os austeníticos têm, em geral, melhor comportamento que os demais. Esta melhor resistência está relacionada com a mudança na estrutura promovida pela presença do níquel.

- o aço inoxidável austenítico mais popular, por exemplo, é o aço 304, que contém basicamente 18% de cromo e 8% de níquel, com um teor de carbono limitado a um máximo de 0,08%. Ele tem grande aplicação nas indústrias químicas, farmacêuticas, petroquímicas, do álcool, aeronáutica, naval, de arquitetura, alimentícia e de transporte. É também utilizado em talheres, baixelas, pias e revestimentos de elevadores. Porém, em determinados meios, especialmente naqueles que contêm íons cloreto, o aço inoxidável 304 mostra propensão à corrosão por pite. A Figura 10 mostra as modificações de composição a partir do aço inoxidável 304.

Para Matheus (2006), os aços inoxidáveis austeníticos são adequados para trabalho a elevadas temperaturas, até 925 °C. São refratários.

Figura 10 - Modificações de composição a partir do aço inoxidável austenítico 304, visando propriedades especiais



Fonte: Padilha e Guedes (2004).

3.4.2.1.1 Exemplos de aços inox austeníticos

- 301 e 302 – são facilmente trabalhados e são empregados em ornamentação, utensílios domésticos, fins estruturais, equipamento para as indústrias química, naval, de fabricação de alimentos, de transporte etc.;
- 302 B – devido à presença de silício, possui melhor resistência à formação de casca de óxido a temperaturas mais elevadas, sendo normalmente empregado em peças de fornos;

- c) 303 – geralmente são empregados na fabricação de eixos, parafusos, porcas, peças de carburador, buchas, válvulas etc.;
- d) 304 – este tipo é menos suscetível à corrosão intercrystalina, por apresentar baixo teor de carbono; é utilizado em equipamentos para processamento de alimentos e recipientes criogênicos;
- e) 308 – maior resistência à corrosão que o 18-8 (Cr-Ni); é aplicado em fornos industriais e em eletrodos de solda.
- f) 309 – apresenta boa resistência mecânica e à oxidação a altas temperaturas. É aplicado a equipamentos da indústria química, peças de fornos, estufas, peças de bombas etc.;
- g) 309 S – devido ao baixo teor de carbono permite a soldagem com menor risco de corrosão intercrystalina;
- h) 310 – possui boa estabilidade à temperatura de soldagem, sendo, portanto, aplicado a eletrodos de solda, equipamentos para indústria química, peças de fornos e estufas. Resiste à oxidação até temperaturas de 1050 °C ou 1100 °C;
- i) 316 – é bastante resistente à corrosão química, então é utilizado em equipamentos para indústria química;
- j) 317 – possui resistência à corrosão ainda melhor que o 316; esse tipo de aço também se aplica a equipamentos para indústria química;
- k) 321 e 347 – tipos 18-8 estabilizados contra corrosão intercrystalina a temperaturas elevadas, dessa forma, aplicam-se quando se exige soldagem, como vasos de pressão, juntas de expansão etc.;

- l) 201 e 202 – apresentam resistência à corrosão inferior à dos tipos ao Cr-Ni, porém, geralmente apresentam melhor resistência mecânica a temperaturas elevadas;
- m) 304 N e 316 N – devido à presença de nitrogênio, possuem melhores limites de escoamento e ainda são bastante resistentes à corrosão, resultando em suas aplicações a estruturas como aparelhos de pressão na indústria química.

3.4.2.2 Ferríticos

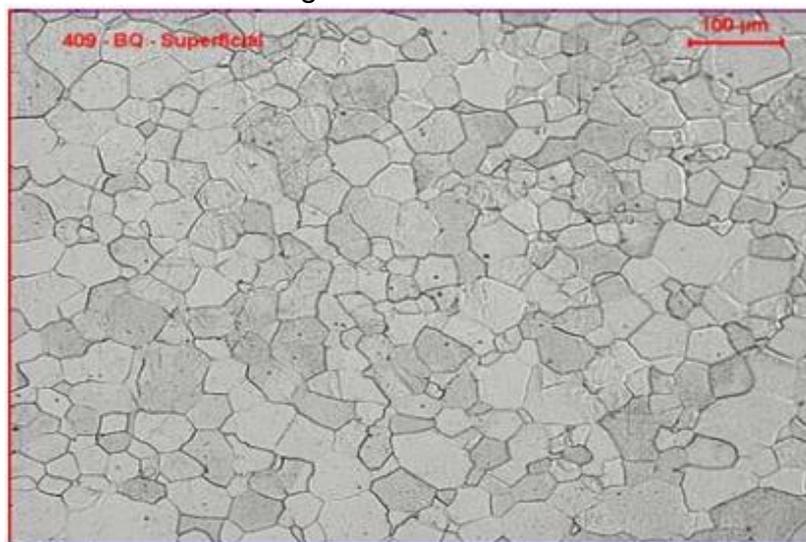
Em seu trabalho de pesquisa sobre os aços inoxidáveis ferríticos, Matheus (2006), faz as seguintes descrições sobre as suas características:

- os aços ferríticos possuem o cromo como seu principal elemento de liga, em teores de 10,5 a 30%, com baixo carbono, no máximo 0,2%. Com isso, a faixa de austenita deixa de existir e estes aços tornam-se não endurecíveis por têmpera;
- podem apresentar teores de Mo, Nb e/ou Ti, todos ferritizantes, mas não contêm Ni;
- apresentam boa resistência à corrosão e boa estampabilidade. Em alguns casos, os aços ferríticos podem substituir os austeníticos;
- os aços ferríticos do tipo 430, sem elementos estabilizantes de ferrita, são os únicos que não são totalmente ferríticos. Com isso, quando resfriados podem apresentar um pequeno endurecimento. Em termos de tratamentos térmicos, o mais usual é um recozimento para alívio das tensões provocadas pela conformação a frio. Com o recozimento, atingem sua máxima ductilidade;

A Figura 11 mostra um exemplo da microestrutura de aço inoxidável ferrítico recozido.

Figura 11 - Microscopia óptica de um aço inoxidável ferrítico, tipo 409, oriundo da laminação a quente no Steckel. Material como recebido. Aumento de 100X.

Reagente de Villela



Fonte: Matheus (2006).

3.4.2.3 Martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos foram os primeiros desenvolvidos comercialmente, sendo usados para fabricação de facas. Este grupo de aços é constituído essencialmente por uma liga de ferro e cromo (OCHOA, 2007). São aqueles em que o carbono está numa concentração tal que permite a formação de martensita, durante o resfriamento, a partir da austenita em altas temperaturas. A martensita é uma fase supersaturada em carbono, frágil e dura (ALCÂNTARA, 2008).

Para Scuracchio (2009) os aços inoxidáveis martensíticos tem sua estrutura graças à têmpera, podendo esta ser ao ar ou em meio líquido. São especificados quando a aplicação requer elevada resistência à tração, à fluência ou à fadiga, combinadas com requisitos moderados de resistência à corrosão e utilizações em até 650 °C. Entre suas aplicações estão turbinas a vapor, motores a jato, turbinas a gás e equipamentos para usinas hidroelétricas. Alguns destes aços encontram aplicações, também, como tubulações de vapor, reaquecedores de geradores a vapor e tubulações superaquecidas utilizadas em refinarias de combustíveis fósseis,

cutelaria, peças de válvulas, engrenagens, eixos, cilindros laminadores, instrumentos cirúrgicos e odontológicos, molas, cames e esferas de rolamentos (MARQUES, 2007).

Suas principais características, de acordo com Matheus (2006), são:

- são ferromagnéticos;
- podem ser trabalhados à quente, especialmente os de baixo carbono;
- têm boa resistência à corrosão. Porém, para os aços com teores mais elevados de carbono, a resistência fica comprometida, o que pode ser compensado pelo maior teor de Cr;
- a adição de Ni melhora a sua resistência à corrosão;
- pode ser melhorada a sua resistência à corrosão, devido à possibilidade de se evitar a precipitação de carbonetos.

3.4.2.4 Duplex

Os aços inoxidáveis duplex são ligas Fe-Cr-Ni-Mo, contendo até 0,30% de átomos de nitrogênio em peso, que apresentam microestrutura bifásica composta por uma matriz ferrítica e pela fase austenítica, sendo que em volume a concentração de ferrita representa em torno de $50\% \pm 5\%$ para um material corretamente balanceado (OLIVEIRA JÚNIOR, 2013). Segundo Martins (2006), a PREN (Número de resistência crítica ao pite equivalente) dos aços inoxidáveis duplex varia de 35 a 40, e suas aplicações são limitadas em função dessa propriedade.

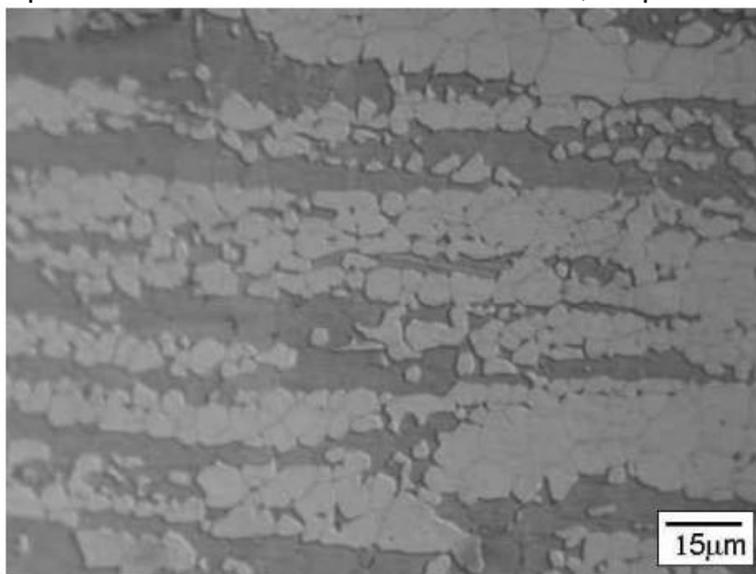
O primeiro aço inoxidável duplex forjado foi produzido na Suécia em 1930, tendo sido utilizado em uma indústria de papel sulfite (ARMAS, 2008). Estes aços possuem uma elevada resistência à corrosão, característica oferecida pela estrutura ferrítica, e elevada resistência mecânica e boa soldabilidade, característica proporcionada pela estrutura austenítica (LIMA, 2006).

De acordo com Marques (2007) os aços inoxidáveis duplex são ligas bifásicas, que possuem aproximadamente a mesma proporção das fases ferrita e austenita. São caracterizados pelo baixo teor de carbono e por adições de molibdênio, nitrogênio, tungstênio e cobre. Os teores típicos de cromo e níquel variam entre 20 e 30%, e 5% e 8%, respectivamente. O autor cita ainda que graças à sua elevada resistência mecânica, os aços inoxidáveis duplex podem ser utilizados com menores espessuras. Sua desvantagem é que não pode ser utilizado em temperaturas acima de 300 °C, sob pena de perder algumas de suas características mecânicas, sobretudo a tenacidade.

Para Silveira (2013), os aços inoxidáveis duplex são principalmente utilizados por dois motivos: a sua resistência à corrosão em ambientes típicos nas operações *onshore* e *offshore*, e a sua alta resistência mecânica. Os aços inoxidáveis duplex têm sido amplamente utilizados em muitas áreas além da petroquímica, como em plantas de dessalinização, aplicações automotivas e indústria de papel e celulose. O aço inoxidável duplex se mostra mais resistente à corrosão em relação aos aços inoxidáveis convencionais quando em contato com os licores preto e verde, estes últimos constituídos principalmente de hidróxido de sódio (NaOH) e sulfeto de sódio (Na₂S).

A Figura 12 mostra a microestrutura austenítica-ferrítica do aço inoxidável duplex.

Figura 12 - Micrografia ótica mostrando a estrutura austenítica-ferrítica do aço inoxidável duplex em forma de laminado a quente. As áreas escuras e as claras correspondem às fases ferrítica e austenítica, respectivamente



Fonte: Armas (2008).

3.4.2.5 Superduplex

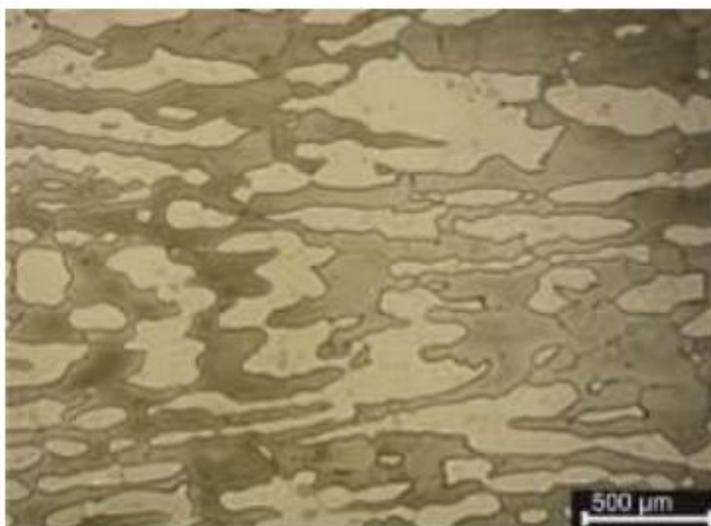
O crescente avanço das atividades de exploração e produção de petróleo offshore e o aumento da produtividade em meios mais agressivos alavancaram a procura por materiais que possuam elevadas propriedades mecânicas, assim como uma excelente resistência à corrosão em contato com estes meios. No amplo campo dos aços inoxidáveis existentes, as ligas de AISD se destacaram por aliar estas propriedades, sendo também procuradas por outros segmentos industriais (SOUZA, et al., 2010).

Para Paiva et al. (2014) os AISD são materiais que aliam altos valores de resistência mecânica com elevados níveis de resistência à corrosão. Por tal motivo, esta família de aços inoxidáveis é muito utilizada em componentes de processo na indústria *offshore*. Aços inoxidáveis duplex de alta liga são comumente designados por superduplex (SENATORE; FINITO; PEREA, 2007).

De acordo com Martins (2006) os aços inoxidáveis superduplex, além de reunirem todos os pré-requisitos dos aços inox duplex, possuem uma PREN maior que 40. Isso significa que esses materiais resistem mais a ataques químicos, principalmente aqueles provocados por soluções aquosas contendo íons halogênios (elementos pertencentes à família 7^a da tabela periódica), destacando-se entre eles o íon cloreto, muito frequente na água do mar.

