



**FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA**  
**CENTRO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA**  
**PRO-REITORIA DE GRADUAÇÃO**  
**ENGENHARIA MECÂNICA**



**CARINA NOGUEIRA BRUM PANDELÓ**  
**ENRICK GALO CRUZ**  
**YGOR TEIXEIRA DEMUNER DA CRUZ**

**EFEITO DA CONDIÇÃO MICROESTRUTURAL SOBRE A  
RESISTÊNCIA À CORROSÃO E DUREZA DE AÇOS INOXIDÁVEIS  
AUSTENÍTICO E DUPLEX**

**VOLTA REDONDA – RJ**

**2020**

**CARINA NOGUEIRA BRUM PANDELÓ**

**ENRICK GALO CRUZ**

**YGOR TEIXEIRA DEMUNER DA CRUZ**

**EFEITO DA CONDIÇÃO MICROESTRUTURAL SOBRE A  
RESISTÊNCIA À CORROSÃO E DUREZA DE AÇOS INOXIDÁVEIS  
AUSTENÍTICO E DUPLEX**

Dissertação apresentada ao curso de ENGENHARIA  
MECÂNICA do Centro Universitário de Volta  
Redonda – UniFOA, como requisito obrigatório para  
obtenção do título de Engenheiro Mecânico.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Roberto Xavier

VOLTA REDONDA

2020



FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA  
CENTRO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA  
PRO-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO  
ENGENHARIA MECÂNICA



**CARINA NOGUEIRA BRUM PANDELÓ**  
**ENRICK GALO CRUZ**  
**YGOR TEIXEIRA DEMUNER DA CRUZ**

Efeito da Condição Microestrutural Sobre a Resistência à Corrosão e Dureza de  
Aços Inoxidáveis Austenítico e Duplex

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
“ENGENHEIRO MECÂNICO”**

**APROVADO EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE ENGENHARIA  
MECÂNICA**

**Prof. MSc. Diniz Felix dos Santos**  
Coordenador

**BANCA EXAMINADORA:**

---

**Prof. Dr. CARLOS ROBERTO XAVIER**  
1º Membro da banca/Orientador/UniFOA

---

**Prof. Dr. ALEXANDRE ALVARENGA PALMEIRA**  
2º Membro da banca/UniFOA

---

**Prof. Dr. ALEXANDRE FERNANDES HABIBE**  
3º Membro da banca/UniFOA

Outubro de 2020

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente gostaríamos de agradecer todo o apoio de nossos familiares que estiveram presentes ao longo desta jornada, tornando-a não só possível, como também mais fácil de se percorrer, sem vocês nada disso seria possível.

Ao nosso professor orientador Carlos Roberto Xavier, que realizou com maestria a difícil tarefa de orientar três estudantes em fase final de um curso. Obrigada por toda paciência e por todo conhecimento que nos foi passado ao longo dessa jornada juntos.

Aos professores Alexandre Alvarenga Palmeira e Alexandre Fernandes Habibe, pela atenção e boa vontade em nos apoiar na orientação deste trabalho.

Ao Célio Jesus Marcelo, o grande “Celinho”, que com toda sua simpatia, experiência e vontade de ajudar, nos ajudou a conduzir a parte experimental no início deste trabalho.

Ao Dirceu Hartung de Camargo Coutinho por todo apoio e paciência na condução da segunda parte experimental deste trabalho.

A todos os professores que direta ou indiretamente fizeram parte desta jornada, toda a troca de conhecimento e experiência foi fundamental para hoje estarmos completando com sucesso este sonho.

Por fim, a todas as pessoas que acompanharam de perto essa jornada, obrigada por todo apoio, paciência e compreensão.

PANDELÓ, C. N. B; CRUZ, E. G; CRUZ, Y. T. D. **Efeito da Condição Microestrutural Sobre a Resistência à Corrosão, Dureza de Aços Inoxidáveis Austenítico e Duplex.** 2020. Dissertação (ENGENHARIA MECÂNICA) – Fundação Oswaldo Aranha, Centro Universitário de Volta Redonda, Volta Redonda, 2020

## RESUMO

Neste trabalho foi avaliado a resistência à corrosão e dureza entre os aços inoxidáveis duplex AISI 2304 e austenítico AISI 304 quando submetidos a procedimento de soldagem e tratamento térmico. Nas avaliações quando estes submetidos a procedimento de soldagem e tratamento térmico, foram usadas metalografia, ensaios de dureza e corrosão para constatação da alteração de suas propriedades. A soldagem mecanizada foi realizada utilizando o processo de soldagem TIG pulsado autógena empregando-se proteção gasosa (Argônio) no qual foi aplicado os aportes térmicos de 0,5 kJ/mm, 1,5 kJ/mm e 2,0 KJ/mm em ambos os aços. O tratamento térmico foi realizado com temperatura de 750°C e 1100°C e permaneceram por uma hora e meia em forno mufla seguido de resfriamento brusco em água. Após a exposição às temperaturas nos procedimentos de soldagem e tratamento térmico, foi observado crescimento de grão na zona fundida (ZF) e a não precipitação da fase sigma nas amostras, mediante microscopia óptica. O emprego do ensaio de corrosão corroborou o efeito das temperaturas estabelecidas sobre à resistência a corrosão dos aços onde, o aço inoxidável duplex apresentou menor perda de massa devido a não precipitação da fase intermetálica. Este estudo nos proporciona um amplo conhecimento a respeito dos aços inoxidáveis sobre o impacto da energia de soldagem, da exposição a altas temperaturas e a ambientes corrosivos. Os resultados obtidos são de extrema importância para tomada de decisões em projetos de engenharia, possibilitando a escolha de materiais com melhor custo/benefício.

**Palavras-chave:** Aços inoxidáveis duplex e austenítico; microestrutura; resistência à corrosão; soldagem; tratamento térmico.

PANDELÓ, C. N. B; CRUZ, E. G; CRUZ, Y. T. D. **Effect of the microstructural condition about the corrosion resistance and hardness of the stainless steels and austenitic.** 2020. Dissertation ( MECHANICAL ENGINEERING) – Fundação Oswaldo Aranha, Centro Universitário de Volta Redonda, Volta Redonda, 2020

## **ABSTRACT**

In this work it was evaluated the corrosion resistance and hardness between the duplex stainless steels AISI 2304 and austenitic AISI 304 when a welding and heat treatment procedure occurs. In evaluations when they present a welding and heat treatment procedure, metallography, hardness and corrosion tests were used to verify the change in their properties. Mechanized welding was carried out using the autogenous pulsed TIG welding process using gas protection (Argon) in which the thermal inputs of 0.5 kJ / mm, 1.5 kJ / mm and 2.0 KJ / mm were applied in both steels. The heat treatment was carried out at a temperature of 750°C and 1100°C and will remain for an hour and a half in a muffle furnace followed by sudden cooling in water. After exposure to offers in the welding and heat treatment procedures, grain growth was observed in the molten zone (MZ) and the non-transformation of the sigma phase using, using optical microscopy. The use of the corrosion test corroborated the effect of the defined characteristics on the corrosion resistance of steels where, the duplex stainless steel presented less loss of mass due to the non-mandatory intermetallic phase. This study offers us a wide knowledge about stainless steels on of the impact of welding energy, exposure to high temperatures and corrosive environments. The results obtained are extremely important for decision making in engineering projects, allowing the choice of materials with the best cost / benefit.

**Keywords:** Duplex and austenitic stainless steels; microstructure; corrosion resistance; welding; heat treatment.

## LISTA DE FIGURAS

<b>Figura 1:</b> Conversor AOD evidenciando as tubeiras.....	25
<b>Figura 2:</b> Esquema de um forno VOD. ....	26
<b>Figura 3:</b> Fluxograma de fabricação em aço inoxidável .....	28
<b>Figura 4:</b> Efeito do teor crescente de Cr (passividade) na resistência à corrosão em aços ao cromo expostos durante 10 anos em atmosférica industrial. ....	32
<b>Figura 5:</b> Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex. ....	34
<b>Figura 6:</b> Diagrama de equilíbrio Fe-Cr .....	35
<b>Figura 7:</b> Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico. ....	37
<b>Figura 8:</b> Exemplo de microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 403 temperado e revenido. ....	39
<b>Figura 9:</b> Exemplo de microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 420 temperado e revenido. ....	39
<b>Figura 10:</b> Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico (ABNT 409).....	40
<b>Figura 11:</b> Modelo de nucleação e crescimento da fase sigma durante a transformação eutetóide (ferrita em sigma = austenita) em um aço inoxidável duplex.....	42
<b>Figura 12:</b> Micrografia da austenita secundária no metal de solda de uma liga superduplex (1000x). Ataque eletrolítico: ácido sulfúrico. ....	45
<b>Figura 13:</b> Solda em perfilados.....	47
<b>Figura 14:</b> Esquemático do procedimento de soldagem TIG.....	48
<b>Figura 15:</b> Representação geral do sistema de soldagem TIG. ....	48
<b>Figura 16:</b> Ensaio de dureza.....	54
<b>Figura 17:</b> Partículas de carbeto de cromo que se precipitaram ao longo dos contornos de grão no aço inoxidável, e as respectivas zonas exauridas de cromo. ....	58

<b>Figura 18:</b> Corrosão em torno do cordão de solda em um aço inoxidável. As regiões ao longo das quais as ranhuras se formaram foram sensibilizadas conforme a solda esfriava. ....	59
<b>Figura 19:</b> Pites em uma chapa de aço inoxidável AISI 304 causados por uma solução contendo ácido e cloreto. ....	60
<b>Figura 20:</b> Micrografia de trincamento causado por corrosão sob tensão intergranular. ....	62
<b>Figura 21:</b> Microestrutura do aço inoxidável AISI 304 sensibilizado a 600°C por 100 horas. ....	63
<b>Figura 22:</b> Diagrama (Cr/Ni) <sub>eq</sub> .....	65
<b>Figura 23:</b> Diagrama TTT. ....	66
<b>Figura 24</b> Esquema fixação dos termopares. ....	69
<b>Figura 25:</b> Equipamento para soldagem automática .....	71
<b>Figura 26:</b> Corpo de prova após aporte térmico - esquema do ensaio de dureza. ....	74
<b>Figura 27:</b> Ensaio de dureza.....	75
<b>Figura 28:</b> Amostras embutidas a esquerda e a direita a lixadeira manual utilizada. ....	76
<b>Figura 29:</b> Amostra após lixada, polida e atacada.....	77
<b>Figura 30:</b> Balança de alta precisão utilizada para pesar as amostras.....	78
<b>Figura 31:</b> Amostras imersas na solução de cloreto férrico após as 68h no forno a 50°C. ....	79
<b>Figura 32:</b> Software ImageJ.....	80
<b>Figura 33:</b> Caixa do ImageJ para ajuste na etapa de limiarização. ....	82
<b>Figura 34:</b> Caixa do ImageJ para ajuste na etapa de análise de partículas. ...	83
<b>Figura 35:</b> Metalografia do aço inoxidável Duplex AISI 2304 400x como recebido original (sem tratamento no ImageJ).....	84

<b>Figura 36:</b> Metalografia do aço inoxidável Duplex AISI 2304 400x como recebido após tratamento no ImageJ.....	84
<b>Figura 37:</b> Metalografia do aço inoxidável Duplex AISI 2304 com tratamento térmico a 1100°C 400x original (sem tratamento no ImageJ).....	85
<b>Figura 38:</b> Metalografia aço inoxidável Duplex AISI 2304 com tratamento térmico a 1100°C 400x após tratamento no IMAGEJ.....	85
<b>Figura 39:</b> Exemplo do procedimento de contagem de grão por intersecção no ImageJ com a linha em 45°C. ....	88
<b>Figura 40:</b> Exemplo do procedimento de contagem de grão por intersecção no ImageJ com a linha em 180°C. ....	88
<b>Figura 41:</b> Corpo de prova após soldagem com baixa energia de soldagem (0,5kJ/mm). ....	89
<b>Figura 42:</b> Corpo de prova após soldagem com alta energia de soldagem (2,0kJ/mm). ....	90
<b>Figura 43:</b> Profundidade do cordão de solda no corpo de prova soldado a alta energia de soldagem (2,0 kJ/mm).....	90
<b>Figura 44:</b> Profundidade do cordão de solda no corpo de prova soldado a baixa energia de soldagem (0,5 kJ/mm). ....	91
<b>Figura 45:</b> Gráfico de temperatura - Aço inoxidável Duplex AISI 2304 – Aporte térmico 0,5 KJ/mm. ....	91
<b>Figura 46:</b> Gráfico de temperatura - Aço inoxidável duplex AISI 2304 - Aporte térmico de 2,0 KJ/mm. ....	92
<b>Figura 47:</b> Gráfico da temperatura – Aço inoxidável austenítico AISI 304 – aporte térmico 2,0 KJ/mm. ....	93
<b>Figura 48:</b> Aço inoxidável Duplex AISI 2304 como recebido aumento de 400x. ....	94
<b>Figura 49:</b> Aço inoxidável duplex AISI 2304 1h30 no forno a 750°C aumento de 400x. ....	95

<b>Figura 50:</b> Aço duplex 1h30 no forno a 1100°C aumento de 400x .....	95
<b>Figura 51:</b> Aço inoxidável austenítico AISI 304 como recebido aumento de 400x. .....	96
<b>Figura 52:</b> Aço inoxidável austenítico AISI 304 1h30 no forno a 750°C aumento de 400x. ....	97
<b>Figura 53:</b> Aço inoxidável austenítico AISI 304 1h30 no forno a 1100°C aumento de 400x. ....	97
<b>Figura 54:</b> Aço inoxidável duplex AISI 2304 aporte 0,5KJ/mm aumento de 100x. .....	98
<b>Figura 55:</b> Aço inoxidável duplex AISI 2304 aporte 2,0KJ/mm aumento de 100x. .....	99
<b>Figura 56:</b> Aço inoxidável austenítico AISI 304, aporte 0,5KJ/mm aumento de 200x. ....	100
<b>Figura 57:</b> Aço inoxidável austenítico AISI 304, aporte 2,0KJ/mm aumento de 200x. ....	100
<b>Figura 58:</b> Dureza nas zonas termicamente afetadas e metal base do aço inoxidável duplex AISI 2304 com os três aportes térmicos. ....	103
<b>Figura 59:</b> Dureza nas zonas termicamente afetadas e metal base do aço inoxidável austenítico AISI 304 com os três aportes térmicos.....	104
<b>Figura 60</b> Comparação da dureza no aço inoxidável austenítico AISI 304 e do aço inoxidável duplex AISI 2304 com aporte térmico de 2,0 kJ/mm em suas zonas termicamente afetadas e metal base. ....	105
<b>Figura 61:</b> Resultados da perda de massa do ensaio de corrosão .....	106
<b>Figura 62:</b> Amostras que sofreram corrosão por pit. ....	106

## LISTA DE TABELAS

<b>Tabela 1</b> Composição química e identificação dos eletrodos no processo TIG. .....	49
<b>Tabela 2</b> Gases de Proteção Sugeridos para o processo TIG.....	50
<b>Tabela 3</b> Composição típica (%) do aço inoxidável austenítico AISI 304. ....	67
<b>Tabela 4</b> Composição típica (%) do aço inoxidável duplex AISI 2304. ....	67
<b>Tabela 5</b> Profundidade de instalação dos termopares de acordo com o aporte térmico. ....	70
<b>Tabela 6</b> Taxa de resfriamento das amostras que passaram por procedimento de soldagem.....	93
<b>Tabela 7</b> Contagem de grãos amostra como recebido do aço inoxidável Duplex AISI 2304.....	101
<b>Tabela 8</b> Contagem de grãos amostra do aço inoxidável Duplex AISI 2304 que sofreu tratamento térmico. ....	101

## LISTA DE EQUAÇÕES

<b>Equações 1</b> .....	51
<b>Equações 2</b> .....	61
<b>Equações 3</b> .....	65
<b>Equações 4</b> .....	65

## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute (Instituto Americano de Ferro e Aço)
AOD	<i>Argon-Oxygen-Descarburization</i>
Ar	Argônio
ASM	American Society of Materials (Sociedade Americana de Materiais)
ASTM	American Society of Testing Materials (Sociedade Americana de Testes e Materiais)
C	Carbono
CCC	Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	Estrutura cúbica de face centrada
CO	Monóxido de carbono
Cr	Cromo
Cr-Ni	Cromo- Níquel
Fe	Ferro
Fe-Cr	Ferrocromo
He	Hélio
J/cm	Joule por centímetro
KJ/mm	Quilo joule por milímetro
L/min	Litros por minuto
Mm	Milímetro
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio

$\eta$	Fase intermetálica Laves
Ni	Níquel
O	Oxigênio
Si	Silício
Th	Tório
TIG	Tungsten Inert Gas (Soldagem por Gás Inerte de Tungstênio)
V	Volts
VOD	<i>Vacuum-Oxygen-Descarburization</i>
W	Tungstênio
ZF	Zona Fundida
ZTA	Zona termicamente afetada
$\alpha$	Microestrutura ferrítica
$\gamma$	Microestrutura austenítica
$\sigma$	Fase sigma
$\chi$	Fase intermetálica Chi

# SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	19
1.2 OBJETIVOS .....	20
<b>1.2.1 Objetivo geral</b> .....	20
<b>1.2.2 Objetivo específicos</b> .....	20
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	21
2.1 HISTÓRIA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS .....	21
2.1.1 História dos aços inoxidáveis duplex .....	23
2.2 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS .....	24
<b>2.2.1 Método AOD (Argon-Oxygen-Descarburization)</b> .....	25
<b>2.2.2 Método VOD (Vacuum-Oxygen-Descarburization)</b> .....	26
<b>2.2.3 Fabricação em usinas integradas e semi-integradas</b> .....	26
<b>2.2.4 Fabricação em usinas integradas</b> .....	27
<b>2.2.5 Fabricação em usinas semi-integradas</b> .....	29
2.3 APLICAÇÕES DOS AÇOS INOXIDÁVEIS .....	29
2.4 AÇOS INOXIDÁVEIS.....	31
<b>2.4.1 Aços inoxidáveis duplex</b> .....	33
<b>2.4.2 Aços inoxidáveis austeníticos</b> .....	36
<b>2.4.3 Aços inoxidáveis martensíticos</b> .....	38
<b>2.4.4 Aços inoxidáveis ferríticos</b> .....	40
<b>2.4.5 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação</b> .....	40
2.5 PRECIPITAÇÃO DE FASES NOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX .....	41
<b>2.5.1 Fase sigma</b> .....	42
<b>2.5.2 Cabonetos</b> .....	43

<b>2.5.3 Nitretos</b> .....	44
<b>2.5.4 Austenita secundária</b> .....	45
<b>2.5.5 Fase alfa'</b> .....	45
<b>2.6 SOLDAGEM</b> .....	46
<b>2.6.1 Metalurgia da soldagem</b> .....	47
<b>2.6.2 Processo de soldagem TIG não pulsada</b> .....	47
<b>2.6.3 Energia de soldagem e sua influência nos aços inoxidáveis</b> .....	51
<b>2.6.4 Tensões residuais</b> .....	52
<b>2.7 DUREZA</b> .....	53
<b>2.7.1 Ensaio de dureza Rockwell</b> .....	54
<b>2.7.2 Dureza dos aços inoxidáveis</b> .....	55
<b>2.8 CORROSÃO</b> .....	56
<b>2.8.1 Camada passivante nos aços inoxidáveis</b> .....	56
<b>2.8.2 Formas de corrosão</b> .....	57
2.8.2.1 Corrosão intergranular e fenômeno de sensitização .....	57
2.8.2.2 Corrosão por pite .....	60
2.8.2.3 Corrosão sob tensão .....	61
<b>2.8.3 Fenômeno de sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos</b> .....	63
<b>2.9 TRATAMENTOS TÉRMICOS</b> .....	64
<b>2.9.1 Tratamento de solubilização</b> .....	64
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	66
<b>3.1 MATERIAIS</b> .....	66
<b>3.2 MÉTODOS</b> .....	68
<b>3.2.1 Soldagem</b> .....	68

3.2.1.1	Fixação dos termopares .....	68
3.2.1.2	Processo de soldagem tig não pulsada .....	70
<b>3.2.2</b>	<b>Tratamento térmico .....</b>	<b>72</b>
<b>3.2.3</b>	<b>Ensaio de dureza .....</b>	<b>73</b>
3.2.3.1	Preparação das amostras para análise em microscópio óptico .....	75
<b>3.2.4</b>	<b>Corrosão.....</b>	<b>77</b>
<b>3.2.5</b>	<b>Análise Microestrutural .....</b>	<b>79</b>
3.2.5.1	Contabilização das fases no aço inoxidável duplex AISI 2304 .....	80
3.2.5.2	Processamento da imagem .....	80
3.2.5.3	Contagem do crescimento de grão (método intersecção) .....	86
<b>4</b>	<b>RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>89</b>
4.1	PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM .....	89
<b>4.1.1</b>	<b>Influência do aporte térmico na geometria do cordão de solda .....</b>	<b>89</b>
4.2	MICROESTRUTURA .....	94
<b>4.2.1</b>	<b>Microestrutura de tratamento térmico do aço inoxidável aisi 2304 ..</b>	<b>94</b>
<b>4.2.2</b>	<b>Microestrutura de tratamento térmico do aço inoxidável aisi 304 ....</b>	<b>96</b>
<b>4.2.3</b>	<b>Microestrutura de soldagem.....</b>	<b>98</b>
4.2.3.1	Aço inoxidável duplex aisi 2304 .....	98
4.2.3.2	Aço inoxidável austenítico aisi 304.....	99
<b>4.2.4</b>	<b>Desbalanceamento das fases.....</b>	<b>101</b>
<b>4.2.5</b>	<b>Crescimento de grão .....</b>	<b>102</b>
4.3	DUREZA.....	102
4.4	CORROSÃO.....	105
<b>5</b>	<b>CONCLUSÕES .....</b>	<b>107</b>

<b>6 TRABALHOS FUTUROS.....</b>	<b>109</b>
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>110</b>

## 1. INTRODUÇÃO

Atualmente uma das principais buscas da sociedade é o controle da corrosão. Em virtude desta incessante busca, mas também de outras finalidades para atender necessidades as quais, são exigidos maiores desempenhos quanto a resistência à corrosão aliado com satisfatórios valores de tenacidade e resistência mecânica, destacam-se os aços inoxidáveis. Dentre eles, encontram-se os aços inoxidáveis austeníticos e os aços inoxidáveis duplex.

Encontrar os materiais que possuem o melhor custo/benefício, com a finalidade de reduzir os custos mantendo a qualidade, de forma que os materiais selecionados continuem exercendo sua função de forma satisfatória e segura, é uma parcela relevante dos projetos de engenharia, tornando-se muitas vezes um desafio.

Para tanto, há estudos científicos, como o apresentado neste trabalho, que promovem comparações sobre os diferentes materiais disponíveis no mercado. Em determinadas aplicações os aços inoxidáveis duplex possuem a proposta de substituir os aços inoxidáveis austeníticos por apresentarem desempenho superior relacionado a algumas propriedades, tais como mecânicas e resistência à corrosão, e a possibilidade de ter custos de fabricação e manutenção inferiores. Esta relação é justificada devido ao percentual de elementos de liga presentes, que é o caso dos aços inoxidáveis duplex baixa liga, o qual se mostra presente nesta pesquisa.

Os aços inoxidáveis duplex possuem a microestrutura caracterizada por apresentar matriz ferrítica e a austenita aparece precipitada em forma de “ilhas”. As ligas dos inoxidáveis duplex, combinam boa resistência à corrosão com propriedades mecânicas satisfatórias, além de possuírem boa usinabilidade e soldabilidade. Isto ocorre exclusivamente em função, do balanceamento em igual proporção das frações volumétricas das duas principais fases que o compõem: austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\alpha$ ). [LOUREIRO, 2010]. Teores maiores desta fase provoca o aumento da resistência mecânica, no entanto favorecem a precipitação da fase sigma ( $\sigma$ ), dada as condições de contorno do resfriamento de solidificação. [SENATORE; FINZETTO, 2007]

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam microestrutura austenítica ( $\gamma$ ), no qual os átomos se organizam em reticulados cúbicos de face centrada (CFC), são paramagnéticos e não são endurecíveis através de tratamento térmico. São ligas metálicas que possuem principalmente, altos teores de ferro (Fe), cromo (Cr) e níquel (Ni). [PADILHA; GUEDES, 2007]

Os aços inoxidáveis austeníticos, possuem boa ductilidade e tenacidade, porém são desprovidos de elevada resistência mecânica quando comparados aos aços inoxidáveis duplex. Pelo fato de possuírem o Cr em sua composição química, este promove o que mais atrai nesta liga metálica, que são a resistência à corrosão e à oxidação, sobretudo em elevadas temperaturas. [PADILHA; GUEDES, 2007]

O inconveniente encontrado em algum dos aços inoxidáveis austeníticos é o fenômeno da sensitização. Este processo ocorre devido à combinação do cromo com o carbono livre a temperaturas entre aproximadamente 450°C a 850°C, tornando-o suscetível a corrosão intergranular. [WANG; YANG, 2001]

## 1.2 OBJETIVOS

### 1.2.1 Objetivo geral

O presente trabalho teve a finalidade de comparar a resistência à corrosão e dureza entre o aço inoxidável austenítico AISI 304 e o aço inoxidável duplex AISI 2304 após procedimento de soldagem e tratamento térmico.

### 1.2.2 Objetivo específicos

1. Realizar procedimento de soldagem com aportes térmicos baixo, médio e alto em ambos os aços inoxidáveis;
2. Comparar, mediante a ensaio de dureza, esta propriedade no metal base e na zona termicamente afetada para cada aporte térmico adotado, em cada amostra dos aços inoxidáveis em estudo;
3. Realizar tratamento térmico em ambos os aços inoxidáveis;

4. Realizar análise metalográfica a fim de observar crescimento de grão, desbalanceamento de fase no aço inoxidável duplex AISI 2304 e precipitação de novas fases nos aços;
5. Realizar ensaio de corrosão e comparar a resistência à corrosão dos dois aços inoxidáveis, bem como a influência do tratamento térmico nesta propriedade.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 HISTÓRIA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

O aparecimento de ligas metálicas essencialmente com características de resistência à corrosão e ao calor são relativamente recentes embora, já no início do século XX nos Estados Unidos, Inglaterra e Alemanha estudiosos da área metalúrgica pesquisavam e realizavam estudos e experimentos interessantes sobre um determinado número de ligas no campo de conhecimento destes materiais. [DOAN; MAHLA, 1941]

Dentre os estudos desenvolvidos para descoberta de novas ligas metálicas, mas também, dos experimentos cujas resultantes não eram devidamente intencionais pode-se comentar fatos históricos relevantes ao desenvolvimento dos aços inoxidáveis.

Em 1903, em Chicago, A. L. Marsh com o intuito de se obter um material, cujas propriedades eram satisfatórias para consistir pares termoelétricos, fundia níquel ao cromo em um cadinho. [DOAN; MAHLA, 1941]

B. Strauss e E. Maurer, entre os anos de 1909 e 1912 na Alemanha, fizeram pesquisas da liga FeCrNi, no qual observaram que o aço tinha extensa aplicabilidade não somente no campo dos materiais resistentes à corrosão, mas também em ambientes que continham em sua atmosfera, agentes oxidantes e de grande liberação de cargas térmicas. No mesmo ano, foram solicitadas patentes para dois grupos de ligas que haviam sido descobertas, quais são: I grupo VM com 0,15% C – 14% Cr – 1,8% Ni; II grupo VA com 0,25% C - 20% Cr

– 7% Ni. Outros metalurgistas tiveram grande importância para o desenvolvimento dos conhecidos aços inoxidáveis, onde pode-se mencionar Armstrong, Becket, Portvin e Johnson. [DOAN; MAHLA, 1941]

No ano de 1912, diante a necessidade do aprimoramento de armas, H. Brearley começou a se empenhar para o descobrimento de uma liga metálica capaz de apresentar maior resistência ao desgaste dos componentes internos de armas de fogo empregadas na Primeira Grande Guerra. Sua pesquisa, dado um primeiro momento, se baseou na incessante busca de uma liga que respondesse a uma maior resistência à erosão, no entanto, ao efetuar ataque químico para revelar a microestrutura obtida de seus experimentos, aos quais eram dotados de elevados teores de cromo, Harry foi surpreendido ao constatar que o reagente utilizado (ácido nítrico) não surtia efeito algum sobre as amostras. Brearley então observou que não havia obtido nenhuma liga metálica que resistisse ao desgaste, mas sim uma resistente à corrosão. A aplicação imediata de sua descoberta foi destinada à fabricação de talheres, que até então eram processados a partir de aço carbono. Na Alemanha um ano mais tarde, Eduard Maurer que estudava uma liga Fe-Cr que continha cerca de 8% de níquel, confirmou a ideia de que as ligas que continham maiores concentrações de cromo eram mais resistentes à corrosão. [DOAN; MAHLA, 1941]

A patente da liga metálica obtida acontecera em 1914 juntamente a E. Stuart, onde fizeram suas primeiras tentativas de explorar a liga inesperadamente descoberta. O título da descoberta consistia entre 9 a 16% de cromo e carbono inferior a 0,70%, onde a fabricação e processamento dos aços se dava principalmente em fornos elétricos seguido de tratamento térmico adequado para assegurar maior homogeneidade à matriz metálica, bem como eliminar os carbonetos livres. Em paralelo, as atividades de fabricação a nível comercial já se iniciavam nos Estados Unidos em 1914 para cutelaria, na usina da First Sterling próximo a Pittsburgh. [DOAN; MAHLA, 1941]

Os aços cuja composição continha cromo aliado aos baixos níveis de carbono teve desenvolvimento lento que o tipo para cutelaria. Estudos indicam que a comercialização começou efetivamente em 1920, na Inglaterra, quando a usina Brown Bayley's Steel Works, de Sheffield, fundiu aproximadamente seis

toneladas destes aços em lingotes quadrados de doze polegadas. [DOAN; MAHLA, 1941]