O aço inoxidável superduplex apresenta características de aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos em apenas um material, e nesta forma possuem mais resistência mecânica e à corrosão que os aços inoxidáveis austeníticos convencionais. Ele é caracterizado por ter uma estrutura mista e com proporções iguais de austenita e ferrita (BORDINASSI, 2006). Uma representação da microestrutura desse aço é demonstrada na Figura 13.

Figura 13 - Microscopia Óptica do aço UNS S 32760 (Superduplex), mostrando as formas alongadas de austenita (fase clara) na matriz ferrita (fase escura), ataque Villela



Fonte: Santos (2016).

Como exemplo prático foi utilizado o aço inoxidável superduplex UNS S32750. Segundo Senatore, Finito e Perea (2007), o UNS S32750 (SAF 2507) apresenta elevada resistência à corrosão comparável aos superausteníticos que possuem entre 5 e 6% de molibdênio. A tabela 1 mostra a composição química

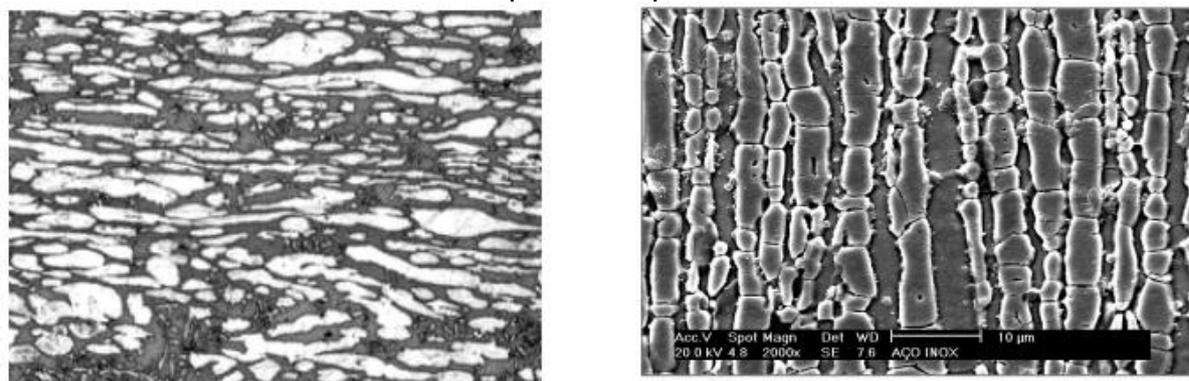
desse aço. Sua microestrutura com os detalhes das fases austenítica e ferrítica é representada na Figura 14.

Tabela 1 - Composição química do aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507)

UNS	%C _{máx}	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%Cu
S32750	0,030	0,8	1,2	25	7	4,0	0,30	-

Fonte: Adaptado de Rossi, Rocha e Neves (2013).

Figura 14 - Imagens óticas do aço inoxidável superduplex UNS 32750. (a) Imagem obtida por microscopia óptica com ataque Behara: a matrix (áreas escuras) é composta de ferrita, e as regiões claras são austenita; (b) Imagem obtida por MEV ataque eletroquímico



(a)

(b)

Fonte: Rossi, Rocha e Neves (2013).

3.4.2.6 Endurecidos por precipitação

Para Beraldo (2013) os aços inoxidáveis endurecidos por precipitação, conhecidos desde 1930, são utilizados quando é necessário que se tenha resistência mecânica associada com resistência à corrosão elevada. Eles são geralmente fornecidos na condição martensítica, e a precipitação se dá por um tratamento complementar de envelhecimento. O endurecimento por precipitação é conseguido através da adição de elementos de liga como cobre, titânio, nióbio e alumínio.

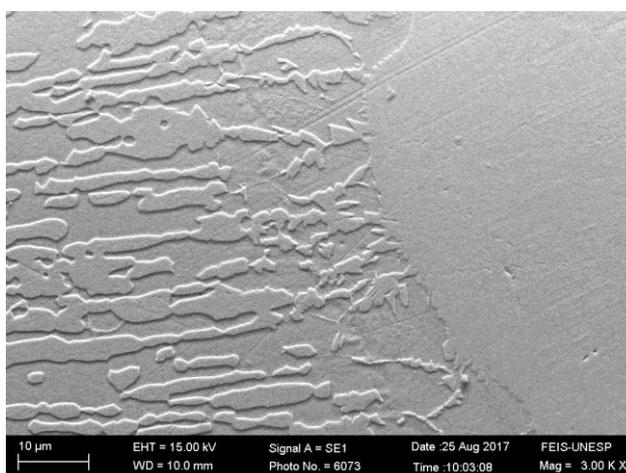
3.5 SOLDAGEM DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX/SUPERDUPLEX PELO PROCESSO LASER

3.5.1 Características gerais da Soldagem a Laser

Com o progresso na fabricação de novos materiais, a necessidade por soldagem de formas complexas com várias aplicações é uma forte demanda da indústria. A soldagem a laser é usada extensivamente devido à pequena e estreita área de soldagem. Devido à estreita área de focalização do feixe do laser, é produzido um baixíssimo aquecimento de entrada no cordão de solda, o que, por sua vez, cria uma área de ZAT (Zona Afetada Termicamente) muito estreita (MOUSAVI; SUFIZADEH, 2009). Fato este confirmado por Sathiya e Abduljaleel (2010) ao relatarem que a soldagem a laser é usada em aplicações industriais devido à sua alta velocidade de soldagem, baixo aquecimento de entrada e pequena ZAT.

Os aços inoxidáveis são frequentemente soldados a laser em processos industriais. Estas técnicas produzem boas propriedades metalúrgicas e possibilita o controle dimensional, alta produtividade, e a possibilidade de automação (ZAMBON; BONOLLO, 1994). Na Figura 15 está representada a estrutura do aço superduplex UNS S32750 após o processo de soldagem a laser.

Figura 15 - Estrutura do aço superduplex UNS S32750 após a soldagem a laser



Fonte: Próprio autor

Atualmente com a pesquisa e o desenvolvimento tecnológico é possível encontrar diversos tipos de lasers aplicados no setor de processamento de materiais, tais como: laser de gás carbônico CO₂ ($\lambda = 10,6 \mu\text{m}$), laser de neodímio (Nd:YAG) ($\lambda=1,06 \mu\text{m}$) e laser de fibra (fibra óptica dopada com elementos de terras raras, érbio por exemplo) bombardeados por diodo com alta potência, entre vários outros disseminados nas mais diversificadas áreas e aplicações. Entretanto, por ser objeto deste estudo, concentrar-se-á no processo de soldagem por Laser Pulsado Nd: YAG.

3.5.2 Processo de soldagem a laser e o laser Nd:YAG

O processo de soldagem a laser, com um exemplo de macrografia representado na Figura 16, é caracterizado pela fusão localizada da junta através de seu bombardeamento por feixe de luz concentrada, coerente e monocromática de alta intensidade, o fóton. Os feixes são de alta intensidade e suficientes para fundir parte do material da junta no ponto onde o feixe está localizado no material, causando um furo, *keyhole*, que penetra profundamente no metal base (CAMARINHA, 2013). Durante este processo, a alta energia do feixe de laser rapidamente derrete a superfície da peça de trabalho. O feixe de laser evapora e ioniza o material derretido, criando uma nuvem de plasma com uma dimensão variável dependendo das características do feixe de laser, bem como das condições e propriedades estabelecidas dos parâmetros do processo, e a atmosfera circundante (SATHIYA; ABDULJALEEL, 2010). Esta afirmação também é mencionada por Zambon e Bonollo (1994) ao mencionarem que a alta e localizada energia gerada pelo feixe de laser na peça de trabalho resulta na vaporização do metal, e a formação do assim chamado *keyhole*; um vapor de metal preenche a cavidade da poça de fusão.

Figura 16 - Macrografia de um exemplo de soldagem a laser



Fonte: Próprio autor

Para Mello Junior (2011) a soldagem a laser possui vantagens sobre outros métodos e possui as características a seguir:

- é um processo sem contato;
- não gera raios-X;
- são possíveis velocidades de soldagem acima de 500 mm/s;
- solda seções tão finas quanto 0,025 mm;
- alta densidade de energia e controle da incidência de energia;
- feixe não sofre influência por campos magnéticos;
- dispensa aterramento da peça;
- ZAT muito pequena;
- induz mínimas distorções;
- altas taxas de produção = alta velocidade de soldagem;
- excelente acabamento do cordão de solda;
- fácil automação;
- redução da intervenção de operador e soldador – minimizando falhas.

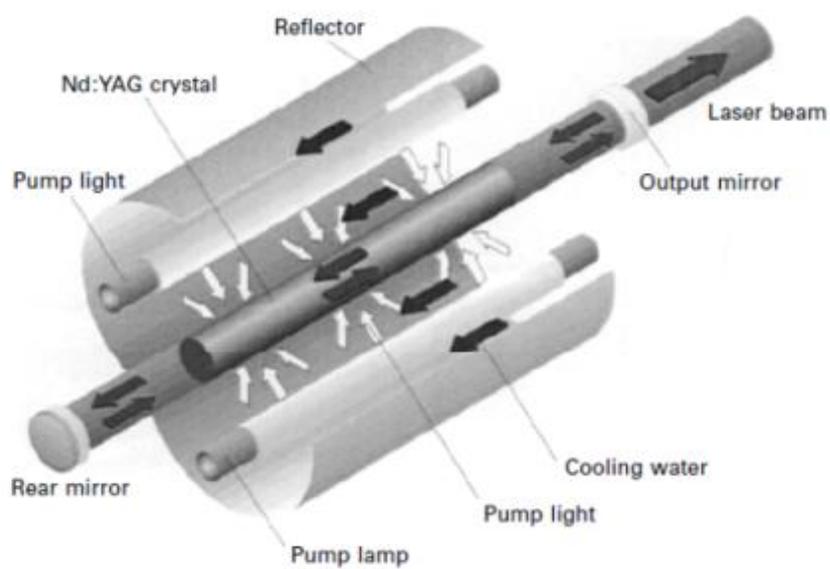
Ainda, como vantagem, segundo Camarinha (2013), a soldagem a laser reduz a rugosidade da superfície soldada.

Dentre as principais desvantagens da soldagem a laser, segundo Carvalho (2012), pode-se citar:

- problemas com refletividade de alguns materiais;
- o investimento inicial do equipamento é relativamente alto, porém pode ser justificado pela alta produtividade ou por melhorias na qualidade da solda.

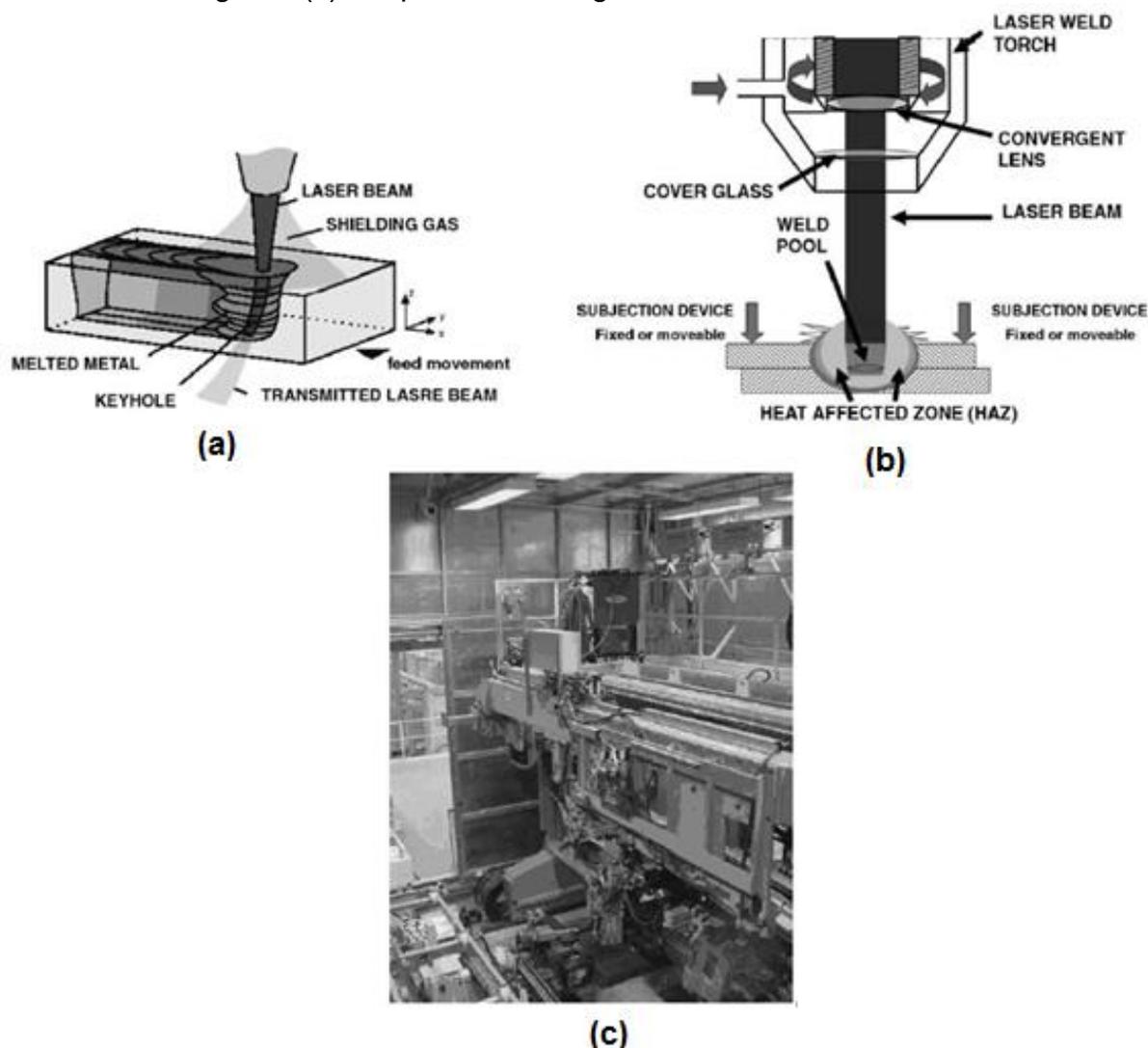
De acordo com Naemm e Brandit (2005), o laser Nd:YAG tem sido comercializado há mais de 30 anos. Os cristais Nd:YAG neste laser podem ser bombardeados usando luz branca pulsada ou, mais eficientemente, usando diodos laser. O laser Nd:YAG é umas das fontes laser mais versáteis utilizadas no processamento de materiais. A relativa robustez e compactação, e a possibilidade de produzir luz com espectro de 1,06 nm para ser transmitida via fibra ótica de sílica para a peça de trabalho, são duas importantes características que contribuem para o seu sucesso. Primeiramente, quando comercializados, os lasers Nd:YAG, operavam principalmente no modo pulsado, onde devido aos altos picos de potência, eram usados nos processos de furação, corte e marcação. Este laser pulsado também pode ser utilizado na soldagem de uma ampla faixa de materiais. A figura 17 ilustra o esquema do laser Nd:YAG. O laser sólido dopado com YAG gera potências da ordem de 3 kW (MELLO JUNIOR, 2011). Na Figura 18 estão representados os fundamentos do processo de soldagem a laser, a representação da “tocha” de soldagem, e uma máquina de solda laser Nd:YAG industrial.