### **2.1.1 História dos aços inoxidáveis duplex**

O primeiro relato sobre o aço inoxidável duplex surgiu em 1927 quando Bain e Griffith expuseram seus resultados de um sistema FeCrNi onde, mencionaram a existência de um campo bifásico, cujas fases observadas eram austenita e ferrita. [LOUREIRO, 2010]

Na década seguinte em uma usina francesa, um erro de adição de materiais de liga no processo de fabricação deste aço que compreendia em um balanço de 18% Cr – 9% Ni – 2,5% Mo resultou em uma composição contendo 20% Cr – 8% Ni – 2,5% Mo, onde obteve-se uma alta taxa de fração volumétrica de ferrita numa matriz austenítica. [MARTINS; CASTELETTI]

Anos mais tarde, as primeiras toneladas de aço inoxidável duplex foram produzidas nos países onde a industrialização já se encontrava em situação avançada, quando na França de 1937 surgiu a denominação “Novas Ligas Inoxidáveis”, onde essas ligas se destacaram devido a uma maior resistência à corrosão, uma vez que continha cobre como elemento de liga adicionado à composição. [MARTINS; CASTELETTI]

Na década seguinte conforme estudos e pesquisas avançavam neste campo de conhecimento, os aços inoxidáveis duplex foram ganhando nomes comerciais como UR50 (21% Cr – 7% Ni - 2,5% Mo) com vasta utilização de navios franceses. Outro nome comercial na mesma época obteve destaque, URANUS CH, no qual determinantemente apresentava um limite de escoamento da ordem de 530MPa sob a condição solubilizada e do efeito de endurecimento causados pelos elementos carbono e nitrogênio. [MARTINS; CASTELETTI; LOUREIRO, 2010]

Em meados dos anos 1960, foram realizados estudos essencialmente voltados para questões de trabalhabilidade à quente, soldabilidade, resistência à corrosão e de alterações microestruturais devido à estímulos de tratamentos térmicos. [MARTINS; CASTELETTI]

Por fim, com a introdução de processos de refinamento de oxigênio (Vacuum Oxygen Decarburisation e Argon Oxygen Decarburisation), o mesmo beneficiou o controle das frações de ferrita e austenita por meio da manipulação de certos elementos químicos presentes na composição, como o próprio oxigênio e o enxofre. [MARTINS; CASTELETTI; LOUREIRO, 2010]

Com isso, sobre o aspecto de desenvolvimento, o mesmo ocorreu por conta da busca incessante de ligas, cuja composição e propriedades estivessem intimamente interligadas para aplicação nos mais diferentes contextos e cenários das atividades industriais.

## 2.2 PROCESSOS DE FABRICAÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS

Em um primeiro momento, os processos de fusão, redução, refino e balanceamento de composição química nos aços inoxidáveis eram realizados apenas em um único forno. Porém, com o advento da produção do  $O_2$  em grandes toneladas, aliado à crescente demanda de aços de extra baixo carbono, dos tipos 304L e 316L, promoveu-se um significativo desenvolvimento dos métodos de fabricação destes aços, o que, resultou em valores de carbono inferiores a 0,08%. [ARAUJO, 1997]

Vale ressaltar que durante a fabricação destes aços, a redução da concentração de carbono por oxidação na presença de cromo, torna-se o maior desafio. Sabe-se que o cromo é um elemento de fácil ligação com o carbono e, portanto, constitui-se de grande possibilidade de ser incorporado pela escória. Diante desta problemática, a perda do cromo para a escória resultante do processo da fabricação dos aços inoxidáveis, torna o processo de fabricação com baixo rendimento. [ARAUJO, 1997]

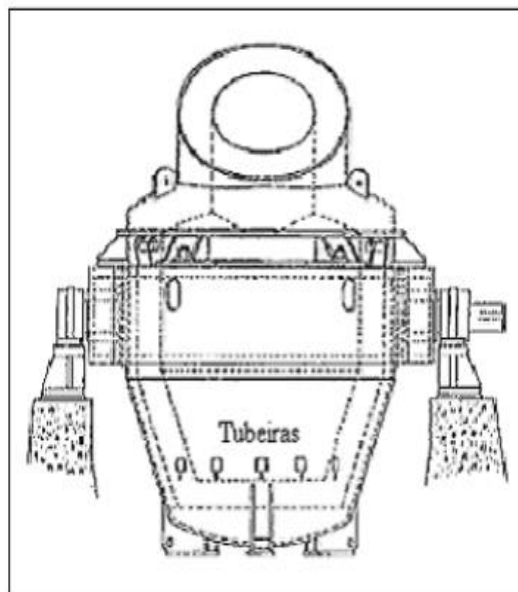
Mais tarde, por volta da década de 1960, surgiu o refino de corridas de aços inoxidáveis com elevados teores de cromo, através do método à vácuo. Este processo assegurou composições com teores de carbono inferiores a 0,05%. Em seguida, os processos de refino a gás utilizando argônio possibilitaram a redução custosa na fabricação destas ligas. Por fim a fusão da carga passou a ser efetuada em forno elétrico e o refino, numa unidade

metalúrgica separada, a vácuo ou de sopro combinado, onde os métodos mais tradicionais na fabricação de ligas de aços inoxidáveis são os conhecidos “AOD” (*Argon-Oxygen-Decarburization*) e “VOD” (*Vacuum-Oxygen-Decarburization*). (ARAÚJO, 1997)

### 2.2.1 Método AOD (Argon-Oxygen-Decarburization)

O processo AOD é caracterizado pela injeção de uma mistura contendo argônio e oxigênio soprada no banho através de tubeiras e o efeito desta injeção é a formação de bolhas com pressão parcial de CO muito baixa que, sob o efeito termodinâmico, tem o mesmo efeito que uma redução da pressão. Em outras palavras, o gás inerte dilui o CO nas bolhas, reduzindo a pressão parcial de CO. A proporção da mistura de gases e a profundidade do banho devem ser tais que as bolhas deixem o aço ao se aproximarem do equilíbrio da reação ( $C + O = CO$ ). Os elevados índices de reação e as altas velocidades de descarburização deste conversor permitem o uso de teores mais elevados de carbono no forno primário. (SILVA; A.L., 2006) A figura 1 a seguir, permite observar o esquema de um conversor AOD.

**Figura 1:** Conversor AOD evidenciando as tubeiras.



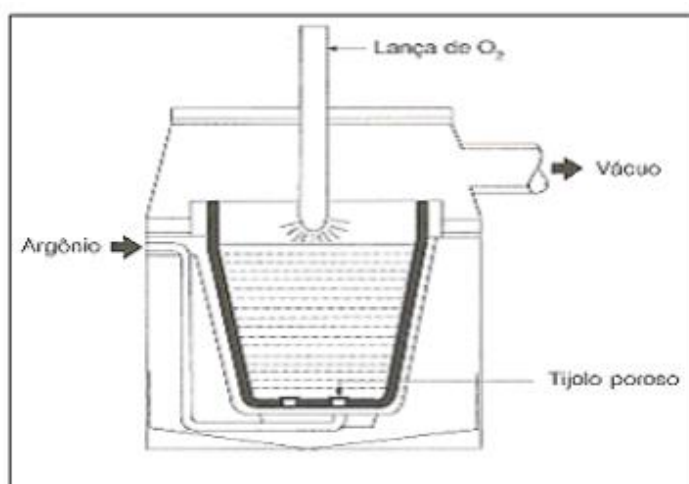
**Fonte:** ARAÚJO L.A, (1997).

### 2.2.2 Método VOD (Vacuum-Oxygen-Descarburization)

Neste processo o oxigênio é injetado no banho através de uma lança, sob a condição à vácuo. É o método mais indicado quando se almeja uma liga com baixos teores de carbono, nitrogênio e hidrogênio. Vale destacar, que o processo VOD permite atingir rendimentos de cromo acima de 97% e o carbono, em teores inferiores a 0,012%. (SILVA; A.L, 2006)

O oxigênio introduzido na panela, é efetuado por uma lança, a qual atravessa a tampa (região superior) da câmara e o argônio é introduzido no fundo da panela a fim de agitar as reações do banho. O refino da composição é controlado em função da taxa de fornecimento de oxigênio, à distância da lança ao banho e o fluxo do gás inerte. (SILVA; A.L, 2006; ARAÚJO L.A, 1997) A seguir na figura 2, pode-se observar o esquema de um forno VOD.

**Figura 2:** Esquema de um forno VOD.



Fonte: SILVA; A.L. (2006).

### 2.2.3 Fabricação em usinas integradas e semi-integradas

Os aços inoxidáveis desta pesquisa, assim como os demais da classificação da família destes aços, podem ser fabricados a partir de usinas integradas, como em usinas semi-integradas. A primeira mencionada, é caracterizada essencialmente pelas etapas macro de processamento, como

redução, refino e laminação. Em contrapartida, as usinas semi-integradas baseiam-se em apenas duas etapas, quais são, refino e laminação.

#### **2.2.4 Fabricação em usinas integradas**

As principais matérias primas empregadas nestas usinas são o minério de ferro, os fundentes e carvão, podendo este, ser vegetal ou mineral. (ADAMIAN, 2009; CASTRO; FIGUEIRA, 1985)

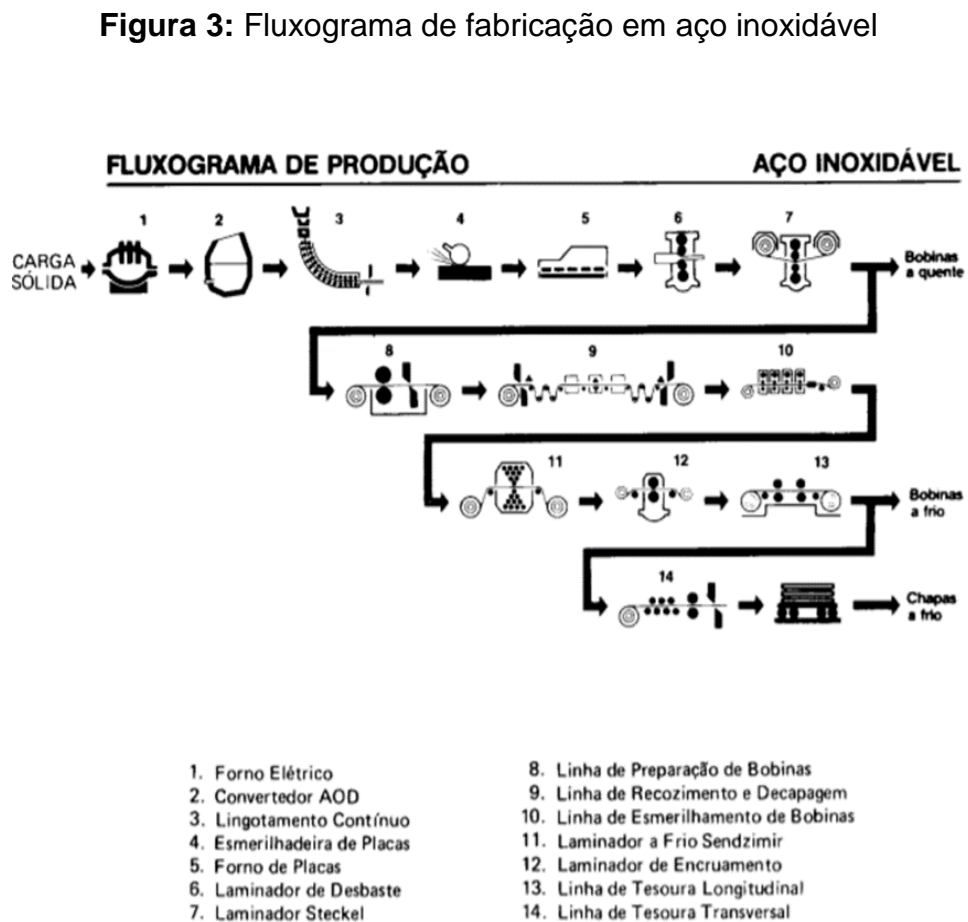
O processo de sinterização é destinado, após misturar e homogeneizar um conjunto de matérias-primas, submeter esta mistura a uma semifusão numa faixa de temperatura entre 1200 a 1400°C. A sinterização é, portanto, o processo que faz a preparação de finos de minério de ferro e outras matérias-primas complementares a serem encaminhados e posteriormente consumidos no alto-forno, que por sua vez, reduz o minério de ferro. Diferentemente da sinterização, a pelletização é a etapa responsável por realizar a aglomeração de ultrafinos. [CASTRO; FIGUEIRA; TAVARES, 1985]

Em sequência, a adição dos fundentes à carga é feita de modo que estes reajam com os constituintes indesejáveis do forno metalúrgico. Espera-se a formação de compostos estáveis, aos quais no processo subsequente ou no próprio dispositivo, se separarão do banho para resultarem na escória do processo em questão. Nesta etapa o carvão atua como elemento redutor. O resultado do processo de redução no forno é o ferro gusa que, posteriormente será encaminhado à aciaria. [CASTRO; FIGUEIRA; TAVARES, 1985]

Depois, a matéria-prima entregue à aciaria pelo alto-forno, é misturada por meio da adição de elementos formadores da microestrutura típica dos aços inoxidáveis, quais são, ligas de cromo, ligas de níquel, ligas de molibdênio e até mesmo sucata de aço inoxidável. Nesta etapa a mistura recebe um tratamento de dessiliciação, desfosforação, dessulfuração e descarburização. Em seguida, o metal líquido recebe ajustes finais de controle da composição química e de temperatura do banho e então, o aço inoxidável líquido resultante é transformado em placas, tarugos e outros produtos no lingotamento contínuo. [CHIAVERINI, 1965]

Por fim, o processo de laminação é dividido em laminação a quente e laminação a frio. A primeira mencionada, recebe o produto oriundo do lingotamento contínuo, é impresso um reaquecimento e logo o aço é encaminhado para as cadeiras de laminação, ocorrendo desta forma, um aumento do comprimento e redução da seção transversal da placa que, posteriormente será processada em forma de bobina. A segunda em questão, é basicamente subdividida tipicamente em fornos do tipo caixa e laminadores de encruamento. Portanto, as bobinas a quente em aço inoxidável são transformadas em bobinas laminadas a frio que logo são beneficiadas e cortadas, conforme as especificações do cliente. [CHIAVERINI, 1965]

A seguir na figura 3, pode-se verificar um fluxograma de produção em aço inoxidável do grupo Acesita.



Fonte: ACESITA (2008).