Figura 17 - Esquema do laser Nd:YAG



Fonte: Naemm e Brandit (2005).

Figura 18 - (a) Fundamentos de soldagem a laser; (b) Representação da “tocha de soldagem”; (c) Máquina de soldagem a laser industrial Nd:YAG



Fonte: Ribolla, Damoulis e Batalha (2005).

3.5.2.1 Soldagem a laser no modo pulsado

A soldagem a laser pode ser feita no modo contínuo e no modo pulsado. Entretanto, nesse trabalho é focado o modo pulsado como objeto de estudo, pois, de acordo com Mello Junior (2011), no modo pulsado o laser Nd:YAG é capaz de produzir potências de pico muito altas com curtas durações a valores de potências médias relativamente baixas, por exemplo: potência média de 400 W. Com o laser Nd:YAG é possível produzir potência de pico de 8 kW em 3 milisegundos de duração de pulso. Devido a essa diferença na eficiência de transferência de energia, as

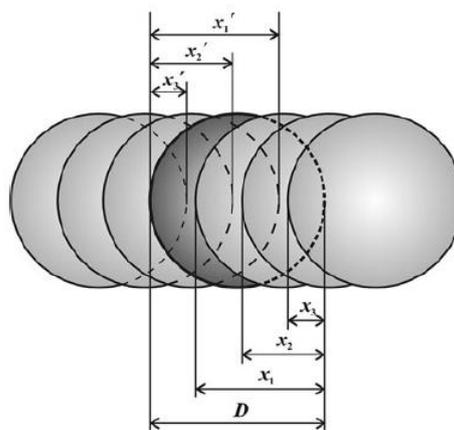
elevadas potências de pico geradas fazem com que o modo pulsado permita soldar uma variedade maior de materiais do que o modo contínuo em faixas equivalentes. O autor completa ainda que o modo pulsado é caracterizado por produzir cordões de solda com taxas de resfriamento extremamente altas, ZAT minimizada e baixa entrega térmica. Este modo é excelente para uniões de peças com seções finas.

3.5.3 Principais características da soldagem a laser *overlapping* (“sobreposição de pontos”)

3.5.3.1 Do número de pulsos

Para Lapsanska, Chmelickova e Hrabovsky (2010) geralmente, a soldagem a laser por pontos é muito mais complicada em comparação à soldagem contínua. Usualmente, mais pulsos afetam a área do tamanho do diâmetro de um feixe na amostra porque o pulso de sobreposição é necessário para alcançar continuamente o fechamento das soldas. O esquema da sobreposição do pulso é representado na Figura 19.

Figura 19 - Esquema da soldagem a laser tipo overlapping



Fonte: Lapsanska, Chmelickova e Hrabovsky (2010).

Concentrando-se no ponto central escuro da Figura 20. Este ponto é sobreposto por outros alguns outros pontos. No entanto, este pulso sobrepõe o mesmo número de pulsos anteriores. O número destes pulsos atingindo a área do ponto escuro depende da distância entre dois pulsos consecutivos e de seu diâmetro

D . A distância d entre dois pulsos consecutivos ($d = D - x1$ na figura 20) é definido por uma frequência f de repetição de pulso, e a velocidade de soldagem v é definida através da seguinte equação:

$$d = \frac{v}{f}$$

Dividindo D por d , subtraindo um, e arredondando o resultado para cima, o número de pulsos N que sobreporá cada pulso pode ser expresso da seguinte forma:

$$N = \text{arredondamento para cima} \left\{ \frac{D \times f}{v} - 1 \right\}$$

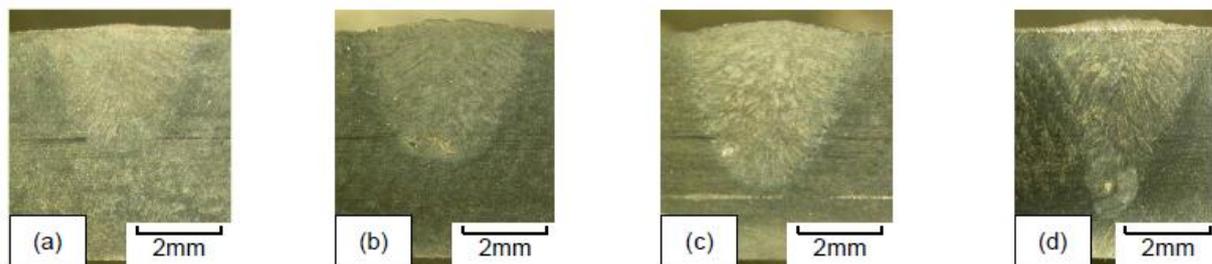
O número de pulsos prévios que são sobrepostos por este pulso é também N . Então, o número total de pulsos N' atingindo o diâmetro D é expresso da seguinte forma:

$$N' = 2N + 1$$

3.5.4 Efeito da potência do laser

Em seu trabalho de pesquisa em soldagem a laser em aço duplex El-Batahgy, Khourshid e Sharef (2011) concluíram que a profundidade de penetração do cordão de solda tem um aumento acentuado como o incremento da potência do laser. Nesse caso, o incremento na profundidade foi de 3,4 mm para 4,7 mm a partir de um incremento na potência de 4 kW para 8 kW. Ou seja, o acréscimo de 100% na potência de soldagem provocou um incremento de 38% na profundidade do cordão de solda. A Figura 20 representa as macrografias obtidas neste experimento.

Figura 20 - Macrografias dos cortes transversais dos cordões de soldagem tipo bead-on-plate usando 0,5 m/mm de velocidade, - 2 mm de distância desfoque⁽¹⁾, 20 l/min Ar e diferentes potências do laser: (a) 4 kW; (b) 5 kW; (c) 7 kW e (d) 8 kW



Fonte: El-Batahgy, Khourshid e Sharef (2011).

⁽¹⁾ Distância de desfoque, posição de focagem, é a distância entre as superfícies das amostras e o ponto focal ótico.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A presente pesquisa foi desenvolvida nos laboratórios da área de Materiais e Processos de Fabricação e no Laboratório de Soldagem da UNESP – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Campus de Ilha Solteira, SP.

4.1 MATERIAIS

O metal base utilizado na pesquisa foi o aço inoxidável Superduplex UNS S32750 na forma de chapas com 3 mm de espessura, adquirida pelo Departamento de Engenharia Mecânica da UNESP, Campus de Ilha Solteira. A partir desta chapa, foram retirados corpos de prova para realização da soldagem e seus respectivos ensaios.

As Tabelas 2 e 3 mostram, respectivamente, a composição química e as propriedades mecânicas do aço inoxidável superduplex UNS S32750.

Tabela 2 - Composição química do aço inoxidável superduplex UNS S32750 (SAF 2507)

UNS	%C _{máx}	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo	%N	%Cu
S32750	0,030	0,8	1,2	25	7	4,0	0,30	-

Fonte: Realum (2017).

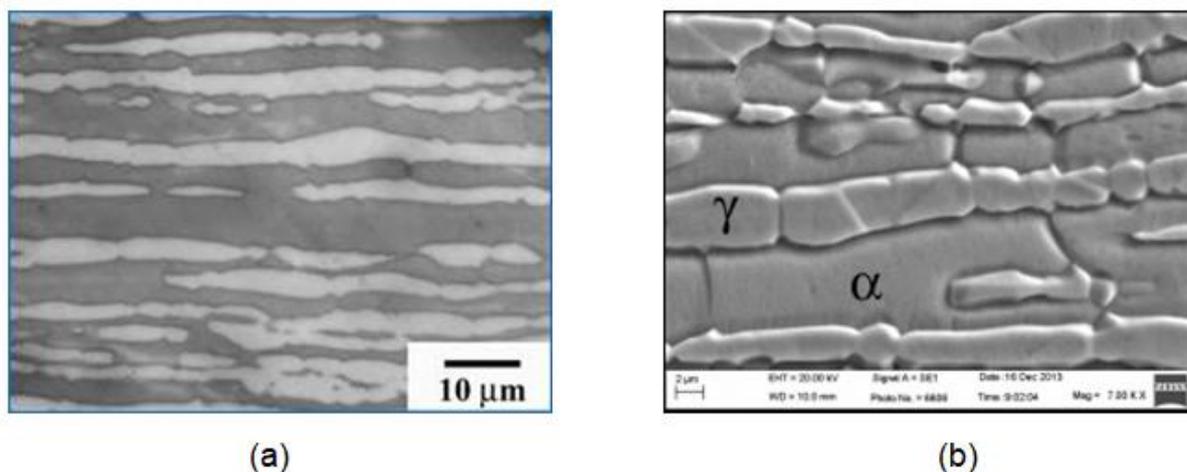
Tabela 3 - Propriedades mecânicas do aço inoxidável superduplex UNS S32750

UNS	Limite Resistência MPa	Limite escoamento MPa	Alongamento (%)	Dureza Vickers (máx)
S32750	800 – 1000	550	25	290

Fonte: Realum (2017).

A Figura 21 mostra micrografias do metal base, aço inoxidável super duplex UNS S32750, onde a fase clara é a austenita (γ) e a fase escura a ferrita (α). Imagens obtidas com o uso do MO (microscópio ótico), na figura a, e do MEV, na figura b.

Figura 21 - Micrografias do metal base. (a) MO (b) MEV



Fonte: Próprio autor

O metal de adição utilizado na soldagem laser foram as ligas de Níquel: Inconel 625 e o Hastelloy C276. O Inconel 625 é uma liga de níquel resistente à corrosão e oxidação, excelente resistência à fadiga, e excelente soldabilidade. É não magnético, além de possuir resistência à fluência de alta ruptura. O Hastelloy C276 é uma liga níquel-cromo-molibdênio, com excelente resistência à corrosão. A Tabela 4 mostra a composição química dessas ligas.

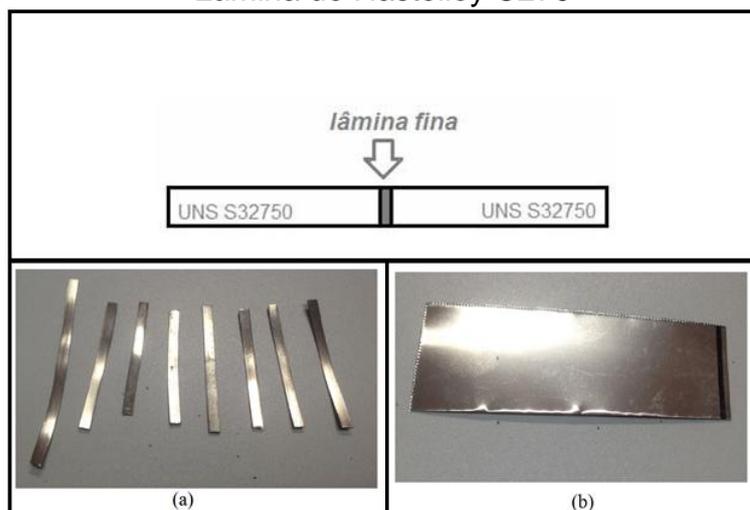
Tabela 4 - Composição química da liga Inconel 625 e da liga Hastelloy C276

Tipo	Denominação	Composição química				LIM RES (MPa)	PREN
		Cr	Ni	MO	Cu		
625	Inconel	21	70	9	***	517	51
C-276	Hastelloy	16	68	16	***	355	68

Fonte: Adaptado de Dalpiaz (2011).

Tanto o Inconel 625 como o Hastelloy C276, metal de adição, foram utilizados na forma de lâminas finas com 100 μm de espessura. Eles foram inseridos entre duas chapas do aço inoxidável superduplex UNS S32750, conforme representação na Figura 22. A Figura 23 representa uma vista da junta soldada com o metal de adição inserido entre duas chapas do aço inoxidável superduplex UNS S32750.

Figura 22 - Esquema representativo da junta soldada com a inserção das ligas de Ni entre as chapas do aço superduplex UNS S32750; (a) Lâmina de Inconel 625 e (b) Lâmina de Hastelloy C276



Fonte: Próprio autor

Figura 23 - Vista superior da junta soldada utilizando-se as ligas de níquel como metal de adição (a) e detalhe do cordão de solda (b)



Fonte: Próprio autor

Como gás de proteção foi utilizado, além do Argônio, o Nitrogênio, considerado gamagênico, pois ele atua como forte formador de austenita,

umentando a resistência mecânica do aço. Para o caso específico de dois tipos de aços inoxidáveis Paiva et al. (2014) menciona que o nitrogênio é adicionado em ligas de aço inoxidável duplex e aço inoxidável superduplex para estabilizar a austenita (γ) aumentando a resistência mecânica e a corrosão.

4.2 MÉTODOS

4.2.1 Soldagem

As soldagens foram realizadas no Laboratório de Soldagem Laser, do Departamento de Engenharia, Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - FEIS/UNESP, utilizando-se uma fonte laser Nd:YAG, modelo UW 150 A, da *United Winners*, na condição pulsado, conforme mostra Figura 24. As características desse equipamento estão mostradas na Tabela 5.