### **2.2.5 Fabricação em usinas semi-integradas**

A fabricação em usinas semi-integradas inicia-se na aciaria, não havendo etapas antecedentes de redução. É empregado num primeiro momento ferro gusa em pequenas quantidades, e depois, elementos como ligas de cromo, ligas de níquel e molibdênio e sucatas de aço inoxidável. [SILVA; MEI, 2006]

Sobre este aspecto, os fornos elétricos a arco (FEA) são responsáveis por promover a fusão entre a sucata de aço inoxidável e os diferentes compostos adicionados propositalmente. Após a fusão da mistura, o metal líquido é vazado em um segundo reator, uma vez que, o forno elétrico a arco é inapropriado para fornecer a redução do teor de carbono do banho até os níveis exigidos para o aço inoxidável. (SILVA; MEI, 2006). Nos métodos utilizados para descarburização (VOD ou AOD), é atribuída a vantagem de disponibilidade do FEA para a fusão de outra demanda de sucata, além de possibilitar o ajuste da composição da liga processada.

Após o processo de descarburização utilizado, as etapas subsequentes são equivalentes aos da usina integrada nos termos de laminação e beneficiamento do produto.

## **2.3 APLICAÇÕES DOS AÇOS INOXIDÁVEIS**

Os aços inoxidáveis possuem a grande vantagem de apresentar ótima resistência a corrosão, um dos motivos que os tornam um material durável. Desta forma torna-se evidente, que os aços inoxidáveis são muito utilizados em aplicações onde estarão em contato direto com fluidos, como a água, óleo e gás e em construções civis. O descobrimento e o desenvolvimento do aço inoxidável permitiram significativa evolução em aplicações na engenharia, promovendo a elaboração de projetos de construções seguras em ambientes agressivos.

São aplicados principalmente, em equipamentos de indústrias em que é de extrema necessidade a resistência a corrosão das partes construtivas de máquinas que, em geral mantêm contato com atmosfera degradante. O controle da corrosão é necessário para não ocorrer, por exemplo, a contaminação de um

produto, como em indústrias alimentícias, ou a fragilização de uma estrutura, como nas plataformas de petróleo e gás, e nas construções civis. [OLIVEIRA, 2009]

A escolha de qual aço inoxidável e sua respectiva composição química para determinada aplicação vai depender, principalmente, dos seguintes fatores: temperatura de trabalho do ambiente e o tipo de processo no qual será inserido; tipo de ambiente que ficará exposto (meios ácidos, meios que contém cloreto e meios ácidos redutores que contém cloretos, por exemplo) seguido do grau de resistência a corrosão que a liga em questão irá suportar; propriedades mecânicas e soldabilidade. [ACESITA, 2008]

Os aços inoxidáveis austeníticos são amplamente utilizados na indústria alimentícia, tanto nos equipamentos quanto nas embalagens utilizadas. Isto se deve ao fato de que ele possui um preço baixo, satisfatória resistência a corrosão em altas temperaturas e, principalmente, por não dissolver substâncias tóxicas, que eventualmente contaminariam os produtos. Porém, é necessário que a composição química das ligas esteja nas quantidades permitidas pelos órgãos competentes. [ACESITA, 2008]

Os aços inoxidáveis duplex apresentam uma maior resistência a corrosão sob tensão, por conta de sua fase ferrítica. A corrosão sob tensão pode ocorrer, por exemplo, em trocadores de calor. Por conta disso, há estudos para viabilizar a substituição de aços inoxidáveis austeníticos em trocadores de calor por aços inoxidáveis duplex. Porém, este último, quando submetido a altas temperaturas durante certo tempo, fica susceptível a precipitação da fase sigma, que fragiliza o aço. Portanto, não é conveniente sua aplicação em meios onde há elevada liberação de cargas térmicas, enquanto os aços austeníticos se sobressaem no quesito de estabilidade a altas temperaturas.

Com o aumento da exploração de petróleo em áreas cada vez mais profundas do oceano, se fez necessária a utilização de materiais mais resistentes a este tipo de ambiente. Os cloretos presentes no oceano são extremamente corrosivos e o aço inoxidável duplex apresenta maior resistência a corrosão em ambientes como este do que os aços inoxidáveis austeníticos. Por conta de apresentar resultados de caráter positivo em ambientes com

presença de cloretos, houve um aumento no uso de aços inoxidáveis duplex na indústria de óleo e gás. Além disso, o uso deste aço apresenta uma melhor economia para estas aplicações e proporciona uma redução de peso nas estruturas. [ACESITA, 2008]

Sobre o aspecto macro de aplicação, a variação do aço inoxidável austenítico AISI 304 em estudo nesta pesquisa, pode-se citar sobre o aço inoxidável austenítico AISI 304L: tanques de pulverização de fertilizantes líquidos, tanques para estocagem de produtos químicos e orgânicos, em montagem mecânica do tipo caldeiraria onde é altamente necessário o emprego de soldagem, componentes internos de válvulas e bombas, evaporadores, agitadores e acessórios para indústrias química, naval e farmacêutica, trocadores de calor, indústria frigorífica e instalações criogênicas. [ACESITA, 2008]

O custo total de aplicação dos componentes fabricados em aço inoxidável duplex é relativamente inferior em comparação com os aços inoxidáveis austeníticos devido a presença dos elementos de liga. Sua demanda tem se estendido cada vez mais devido suas propriedades notórias nos mais diferentes cenários. Dentre as principais aplicações para os aços inoxidáveis duplex, pode-se citar: tanques, principalmente aqueles destinados ao armazenamento de líquido corrosivos e mantidos aquecidos, tanques digestores para a indústria de papel, aquecedores domésticos de água, tambores de máquina de lavar, elementos construtivos de plataformas marítimas e componentes absorvedores derivado de energia mecânica em veículos automotores. [OLIVEIRA, 2009]

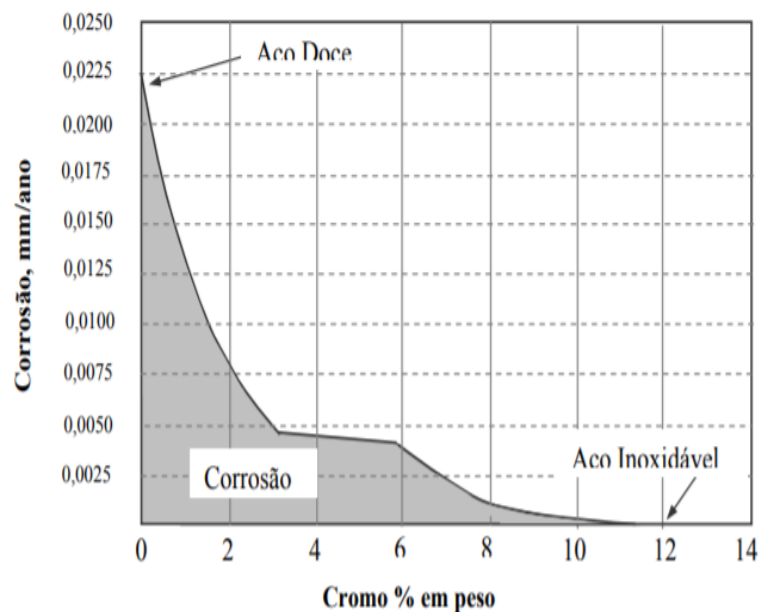
## 2.4 AÇOS INOXIDÁVEIS

Aços inoxidáveis são ligas ferrosas, baixo carbono e com no mínimo 11% de Cr. Estes aços têm por característica uma maior resistência a corrosão, quando submetido a um determinado meio ou agente agressivo. Apresenta também uma maior resistência à oxidação a altas temperaturas quando comparado a outros grupos de ligas metálicas, como por exemplo, os metais não ferrosos. [CHIAVERINI; 1965]

Estes dois fatores são justificados pela presença dos elementos que o compõem, sobretudo o cromo. Este, por sua vez, é o principal elemento que promove essas características quando em contato com o oxigênio presente na atmosfera, o que permite a formação de uma película finíssima de óxido de cromo sobre a superfície do aço, que é impermeável e insolúvel nos meios corrosivos usuais, cujo fenômeno é chamado, passivação. [COSTA E SILVA, 2010] Dentre as principais características desta camada pode-se mencionar a razoável invisibilidade, apresenta alta estabilidade, tornando difícil a sua remoção ou desprendimento, a capacidade de se regenerar sozinha e de forma instantânea e está presente em todo o volume do aço inoxidável. [PADILHA; GUEDES, 1994]

É importante ressaltar que a velocidade de formação da camada passiva é diretamente dependente do teor de cromo, na qual se torna estável, em um percentual mínimo de 11% deste elemento. A figura 4 a seguir, corrobora este percentual mínimo, evidenciando a propriedade de resistência à corrosão de materiais em aço inoxidável.

**Figura 4:** Efeito do teor crescente de Cr (passividade) na resistência à corrosão em aços ao cromo expostos durante 10 anos em atmosférica industrial.



Fonte: CHIAVERINI (1998).

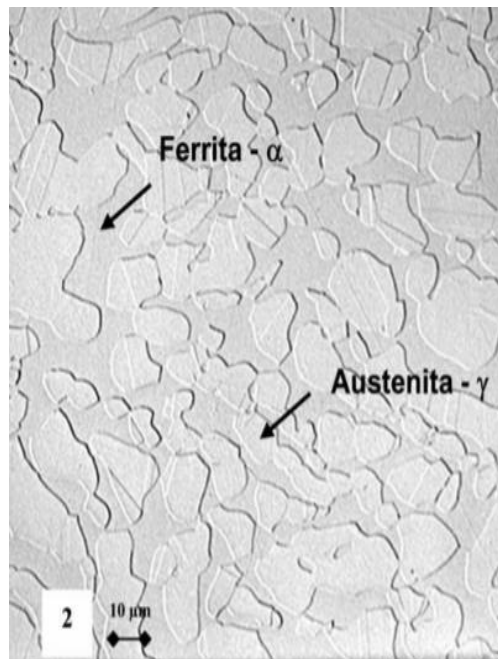
Ligas metálicas quando submetidas a ciclos térmicos, como em procedimentos de soldagem ou durante tratamentos termomecânicos, podem ter a sua microestrutura original alterada, o que pode implicar em mudanças em suas propriedades, tanto mecânicas quanto em sua resistência à corrosão. Esta afirmação será constatada no tópico resultados e discussão. A versatilidade dos aços inoxidáveis proveniente dos níveis de resistência à corrosão, resistência mecânica e ao calor origina-se dos atributos conferidos e o balanceamento estequiométrico controlado dos elementos de liga que permitem adquirir tais propriedades. [CHIAVERINI, 1965]

Estes aços, um pouco, entretanto, diferentes de outros materiais apresentam classificação de acordo com a microestrutura, quais são, aços inoxidáveis duplex, aços inoxidáveis austeníticos, aços inoxidáveis martensíticos, ferríticos e os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação. [LOUREIRO, 2010] A seguir, será explorado com mais detalhes cada um destes.

#### **2.4.1 Aços inoxidáveis duplex**

Os aços inoxidáveis duplex, altamente utilizados para aplicações em meios agressivos, como em ambientes marinhos, reúne o que há de melhor entre as duas fases que compõem sua microestrutura austenita ( $\gamma$ ) e ferrita ( $\alpha$ ), observe a imagem 5 a seguir. A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nestes aços, formam um conjunto de notáveis propriedades mecânicas, além de possuir elevada resistência à corrosão [COSTA E SILVA, 2010]. Em outras palavras, as propriedades das ligas FeCrNi estão intimamente relacionadas com as características predominantes de cada fase, onde a ferrita (mais dura) contribui para melhores desempenhos mecânicos, enquanto a austenita implica em valores maiores de tenacidade ao impacto. Com isso, com um teor de ferrita compreendido entre 40% a 60% é considerado razoavelmente aceitável. Entretanto, uma maior concentração desta fase favorece a precipitação da fase sigma. [TOTTEN, 2007; ALVAREZ 2008; CHOI, 1999]

**Figura 5:** Microestrutura típica de um aço inoxidável duplex.



**Fonte:** SENATORE (2007).

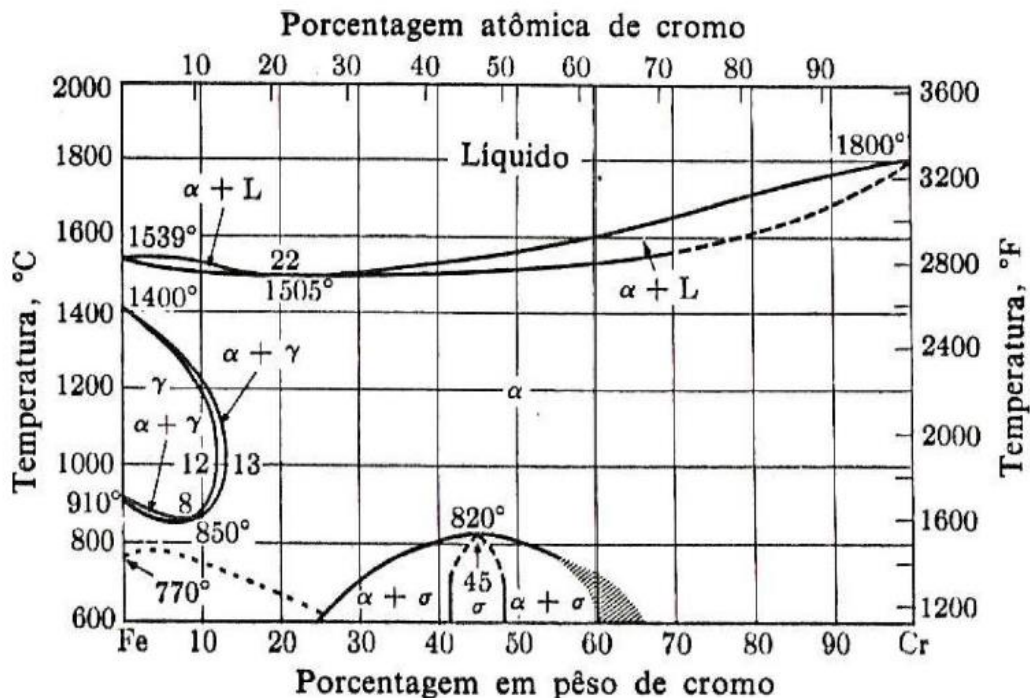
A microestrutura bifásica pode ser obtida por meio do balanceamento entre os elementos de liga, mas também através de tratamento termomecânico [PADILHA, 1994]. Esse balanceamento tem por finalidade controlar os elementos estabilizadores da ferrita (elementos alfa-gênicos) como o cromo, molibdênio e silício e os elementos estabilizadores da austenita (elementos gama-gênicos) como o níquel, carbono e nitrogênio. Já o tratamento termomecânico é normalmente realizado em temperaturas na faixa de 1000°C e 1250°C. Nesta zona de temperatura, os aços inoxidáveis apresentam um comportamento muito próximo do equilíbrio estável e metaestável composta por uma matriz ferrítica e “ilhas” de austenita. [SMITH, 1993; MARTINS, CASTELETTI]

Vale destacar que esses aços possuem aspectos vantajosos sobre os aços inoxidáveis austeníticos, sobretudo uma maior resistência à corrosão sob tensão e maior resistência a corrosão intercrystalina. No entanto, a distribuição heterogênea dos elementos de liga entre as principais fases constituintes, favorece a problemática da corrosão seletiva. Neste caso, a corrosão por pite inicia-se nos contornos de grão ferrita-austenita, consumindo preferencialmente

o cromo e o molibdênio presentes naquela região e posteriormente destinam-se ao interior da matriz ferrítica. [VARGAS, 2004; CHIAVERINI, 1965]

Como mencionado, o cromo é o principal elemento responsável por atribuir a boa resistência a corrosão em contato com a atmosfera devido a formação do filme passivante. Embora o aumento do teor deste elemento contribua significativamente para elevar a resistência mecânica e à fluência, ele é um forte promotor da fase sigma. Esta fase se forma nos contornos de grão como comentado, empobrecendo o cromo daquela região e conseqüentemente diminuindo a resistência a corrosão intergranular. A sua transformação no equilíbrio ocorre em zonas cuja temperatura está compreendida entre 475°C à 820°C conforme pode ser verificado no diagrama da figura 6 a seguir. [STILCKER; VINCKER, 1963] Uma das formas de evitar a precipitação da fase sigma é o resfriamento brusco durante a faixa de temperatura de transformação.

**Figura 6:** Diagrama de equilíbrio Fe-Cr



Fonte: LACOMBE (2000).

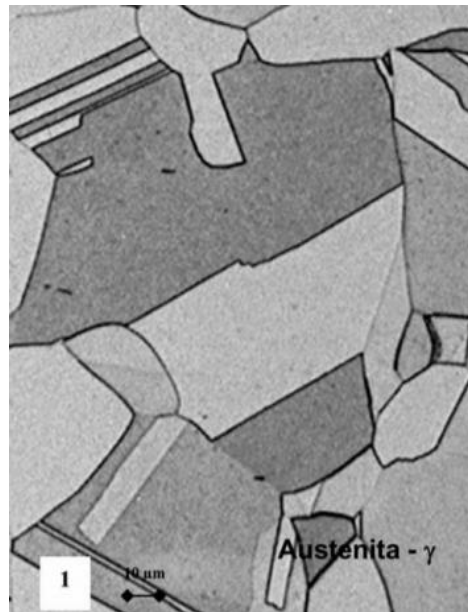
Sabe-se que a precipitação da fase sigma ( $\sigma$ ) ocorre principalmente através da decomposição eutetóide da ferrita  $\delta$  em fase  $\sigma$  e austenita ( $\gamma$ ). Portanto, verifica-se que quanto maior a concentração de Cr e Mo maior será a taxa de precipitação da fase sigma, enquanto o aumento do teor de Ni reduz bruscamente a quantidade da fase  $\sigma$  na microestrutura. [RICK, 1993; BRANDIS; KIESHEYER; LENNARTZ, 1975]

#### **2.4.2 Aços inoxidáveis austeníticos**

Diferentemente dos aços inoxidáveis duplex, os elementos de liga estão dispostos em uma única fase, de modo que a resistência à corrosão seja homogênea. A boa resistência à corrosão nos aços inoxidáveis austeníticos se deve mediante aos agentes gamagênicos, dentre eles pode-se citar o nitrogênio, níquel, carbono e manganês. [KOCH, 2002]

Estes aços apresentam de modo predominante a microestrutura austenítica (CFC), como pode ser observada na figura 7, após tratamento térmico. Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam características que os tornam os mais comuns e importantes dentre a família dos aços inoxidáveis, pois os mesmos apresentam, boa resistência à corrosão, elevada tenacidade, além de não possuírem transição dúctil-frágil como verificado em muitos aços inoxidáveis ferríticos. [SENATORE; FINZETTO, 2007]

**Figura 7:** Microestrutura típica de um aço inoxidável austenítico.



Fonte: SENATORE (2007).

Outro aspecto relevante nestas ligas é que possuem altas taxas de encruamento, as quais asseguram uma maior resistência mecânica. Dentre os aços inoxidáveis disponíveis, estes são os que possuem maior aplicabilidade visto que, são de fácil soldabilidade e conformabilidade à frio. O aço inoxidável austenítico AISI 304 em questão, quando trabalhado à frio, pode apresentar transformações martensíticas o que, conseqüentemente, aumenta sua resistência mecânica. [PECKNER; BERNSTEIN, 1977; PIADILHA; GUEDES, 1994] Após a precipitação desta nova fase, observa-se a formação de uma martensita com estrutura cristalina hexagonal compacta e de uma outra martensita, cuja estrutura é cúbica ou tetragonal de corpo centrado. [KOCH, 2002]

Observa-se que os altos valores principalmente de cromo e níquel, os tornam aços inoxidáveis com resistência à corrosão e à oxidação superior aos aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos. Espera-se propriedades ainda mais satisfatórias com adição de silício, que aumenta a resistência a corrosão e a oxidação, bem com a adição de molibdênio aumenta a resistência a corrosão por pites. Tratando dos aços austeníticos “low carbono” como o 304L e 316L, a redução de carbono na composição diminui a susceptibilidade à corrosão intergranular. [KOCH, 2002]

Vale lembrar que além da austenita e da fase sigma ( $\sigma$ ), outros compostos como, martensitas induzidas por trabalhabilidade à frio, carbonetos, nitretos, sulfetos, boretos e fases intermetálicas tais quais, Chi ( $\chi$ ) e Laves ( $\eta$ ) podem estar presentes na microestrutura dada determinadas condições de contorno de aquecimento e resfriamento. Para contornar a problemática destes compostos presentes na microestrutura, como os carbonetos, os aços inoxidáveis austeníticos são sujeitos a tratamento térmico de solubilização na faixa de 950°C a 1150°C, para dissolução desta fase, seguido de resfriamento brusco com o objetivo evitar precipitações de outras fases. A quantidade, tamanho, morfologia e distribuição destes compostos na microestrutura ditam as propriedades destas ligas. [KOCH, 2002]

### **2.4.3 Aços inoxidáveis martensíticos**

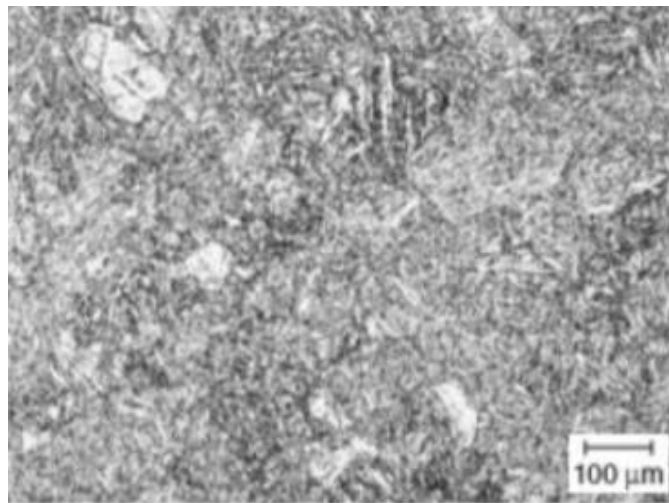
Os aços inoxidáveis martensíticos são essencialmente ligas de ferro e cromo. Este com teor predominantemente na faixa de 11 a 18%. São caracterizados por serem ferromagnéticos e apresentam aumento de dureza através de tratamentos térmicos. No entanto, sua resistência a corrosão é ineficiente em cenários agressivos, quando comparados com os aços inoxidáveis duplex e austenítico. São aços que possuem estrutura cúbica de corpo centrado e que após o processo de endurecimento resultam em uma microestrutura martensítica, onde os elementos cromo e carbono são devidamente balanceados para assegurar a obtenção de microestrutura. [COOPE, 1974; CALLISTER, 2002]

Nestes aços, porcentagens elevadas de carbonetos podem estar presentes na matriz para garantir maior resistência ao desgaste e elementos tais quais, nióbio, tungstênio, silício e vanádio podem ser adicionados quando se deseja aumentar a eficiência da resistência à corrosão. Por outro lado, para melhorar a usinabilidade destes aços, adiciona-se enxofre e selênio e o aumento da temperabilidade está relacionada ao aumento dos níveis de cromo. [AQUINO, 2007]

Vale destacar que o carbono é o principal elemento que assegura o aumento da dureza através da estabilidade da ferrita  $\delta$  na faixa da temperatura

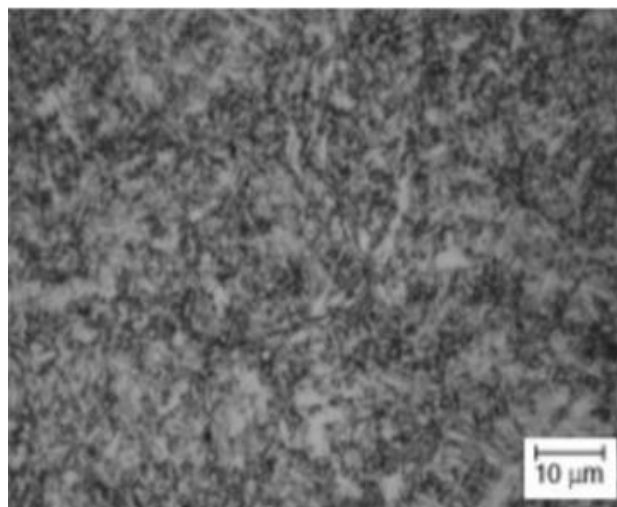
de austenitização. Com o seu aumento a estrutura essencialmente martensítica torna-se menos grosseira e a quantidade de austenita retida se eleva. A seguir pode ser observado nas figuras 8 e 9, a microestrutura típica dos aços inoxidáveis martensíticos AISI 403 e AISI 420 temperados e revenidos. [ASTM, 2004]

**Figura 8:** Exemplo de microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 403 temperado e revenido.



**Fonte:** ASM INTERNATIONAL (2004).

**Figura 9:** Exemplo de microestrutura do aço inoxidável martensítico AISI 420 temperado e revenido.

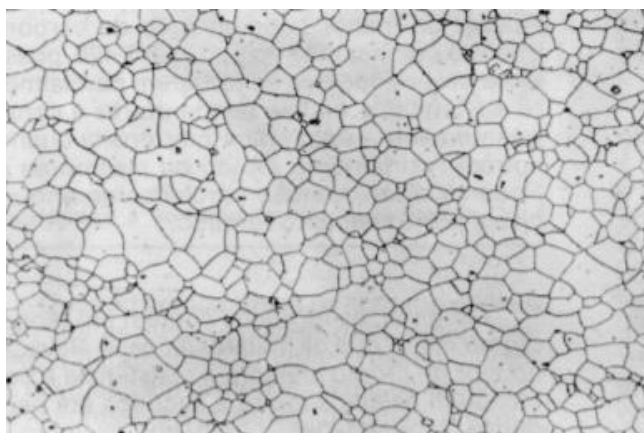


**Fonte:** ASM INTERNATIONAL (2004).

#### 2.4.4 Aços inoxidáveis ferríticos

O teor de cromo presente nos aços inoxidáveis ferríticos está compreendido na faixa de 11 a 30% e são ligas metálicas com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). São caracterizados também pela tendência de crescimento de grão após procedimentos de soldagem exclusivamente em regiões de peças de grande espessura. São aços ferromagnéticos e que possuem considerável ductilidade, no entanto à elevadas temperaturas apresentam redução de sua resistência mecânica em comparação aos aços inoxidáveis austeníticos. Não são endurecíveis por tratamento térmico e se sobressaem nos aspectos trabalhabilidade e resistência à corrosão que os aços inoxidáveis martensíticos, em função do teor de cromo presente. A seguir na figura 10, observa-se a microestrutura predominantemente ferrítica deste aço. [CHIAVERINI, 1965; CALLISTER, 2002; COOPE/UFRJ, 1974]

**Figura 10:** Microestrutura típica do aço inoxidável ferrítico (ABNT 409)



Fonte: TEBECHERANI, (1999)

#### 2.4.5 Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação

Os aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, são divididos em três famílias quais são, aços austeníticos, semi-austeníticos e martensíticos. A composição química de cada um destes aços deve ser meticulosamente balanceada para obter como resultado o endurecimento por meio de dois mecanismos independentes. O primeiro mecanismo é a transformação da

austenita em martensita e em seguida, precipitação através de tratamento térmico de envelhecimento de compostos intermetálicos. Estes aços possuem boa ductilidade aliado a valores de tenacidade elevado, também apresentam maior grau de usinabilidade que os aços inoxidáveis martensíticos comuns. Possuem um teor de 10 a 30% de cromo em sua composição química, além de molibdênio e nitrogênio. As fases responsáveis pelo endurecimento por precipitação são formadas a partir do cobre, alumínio, titânio e nióbio. [ASM, 2000]

## 2.5 PRECIPITAÇÃO DE FASES NOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

As principais fases secundárias que podem precipitar e contribuir para uma diminuição significativa das propriedades destes aços são a fase sigma, os carbonetos, nitretos de cromo, a fase alfa', entre outros. Dentre estas fases, a sigma é que se destaca por ser a fase mais indesejável, por influenciar negativamente as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão do material. Seu crescimento ocorre na direção dos grãos da ferrita adjacentes na forma de uma transformação eutetóide, a partir da faixa de temperatura entre 475 e 820°C. [FLOREEN; HAYDEN, 1968]

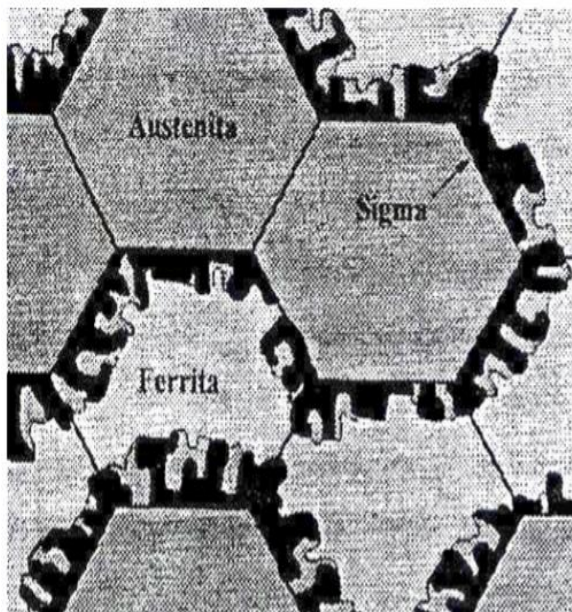
Em inúmeras aplicações de fabricação e de recuperação de componentes de equipamentos, é realizado procedimentos de soldagem envolvendo estes aços. A fim de contornar as fases mencionadas bem como o desbalanceamento das fases durante os ciclos térmicos que ocorrem durante a soldagem, a parametrização das condições de contorno do processo em questão se faz de suma importância. Comumente durante a etapa de solidificação da zona fundida, pode ser observada três morfologias da fase austenita, quais são, alotriomórfica, Widmanstätten e intragranular. A primeira mencionada, precipita-se em elevadas temperaturas e nucleia de maneira heterogênea nos contornos de grão da ferrita durante o resfriamento. Após a sua formação, a morfologia da austenita Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita ou da austenita alotriomórfica anteriormente precipitada. Esta, por sua vez, desenvolve-se ao longo de planos específicos da matriz. Os elementos estabilizadores da

austenita como o níquel e o nitrogênio elevam a formação desta fase ao passo que, o nitrogênio possibilita a formação das partículas Widmanstätten. [AHN; KANG; 2000]

### 2.5.1 Fase sigma

Sabe-se que ao considerar que a composição da ferrita e da fase sigma são muito parecidas, indicando que o crescimento desta última não demanda primordialmente elementos de liga substitucionais como o cromo e o molibdênio, se torna a principal justificativa pela qual esta fase secundária cresce preferencialmente na direção dos grãos da ferrita, somado ao fato que, a ferrita é termodinamicamente metaestável à faixa de temperatura de precipitação da fase sigma. A seguir na figura 11, pode-se observar um modelo esquemático para a nucleação e crescimento da fase sigma durante a transformação eutetóide  $\delta = \sigma + \gamma$ . [GENTIL, 2003]

**Figura 11:** Modelo de nucleação e crescimento da fase sigma durante a transformação eutetóide (ferrita em sigma = austenita) em um aço inoxidável duplex.