Figura 24 - Equipamento de solda a laser UW 150A pertencente à FEIS/UNESP



Fonte: Próprio autor

Tabela 5 - Características da máquina de soldagem a laser UW 150 A

Modelo	UW 150 A
Tipo de laser	Nd:YAG
Potência máxima de saída	150 W
Energia máxima do pulso	80 J
Largura do pulso	30 ms
Frequência de repetição do pulso	100 pps
Comprimento de onda	1.064 μm

Fonte: Próprio autor

Foram realizadas soldagens laser autógenas (sem metal de adição), do aço inoxidável duplex UNS S32750, com atmosfera protetora de argônio a 15 l/min. Posteriormente, foram repetidas as soldagens com atmosfera protetora de nitrogênio a 15 l/min e 30 l/min. Finalmente foram realizadas soldagens com metal de adição, liga de níquel Inconel 625 e soldagem com adição da liga de níquel Hastelloy C276, buscando sempre um cordão de solda com propriedades mecânicas próximas a do metal base. A tabela 6 mostra nome dos corpos de prova, bem como as condições estudadas em cada um deles.

Tabela 6 – Descrições dos corpos de prova

Amostras	Descrição
DA15	Junta soldada autógena com 15 l/min de argônio
DN15	Junta soldada autógena com 15 l/min de nitrogênio
DN30	Junta soldada autógena com 30 l/min de nitrogênio
DIn	Junta soldada com lâmina de Inconel 625, 15 l/min N ₂
DHa	Junta soldada com lâmina de Hastelloy C276, 15 l/min N ₂

Fonte: Próprio autor

Para avaliar a junta soldada, as chapas foram posicionadas em junta de topo. Foram realizados pré-testes para estabelecer os parâmetros. A energia do pulso (E_p) foi mantida fixa em 30 J, potência de pico de 3 kW, largura temporal (w) de 10 ms, velocidade de soldagem (v) 1 mm/s, e frequência de pulso (f) 3 Hz. Os parâmetros de soldagem laser utilizados no presente trabalho estão descritos na tabela 7.

Tabela 7 – Parâmetros de soldagem

Potência de Pico (P)	3 kW
Largura Temporal (w)	10 ms
Frequência de Pulso (f)	3 Hz
Velocidade de Soldagem (v)	1 mm/s

Fonte: Próprio autor

4.2.2 Metalografia

A preparação dos corpos de prova seguiu procedimentos padrão de ensaio. Eles foram cortados e embutidos em baquelite, tomando as dimensões de 30 mm de diâmetro. Após o embutimento, os corpos de prova foram lixados, como forma de se tratar a sua superfície, eliminando riscos e marcas mais profundas, preparando-a para o polimento. O lixamento seguiu técnica padrão. Cada corpo de prova foi lixado com lixas de granulometria cada vez menor, em etapas sucessivas. Como forma de se eliminar os riscos da lixa anterior, em cada etapa mudou-se a granulometria e a direção da lixa em 90°. Assim, partindo-se do ponto inicial, em 90°, fez-se a troca da lixa por uma de granulometria menor que a anterior, realizando a sua rotação, no sentido horário, em 90° em cada troca. Foram utilizadas as seguintes granulometrias de lixas, consecutivamente: 100, 220, 320, 420, 600, 1200 e 1500.

Após o lixamento, foi realizado o polimento dos corpos de prova. O polimento foi realizado na politriz Polipan-2, da Pantec, com a alumina com 1 μm e 0,3 μm .

Para facilitar a visualização de seus detalhes superficiais, os corpos de prova necessitaram ser “revelados” pelo processo de ataque químico. O ataque químico foi realizado com reagente Behara modificado, composto por: 0,3 a 0,6 g de metabissulfito de potássio, 20 ml de HCl, e 100 ml de H₂O. Cada corpo de prova ficou por aproximadamente 30 segundos imersos nessa solução reagente.

Após o ataque, os corpos de prova passaram pela caracterização macroestrutural com o apoio do estereomicroscópio óptico modelo Discovery V.8, marca Carl Zeiss, e de um software de captura digital das imagens. Pelo software também foi possível a obtenção das medidas dos corpos de prova.

A caracterização microestrutural foi realizada através do Microscópio Óptico (MO) da marca Carl Zeiss, modelo Neophot 21, pertencente ao Laboratório de Microscopia Ótica da FEIS/UNESP e um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) da marca ZEISS, modelo EVO LS15 também pertencente a FEIS/UNESP.

4.2.3 Ensaios de microdureza Vickers (HV)

Os ensaios de microdureza foram realizados no ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S, utilizando-se uma carga de 100 gf (1.000 mN). Nesses ensaios foram traçados os perfis de microdureza Vickers ao longo do cordão de solda e, em suas regiões adjacentes. A distância entre as indentações adjacentes foi de 130 µm.

4.2.4 Ensaios de tração

O ensaio de tração foi realizado nas amostras, retiradas dos corpos de prova, de acordo com os quesitos da Norma Técnica NBR NM 6892/2002. Esta Norma regulamenta os ensaios de tração em materiais metálicos à temperatura ambiente. Como forma de se garantir a sua integridade estrutural, os corpos de prova foram confeccionados pelo processo de eletroerosão a fio. E, a fim de se evitar possíveis pontos de concentração de tensão, os corpos de prova foram retificados antes do

processo de corte. Detalhes dos cortes e dos corpos de prova são representados na Figura 25.

Figura 25 - Detalhes dos cortes (a) e corpos de prova após o corte (b)



(a)



(b)

Fonte: Próprio autor

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 ENSAIOS DE MICRODUREZA

Através da análise de microdureza é possível analisar as propriedades mecânicas de dureza tanto no metal base quanto no cordão de solda.

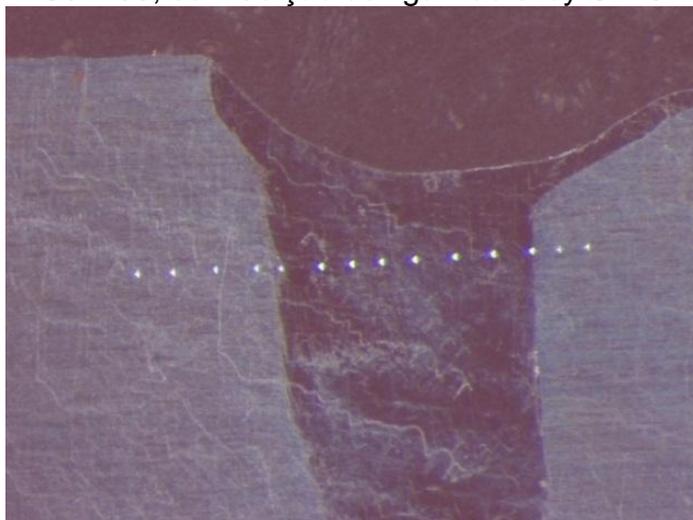
As figuras 26 e 27 representam as formas de medição realizadas no ensaio de microdureza Vickers no aço inoxidável UNS S32750, evidenciando o metal base e a zona fundida, bem como o sentido dos pontos de impressão. A Figura 26 refere-se a soldagem com a adição da liga Inconel 625, e a Figura 27 com a adição da liga Hastelloy C276.

Figura 26 - Representação do ensaio de microdureza Vickers no aço inoxidável UNS S32750, com adição de liga Inconel 625



Fonte: Próprio autor

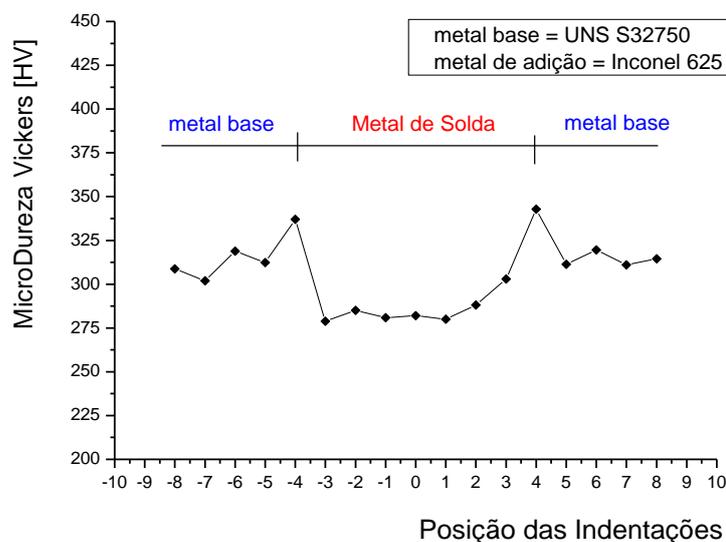
Figura 27 - Representação do ensaio de microdureza Vickers no aço inoxidável UNS S32750, com adição de liga Hastelloy C276



Fonte: Próprio autor

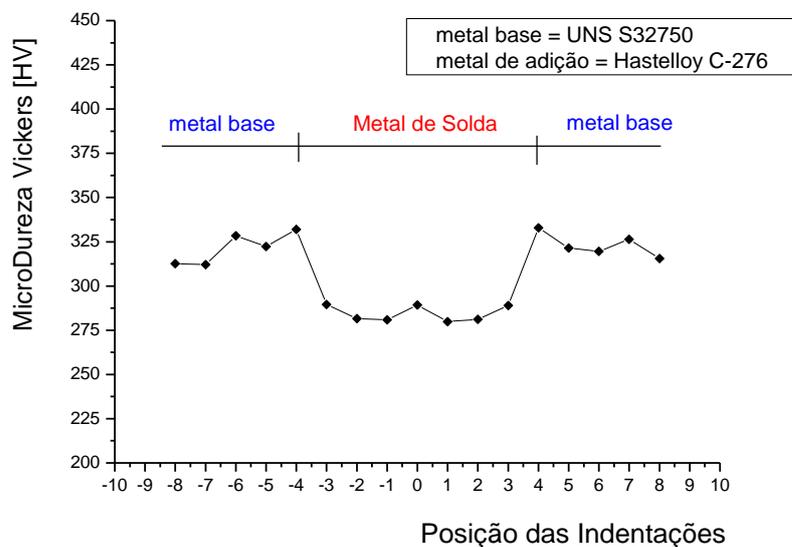
Os gráficos a seguir, representados nas figuras 28 e 29, mostram os valores de microdureza Vickers x pontos de indentação (medição) obtidos em cada uma das regiões analisadas – metal base e metal de solda. Para fins de análise, foram replicados os mesmos valores encontrados do lado direito, do cordão de solda, em seu lado esquerdo – simetria entre os valores. As medições, feitas próximas à superfície, foram realizadas no centro do cordão de solda, e expandida para os lados esquerdo e direito - do cordão para o metal base. Ambas as figuras representam o gráfico de dureza da junta, do aço inoxidável UNS S32750, soldada a laser com a adição de Inconel 625 (Figura 26), e com a adição de Hastelloy C276 (Figura 27).

Figura 28 - Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, com adição de Inconel 625



Fonte: Próprio autor

Figura 29 - Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, com adição de Hastelloy C276



Fonte: Próprio autor

A Tabela 9 mostra os valores de dureza Vickers encontrados em cada um dos 17 pontos de medição dos corpos de prova soldados com metal de adição Inconel 625 e Hastelloy C276, juntamente com os respectivos valores médios e de desvio padrão.

Tabela 8 - Valores de microdureza Vickers de acordo com os pontos de medição. Metal base UNS S32750, e metais de adição Inconel 625 e Hastelloy C276

MICRODUREZA VICKERS (HV)			
(metal base: inox UNS S32750)			
Posição		Inconel	Hastelloy
(Indentação)	MEDIÇÕES	625	C276
-8	1	308,7	312,7
-7	2	302,0	312,1
-6	3	318,9	328,4
-5	4	312,3	322,3
-4	5	337,0	332,0
-3	6	278,9	289,5
-2	7	285,1	281,6
-1	8	280,9	280,9
0	9	282,0	289,2
1	10	280,0	279,9
2	11	288,1	281,1
3	12	303,0	289,0
4	13	342,9	332,9
5	14	311,4	321,4
6	15	319,6	319,6
7	15	311,0	326,4
8	17	314,6	315,6
	MÉDIA	304,5	306,7
	DESVIO		
	PADRÃO	19,7	20,2

Fonte: Próprio autor

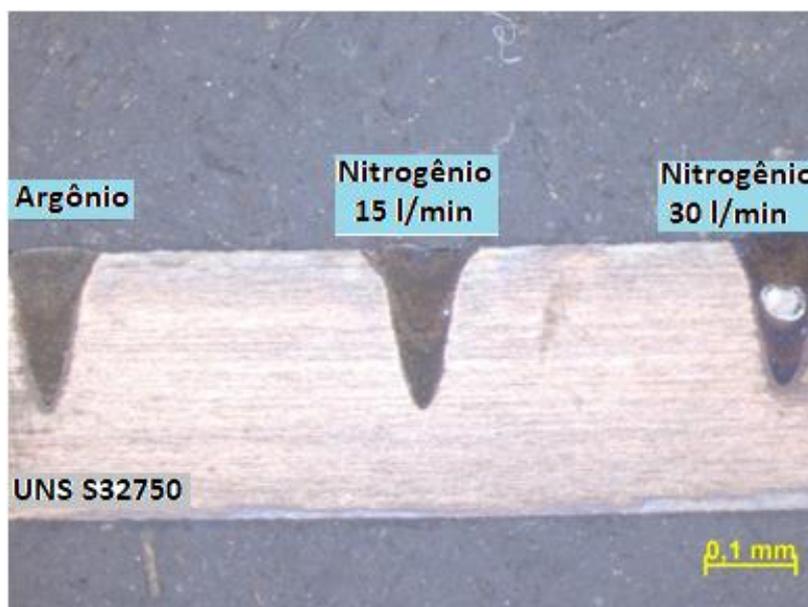
Com referência nos resultados da Tabela 8, observa-se que a média dos valores da microdureza Vickers no metal base está acima dos 277 HV, especificados

pelo fornecedor do aço UNS S32750, a Realum. Contudo, tanto na solda com o Inconel 625, quanto com o Hastelloy C76, nota-se que houve uma diminuição no valor da microdureza no cordão de solda em relação ao valor da microdureza do metal base. Essa condição pode ser explicada pelo fato do níquel, que tem estrutura CFC, normalmente ser mais dúctil que a ferrita, que é CCC. Assim, a presença do níquel pode ter reduzido a dureza no cordão de solda. Percebe-se, ainda, um pequeno aumento no valor da microdureza na zona de transição entre o metal base e o metal de solda – pontos de indentação -4 e 4. Na região de transição (zona de mistura) provavelmente houve a mistura de fases CCC e CFC, como ocorre no metal de base, justificando o aumento do valor da microdureza nessa região.