Fonte: GENTIL, V. (2003).

É válido ressaltar que, a precipitação da fase sigma nos aços inoxidáveis ocorre no estado sólido e como tal, sua cinética depende basicamente da difusão atômica substitucional dos principais elementos formadores desta fase. Durante a difusão substitucional, os átomos se dispõem de uma lacuna que os permite movimentar. [GLICKSTEIN, 1987]

A nucleação da fase sigma nos aços inoxidáveis duplex caracteriza-se essencialmente por ser heterogênea e depende basicamente da difusão atômica. Portanto, defeitos microestruturais como contornos de grão, falha de empilhamento e discordâncias são regiões, cujos, caminhos são favoráveis para a difusão. Após a nucleação, os precipitados começam a crescer de forma similar ao processo de nucleação propriamente dito, na qual a taxa de crescimento é função da taxa de difusão atômica. Através de uma perspectiva macro, o crescimento é favorecido na direção das interfaces incoerentes da matriz. O crescimento também ocorre devido ao fator de concentração dos elementos responsáveis para sua formação na matriz adjacente, sendo este aspecto determinante para a quantidade e o tamanho da fase sigma precipitada no material. [GLICKSTEIN; 1987]

Diante das informações expostas sobre esta fase, sabe-se que a parametrização inadequada das variáveis, tempo, temperatura e velocidade de resfriamento em procedimentos de soldagem podem dar origem a precipitação da fase sigma, mas também o fator de nucleação é associado a composição química da liga. Vale lembrar que a fase sigma é quebradiça, o que prejudica as propriedades mecânicas do aço, além da diminuição da resistência à corrosão.

### **2.5.2 Carbonetos**

Os aços inoxidáveis duplex com concentração de carbono até 0,08%, se solidificam formando primeiramente ferrita. A fase líquida resultante é rica em carbono e solidifica-se formando austenita e uma rede de carbonetos ricos em cromo do tipo  $M_{23}C_6$ , no qual é caracterizado por apresentar um reticulado cúbico de face centrada com noventa e dois átomos metálicos e vinte e quatro átomos de carbono em sua célula unitária. Tipicamente a precipitação de carbonetos ocorre na faixa de temperatura entre 650 a 950°C. Durante a

precipitação nas regiões próximas aos carbonetos ocorre empobrecimento de cromo, diminuindo a resistência à corrosão do material. A cinética de precipitação destes carbonetos ocorre predominantemente em função da composição química, tipo da matriz e pelo tamanho dos grãos. Em materiais solubilizados e envelhecidos, a sequência de precipitação preferencialmente ocorre na seguinte ordem: nos contornos de grão, nos contornos coerentes e incoerentes das maclas e no interior dos grãos. [FLOREEN; HAYDEN, 1968]

### **2.5.3 Nitretos**

Assim como a indesejável fase sigma, o nitreto de cromo é uma das principais fases que prejudicam as propriedades dos aços inoxidáveis duplex. Os nitretos de cromo podem estar presentes na estrutura caso o material seja submetido a procedimentos de soldagem e de tratamentos térmicos errôneos. A formação destes nitretos ocorrem na faixa de temperatura entre 700 e 950°C se o material for isotermicamente tratado. [FLOREEN; HAYDEN, 1968]

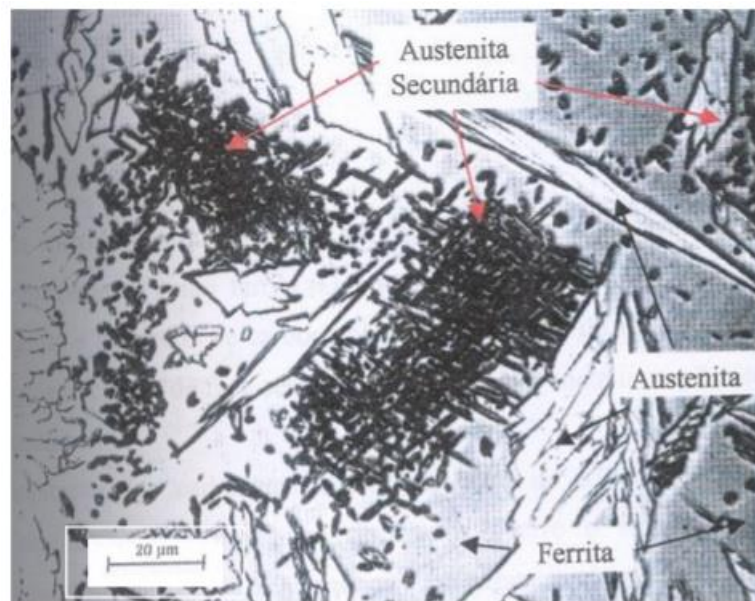
Vale destacar que a solubilidade do nitrogênio na ferrita é pequena, no entanto tende a aumentar conforme aumento da temperatura. Por outro lado, a solubilidade do nitrogênio na austenita é significativamente maior, fato este que, em processos que empregam elevadas temperaturas como nos de soldagem aliado ao fato de uma alta taxa de resfriamento aplicada, o nitrogênio não tem tempo suficiente para se difundir. Desta forma, é concentrada uma quantidade limitada na austenita e a ferrita torna-se supersaturada de nitrogênio, ocasionando a precipitação de nitretos de cromo nos grãos de ferrita ou nos contornos de grão da matriz. [FLOREEN; HAYDEN, 1968]

Pode-se concluir equivocadamente que, uma concentração pequena de nitrogênio seria conveniente a fim de evitar a precipitação de nitretos de cromo. Entretanto, vale lembrar que o nitrogênio em alto teor auxilia a formação da austenita no metal de solda e na zona termicamente afetada, facilitando a difusão do nitrogênio da austenita para a ferrita. [FLOREEN; HAYDEN, 1968]

#### 2.5.4 Austenita secundária

A austenita secundária, a uma faixa de trabalho inferior a 650°C apresenta uma composição similar à da ferrita ao seu redor e essa por sua vez é formada por diferentes mecanismos dependendo da temperatura envolvida. Em temperaturas entre 650 a 800°C, onde a difusão ocorre mais rapidamente muitas formas de austenita podem precipitar como pode ser observado na figura 12 a seguir, evidenciando a presença da austenita secundária em um aço inoxidável superduplex. [GENTIL, 2003; GIRÃO, 2008]

**Figura 12:** Micrografia da austenita secundária no metal de solda de uma liga superduplex (1000x). Ataque eletrolítico: ácido sulfúrico.



Fonte: GENTIL, V. (2003).

#### 2.5.5 Fase alfa'

Denominada também de fragilização a 475°C, esta fase ocorre numa faixa de temperatura compreendida entre 300 a 525°C e promove aumento significativo do limite de escoamento e de dureza da liga. A fase alfa' é rica em cromo e apresenta estrutura cúbica de corpo centrado, são coerentes com a ferrita e apresentam grande resistência ao coalescimento. A precipitação desta fase ocorre somente na ferrita em forma de partículas muito finas, e sua

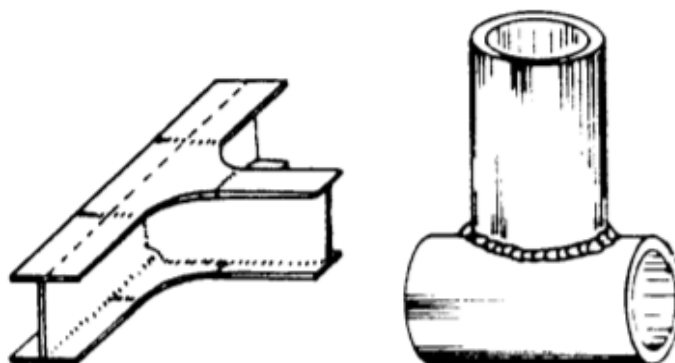
presença imobiliza as discordâncias, gerando assim a redução da tenacidade e ductilidade conferida pela austenita. Sua formação pode ocorrer derivado de dois mecanismos, sendo eles, nucleação e crescimento. [ANSELMO, 2006; [BRANDI, 1982]; [FLOREEN; HAYDEN H.D 1968]

## 2.6 SOLDAGEM

A definição de soldagem se baseia na união de materiais que ocorre devido a aproximação dos átomos de maneira que haja ligação química entre os pares a serem unidos. Diferentemente de outros métodos (parafuso/porca, rebiteagem, colagem e brasagem) de uniões para o acoplamento entre peças, na soldagem de ligas metálicas há uma mistura dos materiais base e de adição ou até mesmo sem que haja depósito de material (soldagem autógena). [FELIZARDO, 2016]

No entanto, em aplicações rotineiras em usinas para reparo e fabricação de peças mecânicas, estruturas e tubulações (figura 13) procura-se com a soldagem que as forças das ligações químicas entre os pares na junta soldada sejam de natureza similar com as atuantes nos próprios materiais a serem soldados e como resultado espera-se da junta, propriedades físico-químicas dos materiais base. Com esta técnica de união entre superfícies, obtêm-se uma maior economia de tempo e de material, redução de peso, uniões mais estanques, resistentes e possíveis de serem usinadas. Em contrapartida, a soldagem é caracterizada pelas desvantagens de dificuldade de desmontagem, podem acumular tensões e deformações e determinadas soldas, exigem acabamento posterior e mão de obra especializada. [MARQUES; MODENESI; SANTOS, 2012]

**Figura 13:** Solda em perfilados.



Fonte: SENAI (1996).

### **2.6.1 Metalurgia da soldagem**

Sabe-se que durante determinados procedimentos de soldagem, o aporte térmico é severo e concentrado, especialmente na região do aço a ser soldado, promovendo desta forma, um elevado gradiente térmico. Sendo assim, as dimensões das zonas afetadas pelo calor, são função diretamente da corrente elétrica e sendo assim, do aporte térmico empregado durante o processo de soldagem selecionado para atender uma determinada especificação. No entanto, as fases e morfologias resultantes obtidas em cada região dependem exclusivamente das condições de resfriamento da junta, isto é, a microestrutura resultante de uma estrutura soldada, é função essencialmente da velocidade de resfriamento. (ASM, 2003)

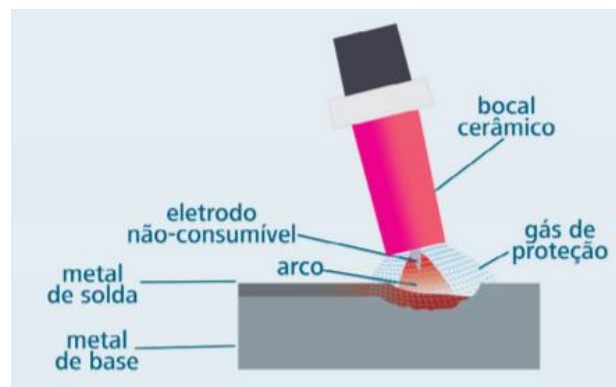
Portanto, torna-se necessário o conhecimento acerca das novas fases precipitadas durante a elevação da temperatura à de fusão, com o objetivo de monitorar e controlar a resistência à fratura, tenacidade e a resistência à corrosão de estruturas soldadas em aços inoxidáveis.

### **2.6.2 Processo de soldagem TIG não pulsada**

No procedimento de soldagem a arco com eletrodo não consumível de tungstênio com proteção gasosa consiste na união entre peças metálicas através do aquecimento até o ponto de fusão destas por meio de um arco elétrico gerado

entre a extremidade do eletrodo e as peças a serem unidas. O estabelecimento do arco é justificado pela diferença de potencial elétrico existentes entre os materiais. Na figura 14, pode-se observar que a poça de fusão juntamente com o arco elétrico produzido, são protegidos por um feixe de gases inertes. [FONSECA,2004]

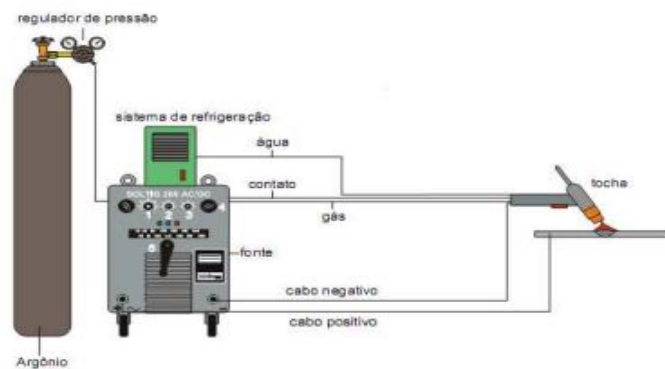
**Figura 14:** Esquemático do procedimento de soldagem TIG.



Fonte: FONSECA (2004).

O esquema geral do processo de soldagem TIG pode ser visto na figura 15, composta por uma tocha de soldagem, fonte de energia de corrente constante, unidade de alta frequência e cilindro de gás de proteção.

**Figura 15:** Representação geral do sistema de soldagem TIG.



Fonte: SENAI (2009).

Outro aspecto característico desta técnica de soldagem é que a mesma pode ser realizada com ou sem metal de adição e, quando empregado, é feita diretamente na poça de fusão. [FONSECA,2004]

O fator predominante para a escolha deste método de soldagem para este estudo, se deu em função da excelente capacidade de controle do calor cedido à superfície das amostras, além de contar com a excelente proteção contra a contaminação de resíduos presentes na atmosfera. A operação realizada nas amostras foi a mecanizada.

Uma parte de extrema importância no processo TIG são os eletrodos não consumíveis que mesmo com essa nomenclatura ocorre um pequeno consumo do mesmo. Estes eletrodos são feitos de Tungstênio (W) e óxidos refratários para que possa resistir a elevada temperatura do arco elétrico. A composição química dos eletrodos é informada na tabela 1. [FONSECA,2004]

**Tabela 1** Composição química e identificação dos eletrodos no processo TIG.

Classif.	Composição química [% em peso]					Cor de identificação
	W (min.)	CeO <sub>2</sub>	La <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	ThO <sub>2</sub>	ZrO <sub>2</sub>	
AWS EWP	99,5					Verde
EWCe-2		1,8-2,2				Laranja
EWLa-1			0,9-1,2			Preto
EWTh-1				0,8-1,2		Amarelo
EWTh-2				1,7-2,2		Vermelho
EWZr-1					0,15-0,40	Marrom
EWG	94,5		Não especificado			Cinza

Fonte: CUNHA (1984).