Como forma de se buscar melhores valores de microdureza na região da solda, foram realizados processos de soldagem autógenos com os gases de proteção Nitrogênio e Argônio. Nas etapas a seguir estão representados os dados obtidos a partir destes processos de soldagem.

A Figura 30 estão representa os cordões das soldas com Argônio 15 l/min, Nitrogênio 15 l/min, e Nitrogênio 30 l/min. A solda, autógena, teve como metal base o aço UNS S32750.

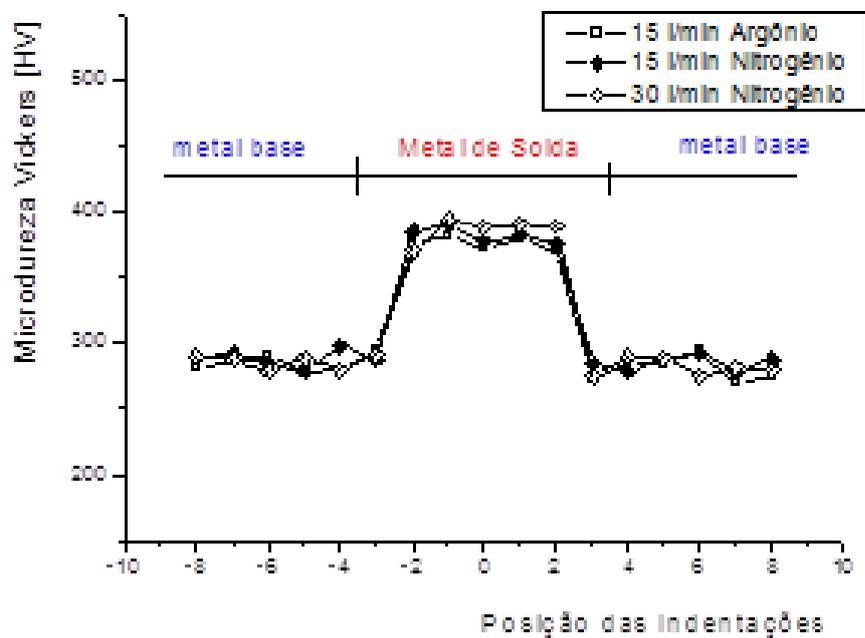
Figura 30 - Cordões das soldas: Argônio 15 l/min, Nitrogênio 15 l/min, e Nitrogênio 30 l/min



Fonte: Próprio autor

Os valores representados no gráfico da Figura 31, e na Tabela 9, mostram os resultados das medições de microdureza dos corpos de prova obtidos a partir do processo de soldagem autógena, com metal base UNS S32750, com o uso dos gases de proteção Argônio e Nitrogênio (15 l/min e 30 l/min). Os perfis de microdureza para estes casos foram levantados no sentido horizontal, paralelo a superfície, medindo-se o cordão de solda e suas adjacências.

Figura 31 - Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS32750, com adição de Argônio (15 l/min), Nitrogênio (15 l/min) e Nitrogênio (30 l/min)



Fonte: Próprio autor

Tabela 9 - Valores de microdureza Vickers de acordo com os pontos de medição. Soldagem autógena do metal base UNS S32750 com os gases de proteção Argônio (15 l/min) e Nitrogênio (15 l/min e 30 l/min)

MICRODUREZA VICKERS (HV)				
(metal base: inox UNS S32750)				
Posição		Argônio	Nitrogênio	Nitrogênio
(Indentação)	MEDIÇÕES	(15 l/min)	(15 l/min)	(30 l/min)
-8	1	282	290	290
-7	2	287	292	288
-6	3	291	285	279
-5	4	279	279	289
-4	5	280	298	280
-3	6	295	288	291
-2	7	375	385	370
-1	8	381	390	394
0	9	372	377	388
1	10	380	382	390
2	11	369	375	389
3	12	272	285	275
4	13	285	279	290
5	14	285	289	289
6	15	294	292	275
7	15	270	279	282
8	17	274	288	280
	MÉDIA	310,1	314,9	314,1
	DESVIO			
	PADRÃO	44,1	44,9	48,5

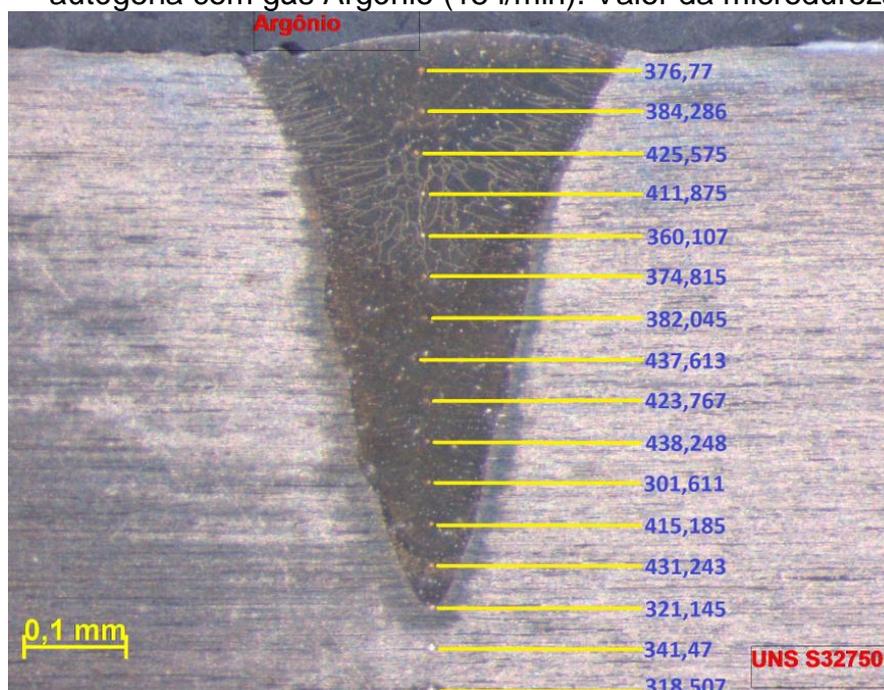
Fonte: Próprio autor

A partir da análise dos dados da Figura 31 e da Tabela 9 nota-se que houve uma elevação na microdureza Vickers, em relação ao metal base, entre os pontos

de indentação -2 e 2. O valor da microdureza é semelhante para os três tipos de gases. Essa semelhança nos valores mostra que nitrogênio, que é um gás ativo, teve baixa influência na constituição do metal de solda se comparado com o argônio, que é um gás inerte. O material formado nessa região de solda não teve influência dos gases de proteção, sendo formado pelo próprio aporte térmico gerado durante o processo de fusão do metal base. Pela elevada dureza do metal de solda, em relação ao metal base, provavelmente ocorreu elevação na taxa de ferrita nessa região.

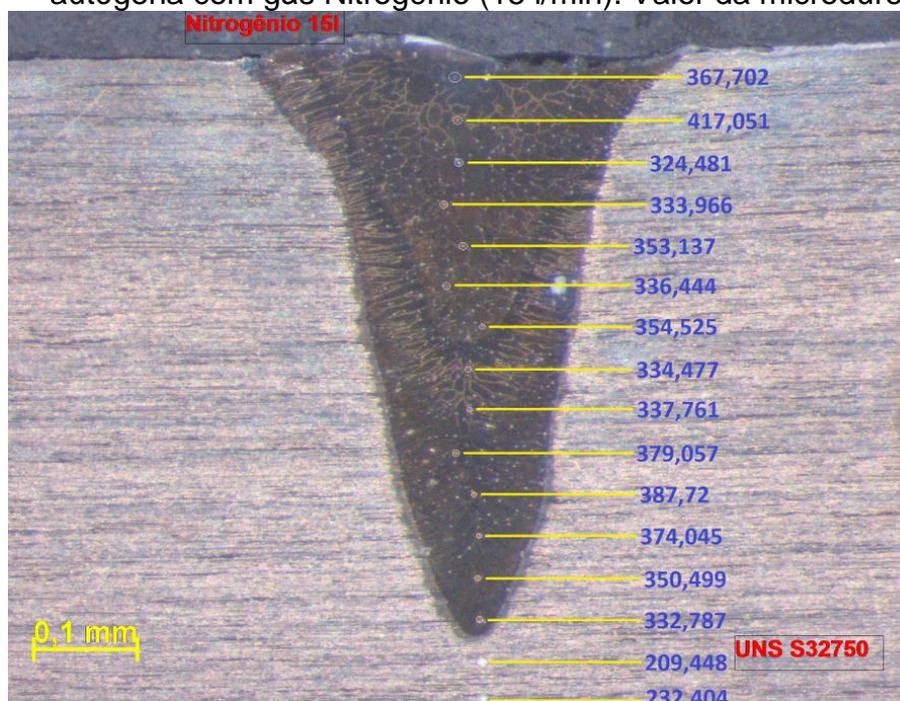
Com o objetivo de se medir a microdureza no sentido da profundidade do metal de solda, foi realizado um segundo levantamento do perfil de sua microdureza. Nesse caso a medição foi realizada no sentido perpendicular à superfície do metal de solda, da superfície para a sua raiz, incluindo o metal base localizado imediatamente após a raiz. Os valores de escala de microdureza estão demonstrados nas imagens dos próprios cordões, através dos processos de soldagem autógenos, com uso dos gases de proteção Argônio (15 l/min), Nitrogênio (15 l/min), e Nitrogênio (30 l/min), conforme as figuras 32, 33 e 34, respectivamente. Os valores de microdureza são expressos em HV.

Figura 32 - Representação da escala de microdureza no processo de soldagem autóloga com gás Argônio (15 l/min). Valor da microdureza em [HV]



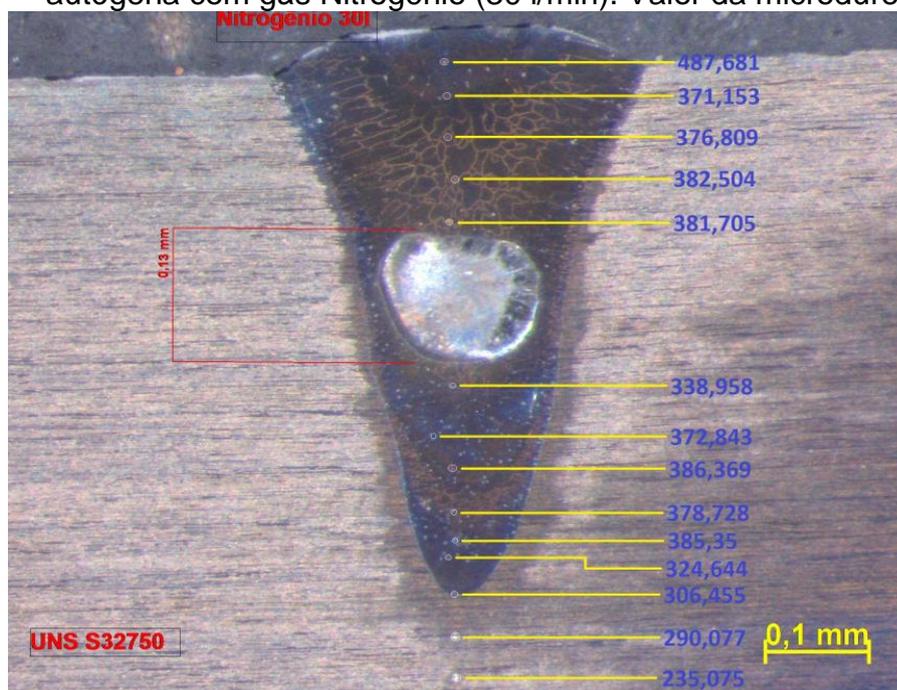
Fonte: Próprio autor

Figura 33 - Representação da escala de microdureza no processo de soldagem autóloga com gás Nitrogênio (15 l/min). Valor da microdureza em [HV]



Fonte: Próprio autor

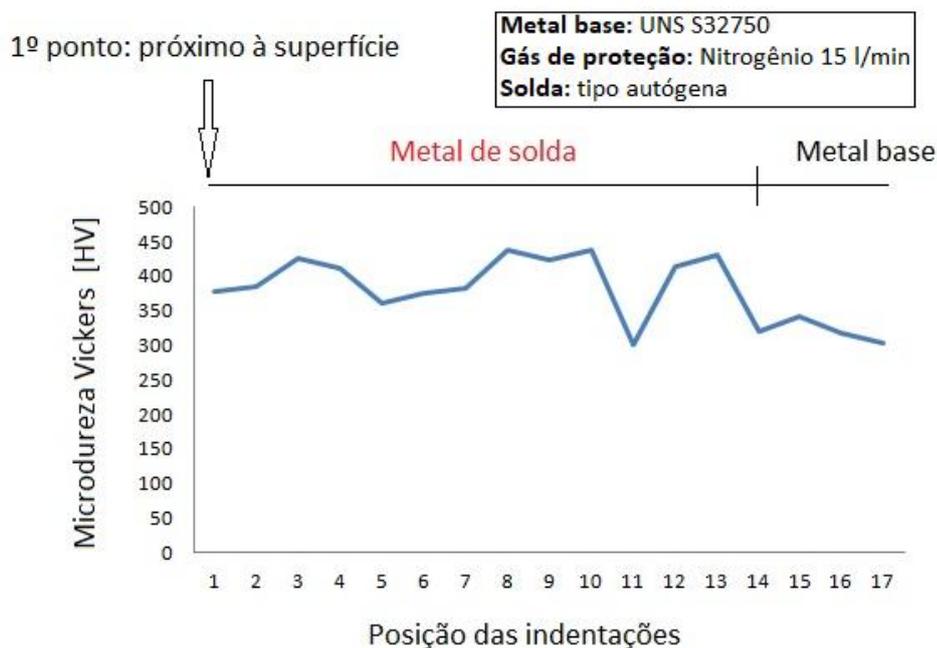
Figura 34 - Representação da escala de microdureza no processo de soldagem autóloga com gás Nitrogênio (30 l/min). Valor da microdureza em [HV]



Fonte: Próprio autor

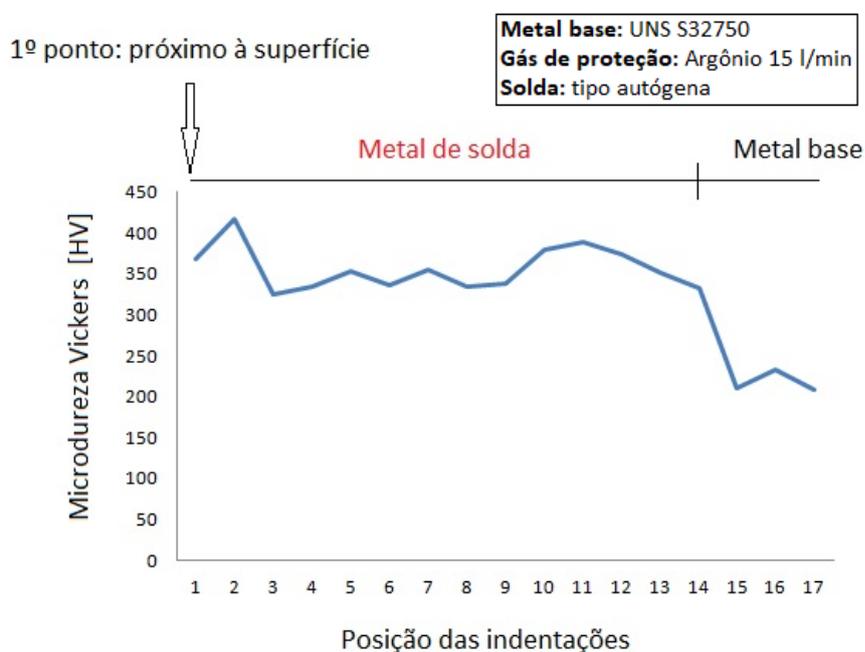
Os gráficos representados nas figuras 35, 36 e 37 mostram as curvas com os resultados das medições de microdureza dos corpos de prova obtidos a partir do processo de soldagem autóloga, com metal base UNS S32750, com o uso dos gases de proteção Argônio (15 l/min) e Nitrogênio (15 l/min e 30 l/min), respectivamente. O perfil de microdureza para estes casos foram levantados no sentido vertical, perpendicular à superfície, medindo-se o cordão de solda no sentido superfície-raíz, e nas suas adjacências de sua raiz.

Figura 35 - Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, autógena, com o uso do gás de proteção Argônio (15 l/min)



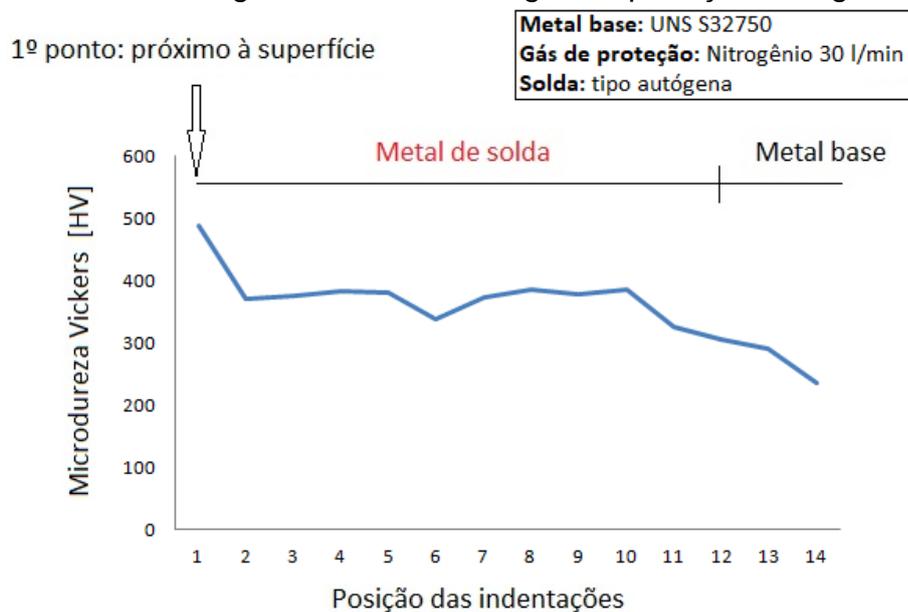
Fonte: Próprio autor

Figura 36 - Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, autógena, com o uso do gás de proteção Nitrogênio (15 l/min)



Fonte: Próprio autor

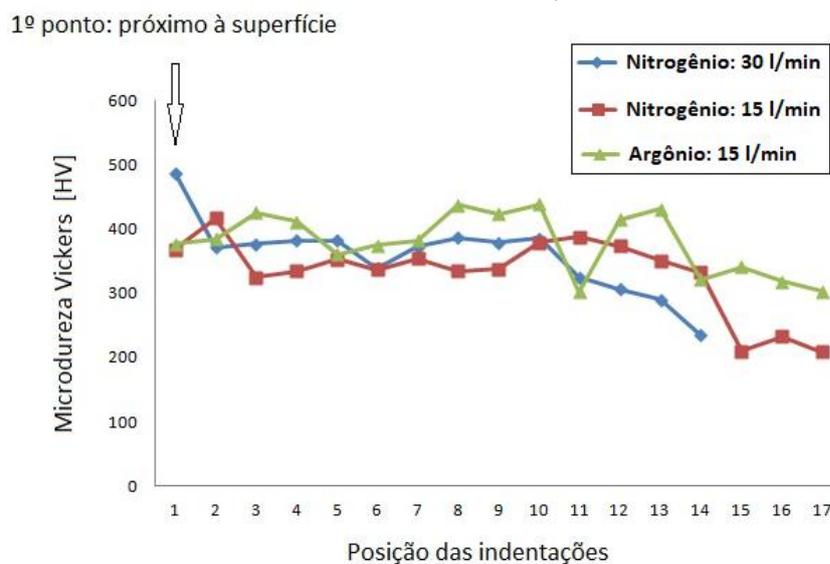
Figura 37 - Gráfico de microdureza na junta soldada a laser do aço inoxidável UNS S32750, autógena, com o uso do gás de proteção Nitrogênio (30 l/min)



Fonte: Próprio autor

Um gráfico com as curvas comparativas entre os três processos de medição de microdureza (figuras 35, 36 e 37) está representado na figura 38.

Figura 38 - Gráfico comparativo entre os três processos de análise de medição de microdureza: Argônio (15 l/min), Nitrogênio (15 l/min), e Nitrogênio (30 l/min)



Fonte: Próprio autor

De acordo com a análise dos valores encontrados nas figuras 32, 34, 34, 35, 36 e 37, percebe-se que houve elevação nos valores da microdureza Vickers na região da solda, se comparado com a microdureza do metal base. Esta elevação da microdureza ocorreu em todos os processos de soldagem autógena com o uso dos gases de proteção Argônio (15 l/min) e Nitrogênio (15 l/min e 30 l/min). Os dados da figura 38 confirmam que essa elevação manteve o seu valor praticamente constante na região da solda, independente do tipo e do volume gás de proteção. Este fato comprova os dados citados e descritos anteriormente, quando da análise de microdureza no sentido paralelo à superfície do cordão de solda, ou seja, que os gases de proteção não contribuíram para na constituição do metal de solda. Neste ponto vale a mesma comparação feita entre os tipos de gases: os valores obtidos a partir do uso argônio, que é um gás inerte, são praticamente os mesmos obtidos a partir do uso do nitrogênio, que é um gás ativo. Contudo, a baixa contribuição do nitrogênio pode estar relacionada a alta taxa de resfriamento do cordão de solda, ocasionada diretamente pela ação da temperatura atingida durante o processo de soldagem, impedindo a plena difusão desse gás na poça de fusão.

Nas medições realizadas nas três figuras, constatou-se que ocorreram variações nos valores de microdureza ao longo do cordão de solda. De acordo com Franzini (2016), essas variações podem estar relacionadas à formação de regiões refundidas no metal de solda.

5.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO

A partir dos ensaios foram obtidas informações sobre a Força Máxima, em kN, e a Tensão Máxima, em MPa, suportada pelos corpos de prova. Os detalhes do corpo de prova presos a pinça da máquina de ensaios são mostrados na Figura 39.

Figura 39 - Corpo de prova preso à pinça da máquina de ensaios de tração



Fonte: Próprio autor

A Tabela 10 mostra os valores referentes aos ensaios de tração nos corpos de prova, com metal base UNS S32750, utilizando como metal de adição o Inconel 625 e o Hastelloy C276; e com o mesmo metal base, partir do processo autógeno, utilizando os gases de proteção Argônio (15 l/min), Nitrogênio (15 l/min) e Nitrogênio (30 l/min).

Tabela 10 - Valores referentes aos ensaios de tração: metal base UNS S32750; com metal de adição Inconel 625 e Hastelloy C276; com gás de proteção Argônio (15 l/min), Nitrogênio (15 l/min) e Nitrogênio (30 l/min)

Metal de adição	Gás de proteção	Tensão Máxima [MPa]	Desvio Padrão [MPa]	Força Máxima [kN]	Desvio Padrão [kN]	Local da fratura
Metal base		913,2	9,3	27,9	0,018	Metal base
Inconel 625		886,2	2,8	26,6	0,04	Metal de solda
Hastelloy C276		746,33	3,2	22,39	0,01	Metal de solda
	Argônio (15 l/min)	909,4	2,3	27,2	0,01	Metal base
	Nitrogênio (15 l/min)	912,7	1,8	27,4	0,02	Metal base
	Nitrogênio (30 l/min)	914,1	1,4	27,4	0,03	Metal base

Fonte: Próprio autor

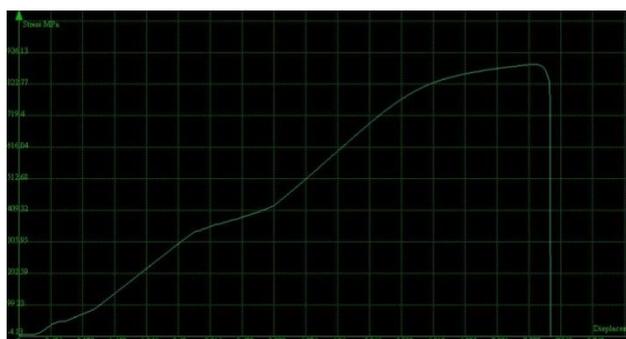
Pela tabela 10 observa-se que a soldagem com os gases de proteção apresentou uma tensão máxima próxima a do metal base, tornando-se sutilmente maior, no caso do Nitrogênio (30 l/min), e o local de fratura foi no metal base, provavelmente devido à proximidade do valor da tensão máxima do metal de solda com a do metal base. No caso do Inconel 625 e do Hastelloy C276, os valores máximos de tensão se mostraram abaixo do valor máximo do metal base, diminuindo esse valor no sentido Inconel 625 para Hastelloy C276, o que pode explicar o fato do local da fratura destes corpos de prova ter sido no metal de solda. O local da ruptura ocorrido no ensaio dos corpos de prova com soldados com a liga, comprova que a resistência mecânica do metal de solda é menor que a do metal base. Fato este também justificado pelos menores valores de dureza Vickers obtidos a partir da soldagem com as ligas Inconel 625 e Hastelloy C276. Neste último caso,

então, houve um possível desbalanceamento dos percentuais das fases austenita/ferrita no metal de solda, pois uma maior taxa de austenita, em relação à taxa de ferrita, deixaria o metal de solda menos resistente que o metal base, aumentando, conseqüentemente, a sua ductilidade.

A Figura 40 representa a curva tensão x deformação da soldagem com o metal de adição Inconel 625. E, na Figura 41, está representada a curva tensão x deformação da soldagem com o metal de adição Hastelloy C276.

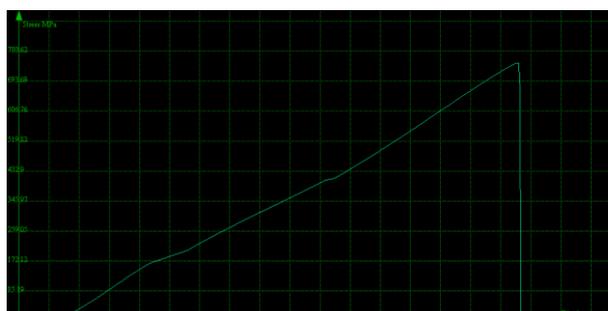
Os detalhes do local de ruptura dos corpos de prova soldados com Inconel 625 e Hastelloy C276 são mostrados na Figura 42.