A aplicação de cada eletrodo depende exclusivamente do material a ser soldado e, para soldagem de aços é recomendado os eletrodos com a presença de Tório (Th), EWTh-1 e EWTh-2, no qual o mais utilizado é o EWTh-2 (ponta vermelha). Sua vantagem dentre os demais é sua maior emissividade, o que

beneficia a passagem de maior corrente pelo arco elétrico. O EWTh-2 apresenta melhor resistência que os eletrodos de Tungstênio puro, e sua ponta não tende a ficar arredondada com o aquecimento. O tório é um elemento radioativo, mas o eletrodo possui uma baixa concentração o que por consequência não torna o procedimento nocivo, entretanto, recomenda-se que se tenha uma ventilação adequada em ambiente fechado. [CUNHA, 1984]

Outro fator fundamental é a escolha do gás de proteção que tem como função proteger a poça de fusão e impedir a oxidação do eletrodo em contato com o oxigênio presente na atmosfera. A escolha correta do gás é de extrema importância sendo este, muitas vezes o responsável pelo custo da operação e principalmente pela qualidade da solda. A seguir, a tabela 2 apresenta com algumas sugestões, a respeito da escolha do gás de proteção de acordo com o metal base utilizado. [MODENESI, 2004]

**Tabela 2** Gases de Proteção Sugeridos para o processo TIG.

Material Base	Gás Preferido	Alternativa	Material Base	Gás Preferido	Alternativa
Alumínio e ligas	Ar – Ar+He	He	Cipro- Níquel	Ar	Ar+H2
Aço Baixo Carbono	Ar	He	Inconel	Ar	He
Aço Inoxidável	Ar	Ar+H2	Latão	Ar	-
Aço Inoxidável PH	Ar	Ar+He	Magnésio e ligas	Ar(CA)	-
Aço Maraging	Ar	-	Molibdênio e ligas	Ar ou He	Ar+H2
Bronze de Alumínio	Ar	-	Monel	Ar	Ar+H2
Bronze de Silício	Ar	-	Níquel e ligas	Ar	He
Cobre desoxidado	Ar	N2	Titânio e ligas	Ar	He

Fonte: MODENESI (2004).

### 2.6.3 Energia de soldagem e sua influência nos aços inoxidáveis

O aporte ou energia de soldagem, a qual é fornecida pela fonte de calor por unidade de comprimento de solda, é calculada de acordo com alguns parâmetros, como pode ser observado na equação 1, a seguir. (WAINER, 2020)

$$H = \frac{60 \cdot V \cdot I}{v} \quad (1)$$

Onde:

H = Energia de Soldagem/ Aporte Térmico (J/cm)

V = Tensão de Soldagem (V)

I = Corrente de Soldagem (A)

v = velocidade (cm/min)

Durante os procedimentos de soldagem em aços inoxidáveis, os mesmos passam por diversas modificações microestruturais bem como, a precipitação de fases indesejáveis, podendo estas, influenciar diretamente em algumas propriedades do aço, caso não seja tomado os devidos cuidados. A exemplo desta situação, a resultante de um processo de soldagem, ao qual não se estabeleceu os devidos parâmetros, pode-se encontrar redução da resistência a corrosão e dureza. Para tanto, é necessário conhecer como o material irá interagir ao processo de soldagem em questão. (WEBER; SCHLAPFER)

Nos aços inoxidáveis duplex por exemplo, o processo de soldagem pode acarretar um significativo desequilíbrio microestrutural, influenciando na homogeneidade que este material apresenta de 50% ferrita e 50% austenita, bem a precipitação de novas fases irão fragilizar o aço. Porém, atualmente há esforços para reduzir este impacto, por meio da adição de elementos estabilizadores de austenita. (WEBER; SCHLAPFER)

Em função do ciclo térmico brusco na região fundida e zona termicamente afetada de uma peça que passou por um procedimento de soldagem, estas regiões terão microestruturas, e conseqüentemente propriedades, diferentes do aço base. Com isto, associa-se também o crescimento de grão em ambas as regiões da peça. O emprego de uma elevada energia de soldagem irá gerar um alto pico de temperatura na região fundida ao passo que, diante da seleção de uma baixa velocidade de resfriamento, pode acarretar um maior crescimento de grãos e maior possibilidade de precipitação de novas fases. Aliado a estes fenômenos, uma alta energia de soldagem irá afetar uma maior área do material, tanto superficialmente quanto internamente. Uma baixa energia de soldagem irá gerar menores picos de temperatura na região fundida, um menor crescimento de grão e uma maior velocidade de resfriamento. [RAMÍREZ; BRANDI, 1997]

#### **2.6.4 Tensões residuais**

O conceito de tensão residual é definido como tensões que permanecem na estrutura da peça quando todas os outros tipos de solicitações são removidos. Essas tensões originam-se com frequência em peças submetidas a variados tipos de processamentos térmicos ou mecânicos. É característico deste fenômeno ser uma fonte potencial para diversos problemas como a falta de estabilidade dimensional, formação e propagação de trincas e uma maior tendência de sofrer trinca a um baixo esforço, comprometendo a vida útil do ativo da empresa. (MODENESI, 2008)

Todavia, as tensões residuais, em especial as de perfil compressivo podem atuar como sendo uma variável benéfica ao sistema, visto que aumentam a vida em fadiga de um elemento mecânico. Por outro lado, as tensões residuais trativas diminuem a vida em fadiga do componente. Vale ressaltar que as tensões residuais são de caráter elástico, e assim sendo, o valor máximo atingido por estas tensões é a de tensão de escoamento local do material. Sabe-se também, que essas tensões são de perfil ordinário, isto é, uma tensão trativa soma-se com outra tensão trativa, e uma tensão trativa subtrai-se de uma tensão compressiva e vice-versa. (TOTTEN; HOWES, 2003).

As tensões residuais originadas através de soldagem, são devido a variação de temperatura heterogênea decorrente do aporte térmico utilizado. Desta forma, as sequências de aquecimento e resfriamento são de suma importância. Peças as quais, não apresentam tensões residuais anteriormente submetidas a procedimentos de soldagem, equivale associar que o aquecimento e resfriamento ocorreu de modo uniforme sem que houvesse esforços mecânicos devido a restrições às variações dimensionais da peça. No entanto, se a variação de temperatura não for uniforme ao longo da peça, ou se esta estiver localizada em aplicações as quais, o comportamento de dilatação e contração são restritos durante o ciclo térmico, as tensões residuais podem se desenvolver. É evidente, portanto, que tensões residuais térmicas são aquelas resultantes de deformações plásticas não uniformes causados pelas variações de temperatura desiguais ao longo do material. (AGGEN et al, 1998)

O principal meio de se contornar as tensões internas é elevar o material a uma certa temperatura a qual, a tensão de escoamento do material em questão é igual ou inferior às tensões residuais presentes no material. Em outras palavras, as tensões residuais irão, propositalmente causar deformações plásticas e serão, portanto, aliviadas. (DONATO, 2008)

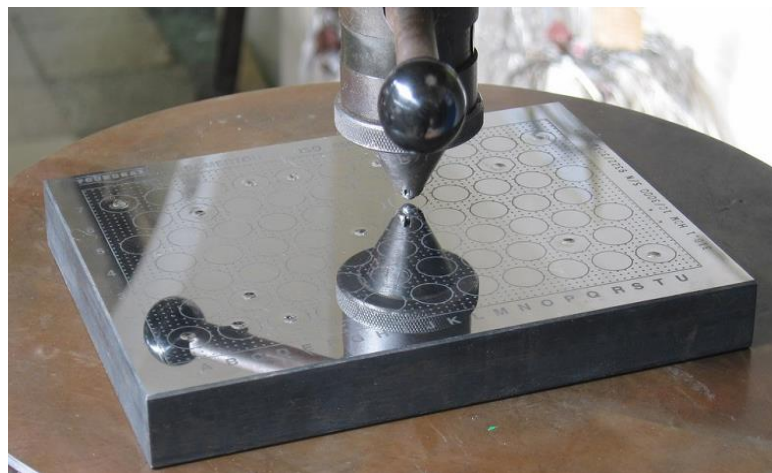
## 2.7 DUREZA

A dureza de um material reflete a relação entre a sua deformação a uma carga aplicada sobre ele. (CALLISTER, 2002). Existem dois tipos de deformação que são causadas pela aplicação de uma carga, a deformação elástica e a deformação plástica. A deformação elástica acontece quando um material que foi submetido a uma força e ao retirar a força ele volta as dimensões iniciais. Enquanto na deformação plástica ao retirar a força aplicada, o material não retorna as suas dimensões originais. (PENNA, 1981)

Se faz necessário os ensaios de dureza, pois eles fornecem informações de características do material e sua respectiva confiabilidade. Os ensaios de dureza são amplamente utilizados em controle de qualidade, por promover dados importantes por um baixo custo. (LETA; MENDES; MELLO, 2004).

Outro aspecto vantajoso deste ensaio é que, diferentemente de outros tipos de ensaios, como os ensaios de impacto, os ensaios de dureza não comprometem funcionalmente a amostra submetida ao ensaio, por realizar apenas uma deformação, cujas dimensões são extremamente pequenas, como mostrado na figura 16 a seguir. (LETA; MENDES; MELLO, 2004).

**Figura 16:** Ensaio de dureza.



**Fonte:** REVISTA ADNORMAS (2009)

### **2.7.1 Ensaio de dureza Rockwell**

O ensaio de dureza Rockwell é um dos mais utilizados atualmente, pois é um ensaio que apresenta facilidade de execução, rapidez, facilidade de identificar pequenas diferenças de dureza, e possui a vantagem de que, com este método é possível avaliar a dureza de metais desde o mais dúctil até os de mais elevada dureza. (CALLISTER, 2002) Por conta disso, o ensaio Rockwell foi o utilizado nesta pesquisa.

O ensaio de dureza Rockwell foi criado em 1922, e consiste na aplicação de uma pré-carga projetada na amostra a ser verificada, a fim de assegurar o contato firme do penetrador com o material. Após a penetração correta da pré-carga, o valor da carga de ensaio é selecionado e a penetração é realizada. A leitura é feita através de uma escala graduada acoplada à máquina de ensaio. (SONG et al, 1995)

Os penetradores utilizados são do tipo esférico ou cônico, cujos materiais são de aço temperado ou de diamante com 120° de conicidade, respectivamente. A carga a ser aplicada é definida com base no tipo de material que será ensaiado. De acordo com a carga e o penetrador a ser utilizado, há uma determinada escala, no qual o resultado da dureza obtido virá acompanhado de HR, que indica o emprego de ensaio de dureza Rockwell, e da letra correspondente a escala utilizada. (FERREIRA, 2011)

Este método de ensaio de dureza baseia-se na medição da profundidade de um penetrador, subtraída a recuperação elástica devido a retirada de uma carga maior e à profundidade causada pela aplicação de uma carga menor. (GARCIA, 2012).

### **2.7.2 Dureza dos aços inoxidáveis**

A dureza nos aços é uma propriedade que pode ser afetada por fatores externos, como por exemplo, quando são submetidos a elevadas temperaturas de trabalho, como ocorre nos processos de soldagem, tratamentos térmicos e operações de corte sem refrigeração. Estas condições podem ser utilizadas para se obter um efeito desejado, como o emprego de tratamentos térmicos para se obter maior dureza, ou pode resultar em uma diminuição da vida útil do material, como por exemplo, a fragilização da junta soldada devido a velocidade de resfriamento, por conta da precipitação de fases intermetálicas, nitretos e carbeto. (DAVIS, 1994).

A propriedade dureza nos aços inoxidáveis se deve pela presença de carbono e seu respectivo teor, mas também se associa ao tamanho dos grãos, as fases presentes em sua microestrutura, sua ligação atômica e a presença de ligas. (DAVIS, 1994).

Os aços inoxidáveis duplex possuem elevadas propriedades mecânicas, apresentando uma dureza superior aos aços inoxidáveis austeníticos. Suas elevadas propriedades mecânicas se devem a combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita. Porém, caso haja desbalanceamento na proporção das fases, tipicamente

resultará na deficiência das propriedades relacionadas a cada uma destas. (NILSSON, 1992).

## 2.8 CORROSÃO

Corrosão é a deterioração do material metálico por ações eletroquímica ou química do meio associado ou oriundos de esforços não mecânicos. Os tipos ou forma de corrosão podem ser retratados considerando sua forma de ataque ou aparência e pelos diferentes mecanismos e causa (GENTIL, 2003). As falhas associadas a corrosão, geram intervenções não programadas em equipamentos, promovendo perda de produção, aumento do custo de manutenção, riscos ambientais e de segurança operacional.

Vale destacar que a corrosão é um fenômeno espontâneo que ocorre nos materiais, prejudicando sua durabilidade e diminuição precoce de sua vida útil nos meios de construção. Sendo assim, os métodos de monitoramento da corrosão são fundamentais para determinar as exatas medidas preventivas com o objetivo de evitar inconvenientes como os citados no parágrafo anterior.

### 2.8.1 Camada passivante nos aços inoxidáveis

A resistência à corrosão dos aços inoxidáveis está relacionada basicamente com a composição química e a microestrutura. Empiricamente os aços inoxidáveis martensíticos são os menos resistentes à corrosão. [ACESITA, 2008]

A passivação nos aços inoxidáveis é obtida pela presença de uma fina película de óxido hidratado de metal na superfície, no qual depende da natureza do meio de trabalho. A passivação condiciona o comportamento nobre do aço. Quando a fina película envolve a superfície, este se assemelha ao comportamento dos metais nobres, caso contrário se aproxima do comportamento dos aços comuns. A deficiência dessa película protetora numa determinada região, pode provocar uma rápida corrosão por um dos seguintes

tipos de corrosão: por pite, por frestas, intergranular e sob tensão. [ACESITA, 2008]

## **2.8.2 Formas de corrosão**

É conveniente a classificação da corrosão conforme a maneira pela qual ela se manifesta. A corrosão metálica pode ser classificada em oito formas diferentes: generalizada, galvânica, em frestas, por pites, intergranular, por corrosão seletiva, corrosão-erosão e corrosão sob tensão. [CALLISTER, 2016] As causas e os meios de prevenção de cada uma dessas formas de corrosão serão abordados brevemente, com atenção maior sobre os tipos mais comuns encontrados nos aços inoxidáveis.