Figura 40 - Curva tensão x deformação com o metal de adição Inconel 625



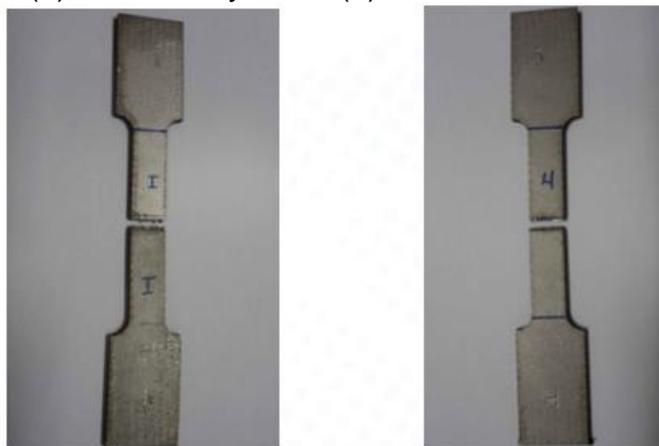
Fonte: Próprio autor

Figura 41 - Curva tensão x deformação com o metal de adição Hastelloy C276



Fonte: Próprio autor

Figura 42 - Detalhes do local de rompimento nos corpos de prova com metal de adição Inconel 625 (a); e Hastelloy C276 (b). A fratura ocorreu no cordão de solda



(a)

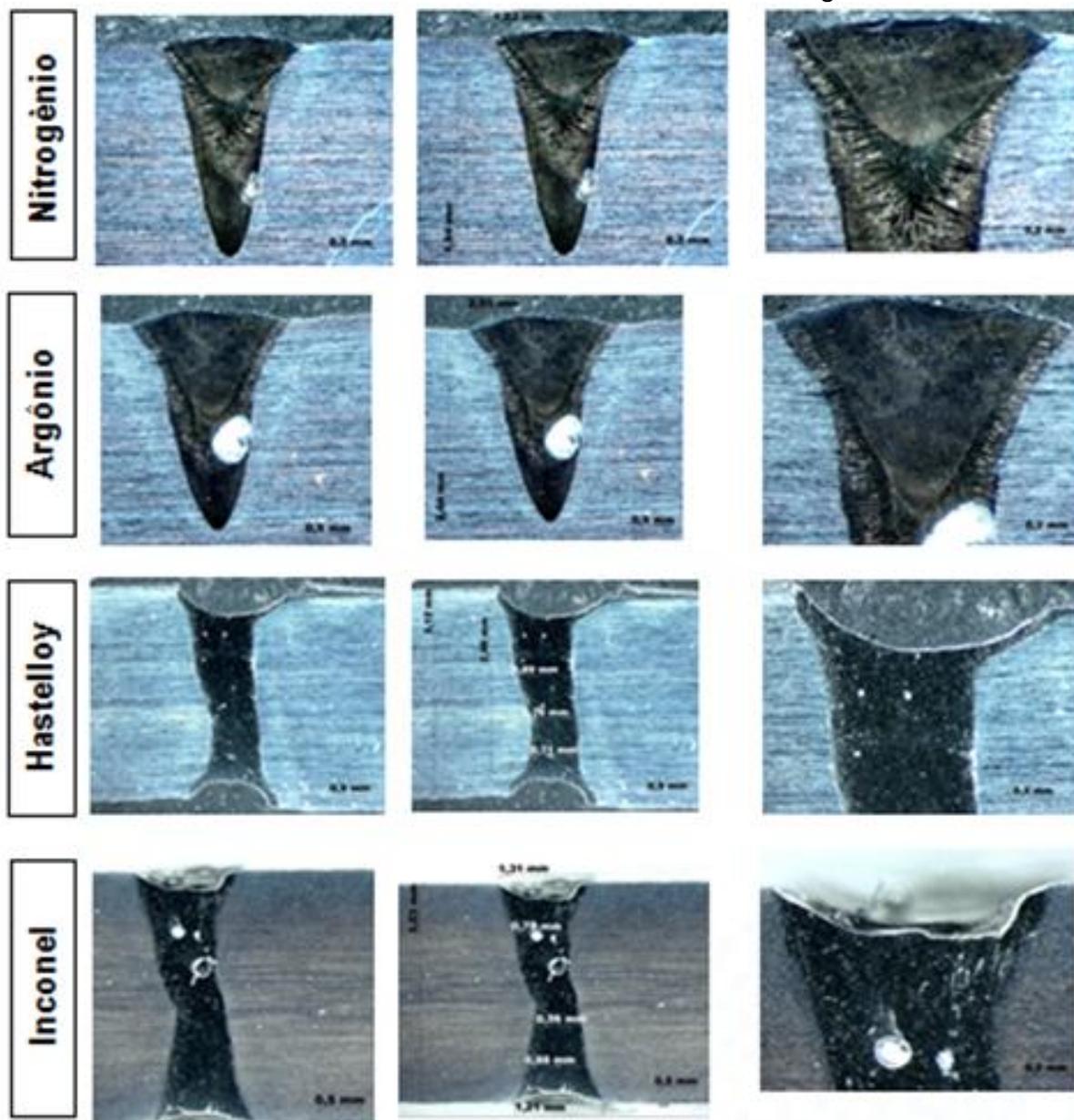
(b)

Fonte: Próprio autor

5.3 MICROSCOPIA ÓTICA

A figura 43 mostra a macrografia dos cordões de solda obtidos nos processos de soldagem. Nestas imagens observa-se a geometria típica da soldagem por *keyhole*, ou seja, elevada relação profundidade/largura do cordão de solda.

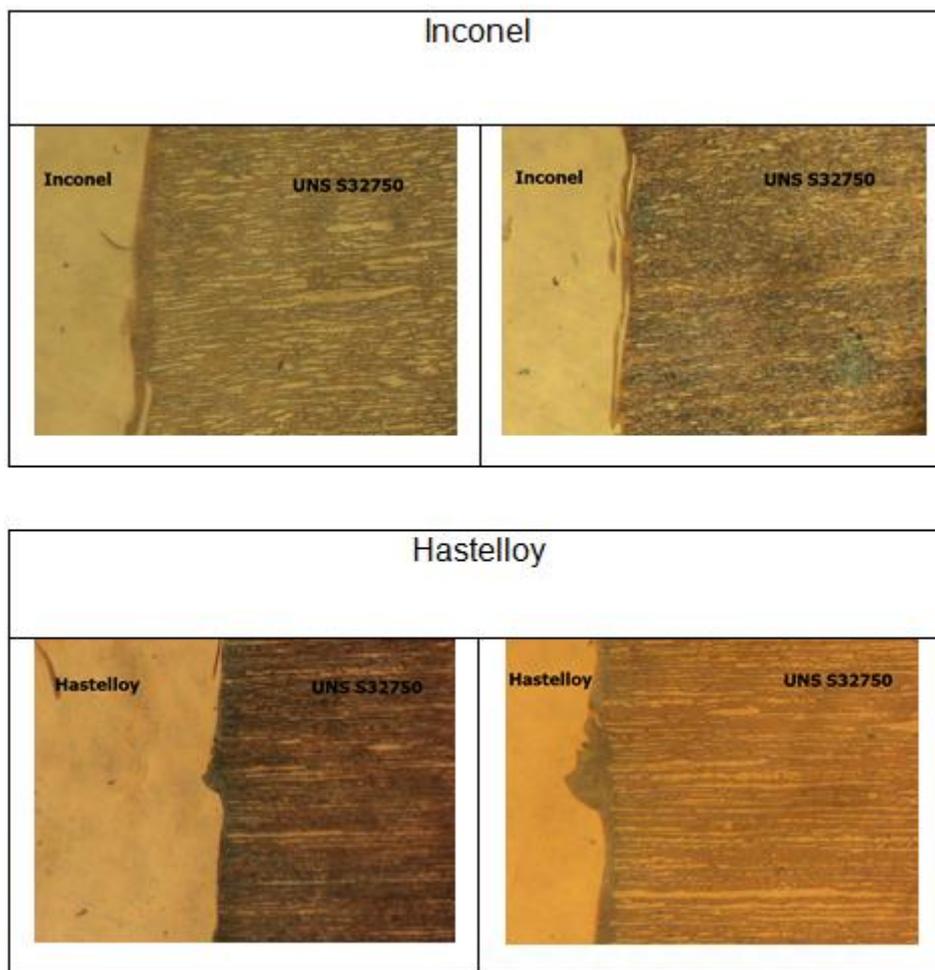
Figura 43 - Perfis dos cordões de solda. Da esquerda para a direita, a imagem plena do cordão; suas medidas e os detalhes de seus grãos



Fonte: Próprio autor

Através da microscopia ótica foram observadas as regiões de ligação entre as ligas Inconel 625 e Hastelloy C276 e o metal base. Essas regiões de ligação estão demonstradas na Figura 44. Por essas imagens perceber-se, também, que a ZAT é quase imperceptível nos processos de soldagem por laser Nd:Yag.

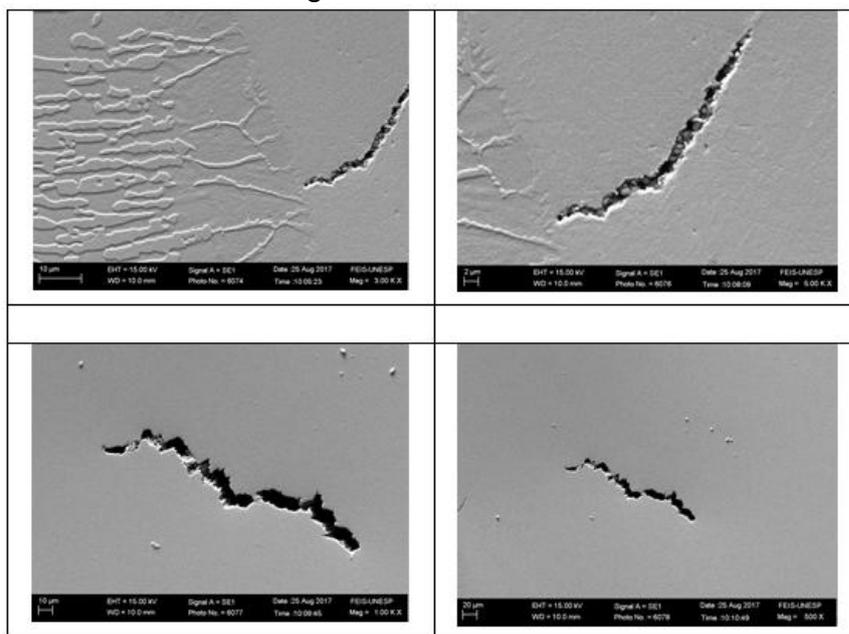
Figura 44 - Microscopia ótica dos cordões de solda: Inconel e Hastelloy



Fonte: Próprio autor

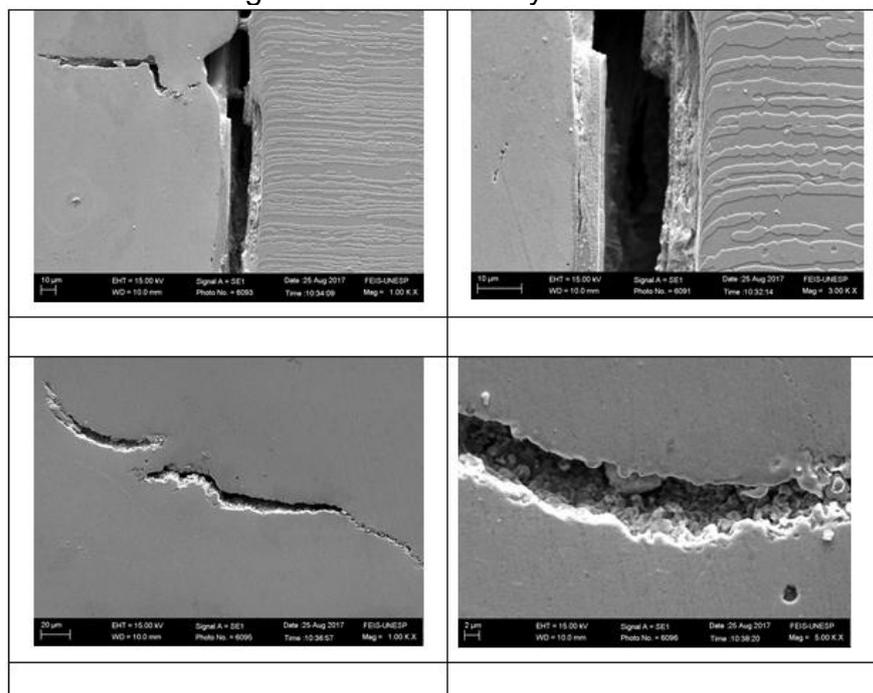
Nas análises do metal de solda nos corpos de prova, foram observadas a ocorrência de trincas no interior do metal de solda. Estas anomalias podem ser observadas na Figura 45, com o Inconel 625 e, na Figura 46, com o Hastelloy C276. Entretanto, no caso do processo de soldagem com o Hastelloy C276, a anomalia foi mais crítica, pois ocorreu no sentido da linha de fusão.

Figura 45 - Imagens das trincas ocorridas no metal de solda durante o processo de soldagem com o Inconel 625



Fonte: Próprio autor

Figura 46 - Imagens das trincas ocorridas no metal de solda durante o processo de soldagem com o Hastelloy C276



Fonte: Próprio autor

As formações das trincas mostradas nas figuras 46 e 47 podem ser explicadas com referência no texto de Candel (2016), pois, segundo este autor, a tenacidade dos aços inoxidáveis duplex pode ficar comprometida após o processo de soldagem, na qual o nitrogênio melhora a soldabilidade deste aço devido a promover a estabilização da austenita, além de aumentar a sua precipitação na ferrita, mas aumenta a precipitação de Nitretos na ZAT. Além desta formação de Nitretos, o outro ponto negativo está relacionado a ação direta da temperatura atingida durante o processo de soldagem, e conseqüente taxa de resfriamento da poça de fusão, pois eleva os níveis de ferrita favorecendo o surgimento da fase sigma. Todos estes fatores, além de contribuir para a fragilização do material na ZAT, aumentam a possibilidade de surgimento de trincas nessa região após o resfriamento da peça. O surgimento dessas fases secundárias indesejáveis (sigma e Nitretos) nas peças fundidas e soldadas, e que comprometem a qualidade desses aços, estão relacionadas ao processo de confecção de produtos a partir desses aços. A tabela 11 mostra a composição química dessas fases secundárias e suas respectivas temperaturas de precipitação nos aços superduplex.

Tabela 11 – Composição química das fases secundárias nos aços superduplex e suas respectivas temperaturas de precipitação

Fase	Composição	Temp. de precipitação (°C)	%Fe	%Cr	%Ni	%Mo
Sigma	Fe-Cr-Mo	650-1.000	55	29	5	11
Nitretos	Cr-N	550-1.000	4,6	85,5	-	4,8

Fonte: Adaptado de Candel (2016).

Para minimizar o surgimento de trincas na ZAT Berretta et al. (2000) menciona que técnicas podem ser utilizadas para reduzir este efeito: “pré-aquecer o MB, controlar a velocidade de resfriamento inter-passes, e/ou controlar a velocidade de resfriamento”.

6 CONCLUSÕES

O uso dos gases de proteção não influenciou no balanço da microestrutura do metal de solda, pois o Nitrogênio, que mesmo sendo um gás gamagênico, apresentou valores semelhantes de microdureza Vickers, em suas diferentes taxas de vazão, em relação ao Argônio, que é um gás inerte. A elevação do valor na microdureza Vickers no metal de solda, se comparado ao valor da microdureza no metal base, pode ser explicada por uma provável ferritização dessa região. Essa ferritização pode ter sido gerada pela alta taxa de resfriamento, própria do processo de soldagem a laser.

Para o caso da soldagem com o uso das ligas, houve uma baixa contribuição das ligas Inconel 625 e Hastelloy C276 para o metal de solda, pois os seus valores de microdureza Vickers ficaram mais baixos que o da microdureza do metal base.

Os ensaios de tração mostraram uma maior resistência mecânica da junta soldada pelo processo autógeno, se comparados aos valores de resistência mecânica do processo de soldagem com o uso das ligas de níquel.

6.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Fica, como sugestão para os trabalhos futuros, os seguintes itens:

- realizar soldagem a arco elétrico com o processo GTAW;
- estudar a corrosão no metal de solda;
- realizar o balanço das fases austenita e ferrita no metal de solda;

REFERÊNCIAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO AÇO INOXIDÁVEL- ABINOX. [S.l.: s.n., 2016]. Disponível em: <<http://www.abinox.org.br/upfiles/arquivos/biblioteca/tipos-de-acos-inoxidaveis.pdf>>. Acesso em: 27 jul. 2016.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO AÇO INOXIDÁVEL- ABINOX. [S.l.: s.n., 2018]. Disponível em: <<http://www.abinox.org.br/aco-inox-estatisticas-anuais.php>>. Acesso em: 19 jun. 2018.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO AÇO INOXIDÁVEL- ABINOX. **Informativo nº 1, agosto de 2015**. [S.l.: s.n.] 2016. Disponível em: <<http://www.abinox.org.br/site/publicacoes-abinox.php?cod=176>>. Acesso em: 3 set. 2016.

ALCÂNTARA, A. P. **Estudo da fadiga termomecânica em um aço inoxidável martensítico da série X22**. 2008. 134 f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Minas, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2008.

ARMAS, A. I. **Duplex stainless steel: brief history and some recent alloys. Recent Patents on Mechanical Engineering**, Emirados Árabes Unidos, v.1, n. 1, p. 51-57, 2008.

BERALDO, C. H. **Efeito da temperatura de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas e resistência à corrosão por pite do aço inoxidável martensítico endurecido por precipitação UNS S46500**. 2013. 107 f. Dissertação (Mestrado)– Escola Politécnica- EP, Universidade de São Paulo- USP, São Paulo, 2013.

BERRETTA, J. R. et al. Soldagem com laser de Nd:YAG do aço inoxidável martensítico AISI 420. In: CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM - CONSOLDA, 26., 2000, Curitiba. **Congresso...** São Paulo: IPEN, 2000. p. 12.. Disponível em: <<http://repositorio.ipen.br:8080/xmlui/bitstream/handle/123456789/15386/10313.pdf?sequence=1&isAllowed=y>>. Acesso em: 6 nov. 2017.

BORDINASSI, E. C. et al. Superficial integrity analysis in a super-duplex stainless steel after turning. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v.18, v.1-2, p. 335-338, 2006. Disponível em: <http://jamme.acmsse.h2.pl/papers_amme06/1176.pdf>. Acesso em: 3 set. 2016.

BRAGA, E. M. **Efeito do teor de nitrogênio sobre a susceptibilidade a trinca de solidificação em aço inoxidável austenítico soldado pelo processo FCAW com e sem pulsação do arco.** 2002. 112 f. Tese (Doutorado)– Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2002.

BROWN MCFARLANE. **Global steel solutions.** [S.l.: s.n., 2017]. Disponível em: <<https://www.brownmac.com/pt/produtos/aco-inoxidavel-super-duplex/uns-s32750-1-4410>>. Acesso em: 11 ago. 2017.

BUBANI, F. C. et al. Efeitos da adição de níquel em ligas ferro-cromo. parte I: propriedades mecânicas. **Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 60, n. 1, jan.-mar. 2007. Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0370-44672007000100023>. Acesso em: 27 jul. 2016.

CALLISTER JUNIOR., W. D. **Ciência e engenharia dos materiais: uma introdução.** 5. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2002. 575 p.

CAMARINHA, M. G. G. **Avaliação do comportamento em fadiga do aço maring 300 submetido a processo de soldagem a laser.** 2013. 107 f. Dissertação (Mestrado)– Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2013.

CANDEL, E. H. P. **Soldagem dos aços inoxidáveis superduplex UNS S32750 e UNS S32760.** 2016. 137 f. Dissertação (Mestrado)- Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2016.

CARVALHO, S. M. **Estudo da soldabilidade a laser e a TIG do titânio comercialmente puro grau 2 empregado em sistemas pneumáticos de aeronaves.** 2012. 159 f. Dissertação (Mestrado)– Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2012.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos.** 6. ed. São Paulo: ABM, 1988. 561 p.

CUNTO, J. C. **Estudo da resistência à corrosão de aços inoxidáveis para uso na parte fria dos sistemas de exaustão de veículos.** 2005. 101 f. Dissertação (Mestrado)– Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo. 2005.

EL-BATAHGY, A.; KHOURSHID, A. K.; SHAREF, T. Effect of laser beam welding parameters on microstructure and properties of duplex stainless steel. **Materials Sciences and Applications, Scientific Research**, v. 2, n. 10, p. 1443 – 1451. 2011. Disponível em: <https://www.researchgate.net/profile/A_El-Batahgy/publication/276541373_Effect_of_Laser_Beam_Welding_Parameters_on_Microstructure_and_

Properties_of_Duplex_Stainless_Steel/links/564d41f708aefe619b0ddb23/Effect-of-Laser-Beam-Welding-Parameters-on-Microstructure-and-Properties-of-Duplex-Stainless-Steel.pdf>. Acesso em: 23 ago. 2016.

FRANZINI, O. D. **Aplicação de laser pulsado Nd:YAG** na soldagem do aço super duplex UNS S32750. 2016. 71 f. Dissertação (Mestrado)– Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista “Julio de Mesquita Filho”- UNESP, Ilha Solteira, 2016.

GENTIL, V. **Corrosão**. 3 ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 1996. 332 p. Disponível em: <http://www.worldstainless.org/crude_steel_production/crude_2015>. Acesso em: 20 set. 2016.

GIRALDO, C. A. S. **Resistência à corrosão intergranular do aço inoxidável ferrítico UNS S43000**: avaliação por método de reativação eletroquímica, efeito de tratamento isotérmico e mecanismo de sensibilização. 2006. 197 f. Tese (Doutorado)- Escola Politécnica- EP, Universidade de São Paulo, São Paulo. 2006.

INTERNATIONAL STAINLESS STEEL FORUM- ISSF. **Stainless in figures 2018**. Shanghai: [s.n.], 2018. Disponível em: <http://www.worldstainless.org/Files/issf/non-image-files/PDF/ISSF_Stainless_Steel_in_Figures_2018_English_Public.pdf> . Acesso em: 19 jun. 2018.

MELLO JUNIOR, M. M. B. **Estudo sobre o efeito dos parâmetros de processamento dos pós e sinterização do aço inox 316l reforçado com NbC**. 2011. 76 f. Dissertação (Mestrado)– Centro de Ciências Exatas e da Terra, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Natal, 2011.

KNOLL, P. K. **Utilização de solução polimérica em substituição ao óleo como meio de resfriamento no tratamento térmico de têmpera de barras e aço**. 2009. 45 f. Dissertação (Mestrado)– Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

LAPSANKA, H.; CHMELICKOVA, H.; HRABOVSKY, M. Effect of beam energy on weld geometric characteristics in nd:yag laser overlapping spot welding of thin aisi 304 stainless steel sheets. **The Minerals, Metal & Materials Society and ASM International**, Estados Unidos, v. 41B, v. 5, p. 1108 – 1115, 2010. Disponível em: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-010-9399-8>>. Acesso em: 21 set. 2016.

LIMA, D. B. P. L. **Avaliação da soldabilidade do aço inoxidável superduplex UNS 32750**. 2006. 124 f. Dissertação (Mestrado)– Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2006.

MANUAL técnico de aço inoxidável. São Paulo: [s.n.], 2011. Disponível em: <<http://www.kloecknermetals.com.br/pdf/3.pdf>>. Acesso em: 8 set. 2016.

MARIANO, C. **Obtenção de revestimentos de nióbio depositados por aspersão térmica para proteção à corrosão marinha**. 2008. 77 f. Dissertação (Mestrado) – Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2008.

MARQUES, D. C. **Estudo da influência do teor de níquel na usinabilidade de ligas Fe-Cr-Ni**. 2007. 113 f. Dissertação (Mestrado)– Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2007.

MARTINS, M. **Caracterização microestrutural-mecânica e resistência à corrosão de aço inoxidável super-duplex ASTM A890 / A890M Grau 6 A**. 2006. 242 f. Tese (Doutorado)– Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo-USP, São Carlos, 2006.

MATHEUS, J. R. G. **Evolução microestrutural dos aços inoxidáveis ferríticos AISI 409 e AISI 430E durante o processamento em um laminador Steckel**. 2006. 247 f. Tese (Doutorado)– Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, 2006.

MOUSAVI, S. A. A. A; SUFIZADEH, A. R. Metallurgical investigations of pulsed Nd:YAG laser welding of AISI 321 and AISI 630 stainless steels. **Materials & Design**, Surey, v. 30, n. 8, p. 3150-3157, 2009. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306908005645>>. Acesso em: 7 out. 2016.

MUTHUPANDI, V. et al. Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals. **Materials Letters**, Amsterdam, v. 59, n. 18, p. 2305-2309, 2005. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X05002508>>. Acesso em: 24 ago. 2016.

NAEMM, M; BRANDIT, M. **Nd: YAG Laser welding**. [S.l.]: New Developments in Advanced Welding, 2005. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9781855739703500056>>. Acessado em: 17 out. 2016.

OCHOA, D. M. L. **Estudo do desgaste erosivo-corrosivo de aços inoxidáveis de alto nitrogênio em meio lamacento**. 2007. 174 f. Tese (Doutorado)– Escola Politécnica- EP, Universidade de São Paulo- USP, São Paulo. 2007.

OLIVEIRA JÚNIOR, C. A. **Torneamento do aço inoxidável super duplex UNS S32750 e influência na resistência à corrosão**. 2013. 124 f. Dissertação (Mestrado)– Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade de Campinas, Campinas, 2013.

PADILHA, A.F.; GUEDES, L.C. **Aços inoxidáveis austeníticos: microestrutura e propriedades**. São Paulo: Hemus, 2004. 170 p.

PAIVA, T. C. et al. Análise da influência do gás de purga na raiz de juntas soldadas pelo processo GTAW em aço inoxidável superduplex UNS S32750. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 7., 2013, Rio de Janeiro. **Anais ...** Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas - ABCM, 2013. Disponível em: <<http://www.swge.inf.br/siteCOBEF2013/anais/PDFS/COBEF2013-0439.PDF>> . Acesso em: 21 set. 2016.

REALUM. **Soluções em titânio e altas ligas**. [S.l.: s.n., 200-]. Disponível em: <<http://www.realum.com.br>>. Acesso em: 10 ago. 2017.

RIBOLLA, A.; DAMOULIS G. L.; BATALHA G. F. The use of Nd:YAG laser weld for large scale volume assembly of automotive body in white. **Journal of Materials Processing Technology**, Amsterdam, v. 164-165, p. 1120-1127, 2005. Disponível em: <<http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013605002086>>. Acesso em: 19 ago. 2016.

ROSSI, W. ROCHA, G. A. NEVES, M. D. M. Soldagem de aço inoxidável super duplex UNS S32750 com laser pulsado de Nd:YAG. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO, 7., 2013, Rio de Janeiro. **Anais ...** Rio de Janeiro: Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas- ABCM, 2013. Disponível em: <<http://www.swge.inf.br/siteCOBEF2013/anais/PDFS/COBEF2013-0056.PDF>>. Acesso em: 21 set. 2016.

SALES, A. M.; WESTIN, A. M.; COLEGROVE, P. Effect of nitrogen in backing gas on duplex root weld properties of heavy-walled pipe. **Journal of Materials Processing Technology**, Alemanha, v. 60, n. 5, p. 877-882, 2016.

SANCHES, L. P. **Estudo comparativo quanto à resistência a corrosão entre aços inoxidáveis utilizados em trocadores de calor**. 2009. 79 f. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação)- Escola Politécnica, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2009.

SANTOS, R. O. et al. Análise da influência do processo de soldagem GTAW na microestrutura e resistência à corrosão do aço superduplex uns s32760. **Revista Virtual de Química**, Salvador, v. 8, n. 4, p. 1040-1053, jul. 2016. Disponível em: <<file:///D:/Meus%20documentos/Downloads/1794-8951-2-PB.pdf>>. Acesso em: 21 set. 2016.

SATHIYA, P.; ABDULJALEEL, M. Y. Measurement of the bead profile and microstructural characterization of a CO2 laser welded AISI904L superaustenitic stainless steel. 9 p. **Optics & Laser Technology**, Surrey, v. 42, n. 6, p. 960-968,

2010. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0030399210000162>>. Acesso em: 20 out. 2016

SATHIYA, P.; MISHRA, M. K.; SHANMUGARAJAN, B. Effect of shielding gases on microstructure and mechanical properties of super austenitic stainless steel by hybrid welding. **Materials & Design**, Elsevier, v. 33, p. 203-212, 2012. Disponível em: Acesso em: 21 set. 2016.

SCURACCHIO, B.G. **Influência dos elementos de liga no intervalo de solidificação do aço inoxidável martensíticos CA6NM**. 2009. 98 f. Dissertação (Mestrado)- Escola Politécnica- EP, Universidade de São Paulo- USP, São Paulo, 2009.

SENATORE, M.; FINITO, L.; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. **Rev. Esc. Minas**, Ouro Preto, v. 60, n.1, p. 175-181. 2007.

SILVEIRA, D. M. **Avaliação da resistência à corrosão de juntas soldadas de aço inoxidável *lean* duplex UNS S32304 usando a espectroscopia de impedância eletroquímica**. 2013. 113 f. Tese (Doutorado)- Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

SOUZA, J. P. B. et al. Análise da resistência à corrosão por pite em soldas de reparo pelo processo TIG em aço inoxidável superduplex UNS S32750. **Soldagem e Inspeção**, São Paulo, v. 16, n. 2, p. 104-113, 2011.

VAN VLACK, L. H. **Princípios de ciências dos materiais**. 13. ed. São Paulo: Edgard Blucher, 2000. 413 p.

ZAMBON A.; BONOLLO, F. Rapid solidification in laser welding of stainless steel. **Materials Sciences and Engineering**, v. 178, n. 1-2, p. 203-207, 1994. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/921509394905444>>. Acesso em: 17 out. 2016.

ZAMBON, A.; FERRO, P.; BONOLLO, F. Microstructural, compositional and residual stress evaluation of CO₂ laser welded superaustenitic AISI 904L stainless steel. **Materials Sciences and Engineering**, v. 424, n. 1-2, p. 117-127, 2006. Disponível em:<<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509306002474>>. Acesso em: 19 out. 2016.