Os tipos de corrosão mais comuns nos aços inoxidáveis desta pesquisa são os tipos de corrosão generalizada e localizada. Tipicamente o fenômeno de corrosão diagnosticado nos aços inoxidáveis é o localizado, dentre eles, corrosão intergranular, por pite e sob tensão. [CALLISTER, 2016]

### **2.8.2.1 Corrosão intergranular e fenômeno de sensibilização**

Como o nome já indica, a corrosão intergranular ocorre ao longo dos contornos de grão para alguns ambientes e ligas específicas. O resultado do processo é uma amostra macroscópica que se desintegra ao longo dos contornos de grão. [CALLISTER, 2016]

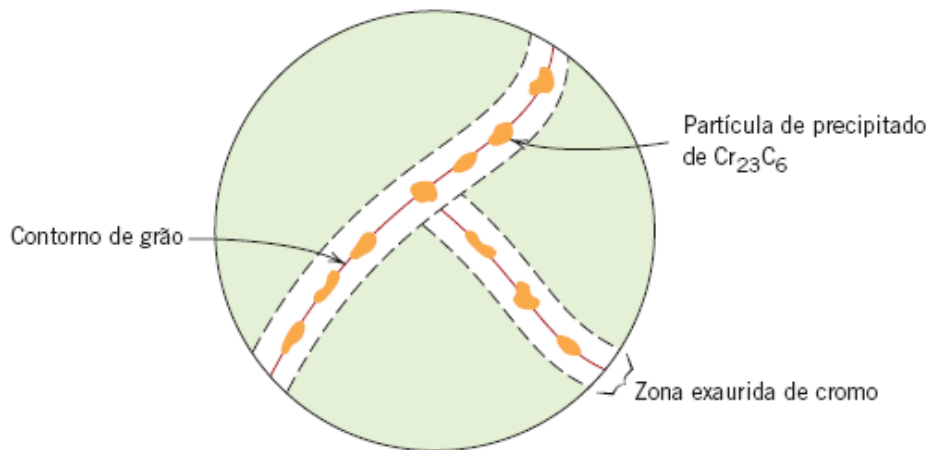
Esse tipo de corrosão acontece principalmente em alguns aços inoxidáveis quando são aquecidos a uma temperatura entre 450°C e 850°C no decorrer de um tempo suficiente para que essas ligas se tornem vulneráveis ao ataque intergranular. [CALLISTER, 2016]

Segundo CALLISTER, acredita-se que esse tratamento permita a formação de pequenas partículas de precipitados de carbeto de cromo ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ), pela reação entre o cromo e o carbono livre no aço inoxidável.

Este tipo de corrosão ocorre preferencialmente ao longo dos contornos de grão da matriz, por serem regiões de mais alta energia, sendo sítios preferenciais

de precipitação de segundas fases que, em aços inoxidáveis ocorre devido à precipitação de carbonetos de cromo. A diminuição da resistência à corrosão é resultado da difusão dos átomos de cromo, anteriormente em solução sólida, para os contornos de grão, e conseqüentemente, uma zona empobrecida em cromo é formada nas regiões adjacentes aos contornos de grão. Este fenômeno é conhecido como sensitização. Na figura 17, pode ser observado este fenômeno. [CALLISTER, 2016]

**Figura 17:** Partículas de carbeto de cromo que se precipitaram ao longo dos contornos de grão no aço inoxidável, e as respectivas zonas exauridas de cromo.



Fonte: FONTANA (1986).

Esse tipo de corrosão é um problema sério em procedimentos de soldagem de aços inoxidáveis, sendo denominada corrosão em torno do cordão de solda. Os aços inoxidáveis podem ter proteção contra a corrosão intergranular pelas as medidas a seguir: [CALLISTER, 2016]

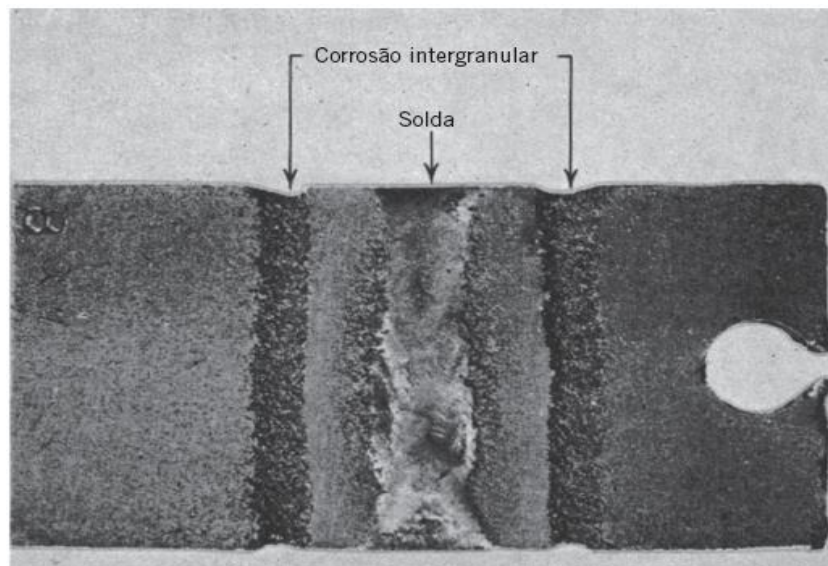
- Submeter o material a um tratamento térmico em temperatura elevada para que todas as partículas de carboneto de cromo sejam redissolvidas;
- Reduzir o teor de carbono abaixo de 0,03% em peso, de modo que a formação de carboneto seja mínima;

- Adicionar ao aço inoxidável elementos de liga, como o nióbio ou titânio, que apresenta maior tendência de ligação com o carbono livre na matriz, de modo que o cromo permaneça em solução sólida.

Portanto, a sensitização depende do teor de carbono dos aços inoxidáveis e do tempo na faixa de temperatura correspondente ao fenômeno. Pode ocorrer durante o resfriamento lento após tratamento térmico de solubilização, em procedimentos para alívio de tensões na faixa de precipitação de carbonetos de cromo ou na soldagem. [CALLISTER, 2016]

A exposição de um aço inoxidável sensitizado em certos meios corrosivos como em soluções alcalinas e em água potável não causam corrosão intergranular [GENTIL; CALLISTER, 2007] A imagem 18, evidencia o fenômeno de corrosão em torno do cordão de solda em um aço inoxidável.

**Figura 18:** Corrosão em torno do cordão de solda em um aço inoxidável. As regiões ao longo das quais as ranhuras se formaram foram sensitizadas conforme a solda esfriava.



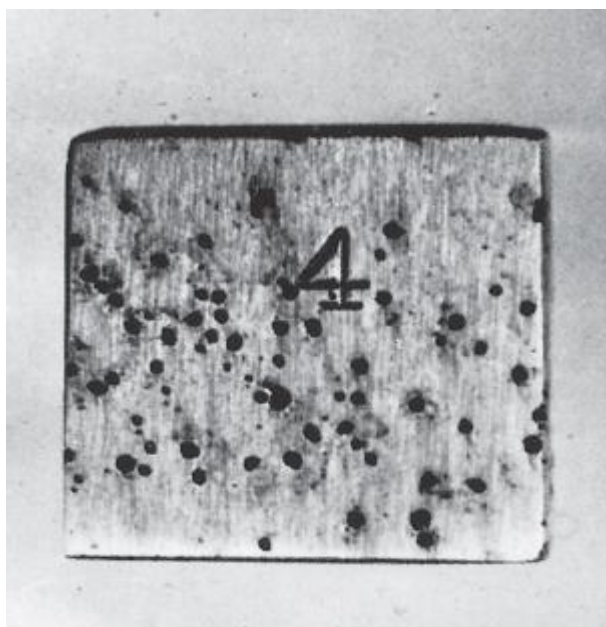
**Fonte:** UHLIG (1985).

### 2.8.2.2 Corrosão por pite

A corrosão por pite é caracterizada pela formação de cavidades de pequena extensão e razoável profundidade e ocorre em determinados pontos da superfície enquanto, em outras regiões do mesmo material permanece inalterada. Esse tipo de corrosão é extremamente enganadora pois permanece sem ser detectada. A perda de massa do material ocorre gradativamente até que seja suficiente para fragilizar uma estrutura em aço inoxidável com posterior rompimento da mesma. [CALLISTER, 2016]

Os aços inoxidáveis são susceptíveis a este tipo de corrosão pelo fato da descontinuidade local da camada passiva, na qual pode ser originada em imperfeições da estrutura metálica, tais como, presença de inclusões ou danos mecânicos. Nesses aços, a quebra da camada passiva ocorre em geral pela ação dos chamados íons halogenetos (íon cloreto, principalmente), e esta dissolução localizada na película gera uma área ativa, que diante do restante passivado, provoca uma corrosão muito intensa e localizada. [GENTIL, 2007]

**Figura 19:** Pites em uma chapa de aço inoxidável AISI 304 causados por uma solução contendo ácido e cloreto.



**Fonte:** FONTANA. (1986)

Um pite pode ser iniciado por um defeito superficial localizado, tal como um arranhão ou uma pequena variação na composição. De fato, foi observado que amostras com superfícies polidas exibem maior resistência à corrosão por pites. [CALLISTER, 2016]

A composição química dos aços inoxidáveis tem significativa influência na sua resistência à corrosão, dentre os principais elementos responsáveis por tal propriedade, encontram-se o cromo, níquel e molibdênio. Em contrapartida impurezas tais como o enxofre, formam inclusões que contribuem ao favorecimento da nucleação de pites. [CALLISTER, 2016] Nos aços inoxidáveis a susceptibilidade à corrosão por pite pode ser relacionada com o índice PREn (*pitting resistance equivalente*) baseando-se exclusivamente na composição química do material, conforme a equação 2 a seguir [SILVA, 2008; SENATORE; FINZETTO, 2007]

$$PREn = \%Cr + 3.3 x (\%Mo) + 16 x (\%N) \quad (2)$$

### 2.8.2.3 Corrosão sob tensão

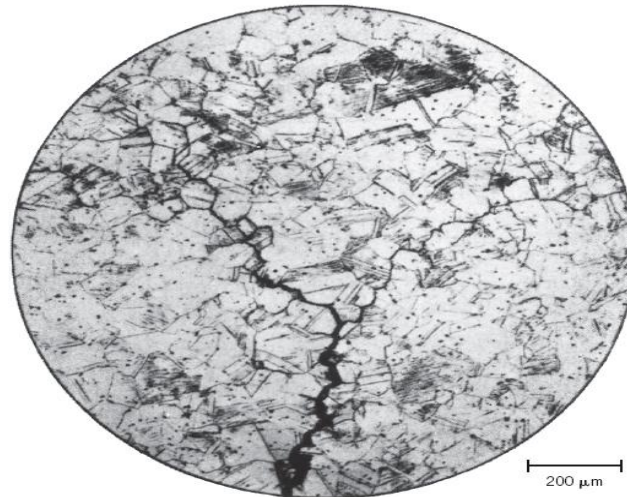
A corrosão sob tensão é resultado de duas influências necessárias que são, a ação de uma tensão de tração e de um ambiente corrosivo. Quando um certo material está presente em um meio corrosivo e uma tensão é aplicada, o mesmo está sujeito a ter essa forma de corrosão. [CALLISTER, 2016]

A resultante dessa corrosão são pequenas trincas que se propagam na direção perpendicular à de tensão, e com isso poderá levar a falha do material. Embora a liga metálica seja dúctil, o comportamento de desenvolvimento da falha é característico de um material frágil. Essas trincas podem se formar sob níveis de tensão relativamente baixos podendo ser consideravelmente menores que o limite de resistência à ruptura. [CALLISTER, 2016]

A maioria das ligas estão sujeito à corrosão sob tensão em ambientes específicos sob níveis moderado de tensão. Por exemplo, a maioria dos aços inoxidáveis são susceptíveis à corrosão sob tensão em soluções que contêm íons cloreto, enquanto os latões são vulneráveis quando expostos à amônia. A

seguir na figura 20, exemplifica a morfologia de corrosão sob tensão intergranular. [CALLISTER, 2016]

**Figura 20:** Micrografia de trincamento causado por corrosão sob tensão intergranular.



**Fonte:** UHLIG (1985).

A tensão que resulta no trincamento por corrosão sob tensão não é unicamente devido a uma sollicitação externa. Podem ser originadas de tensões residuais derivado de variações rápidas na temperatura e de uma contração desigual. Outro fator seria os produtos de corrosão sólidos ou gasosos que ficam presos internamente e que, podem dar origem a tensões internas. [CALLISTER, 2016]

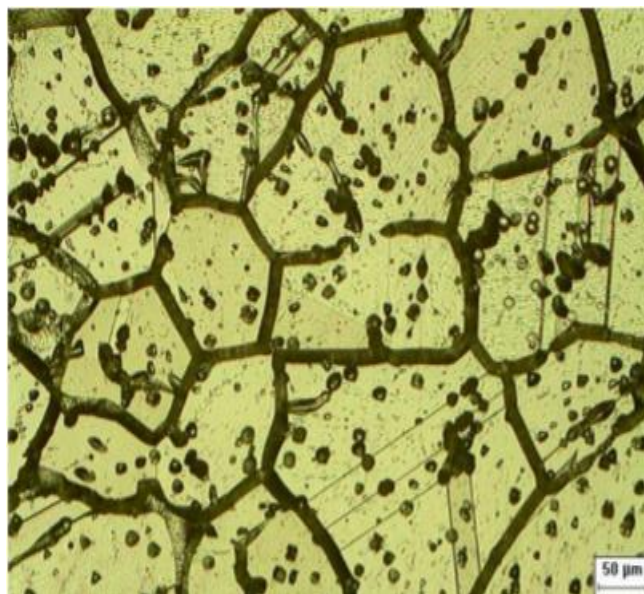
A providência mais viável a se tomar para eliminar ou atenuar esse tipo de corrosão seria diminuir a magnitude da tensão, que pode ser feito através da redução da carga externa ou pelo aumento da área da seção transversal perpendicular à tensão aplicada. Outra opção seria um tratamento térmico adequado para recozer e eliminar todas as tensões térmicas residuais. [CALLISTER, 2016]

### 2.8.3 Fenômeno de sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos

O fenômeno de sensitização é um inconveniente que ocorre basicamente em função da perda de resistência à corrosão nestes aços, devido ao desenvolvimento de uma região empobrecida de cromo dentro ou próximo do contorno de grão.

Para que este fenômeno ocorra, os fatores termodinâmicos da precipitação dos carbonetos de cromo e da cinética de difusão estão intimamente ligados a esse processo, ao qual ocorre tipicamente entre as temperaturas de 450°C a 850°C caracterizada pela precipitação estável de carbonetos e a ligeira difusão crômica. Particularmente a sensitização de um aço inoxidável austenítico AISI304 (figura 21) está relacionado principalmente a microestrutura e da energia contida no próprio contorno de grão. De acordo com MURR ADVANI et al., 1997, a baixa energia ao longo dos contornos de grão resulta em oferecer maior resistência a este fenômeno. Diferentemente dos contornos de grão com níveis de energia mais elevados, onde representam um maior caminho para a sensitização.

**Figura 21:** Microestrutura do aço inoxidável AISI 304 sensitizado a 600°C por 100 horas.



Fonte: COSTA E SILVA (1988).

A microestrutura do contorno de grão alterada a partir de processos termodinâmicos determina o grau de sensitização nestes aços. Isto decorre, tipicamente, não apenas por meio de tratamentos térmicos, mas também por processos de deformação como encruamento à frio, seguido de tratamento de envelhecimento (HONEYCOMBE e BHADSHIA, 1995).

## 2.9 TRATAMENTOS TÉRMICOS

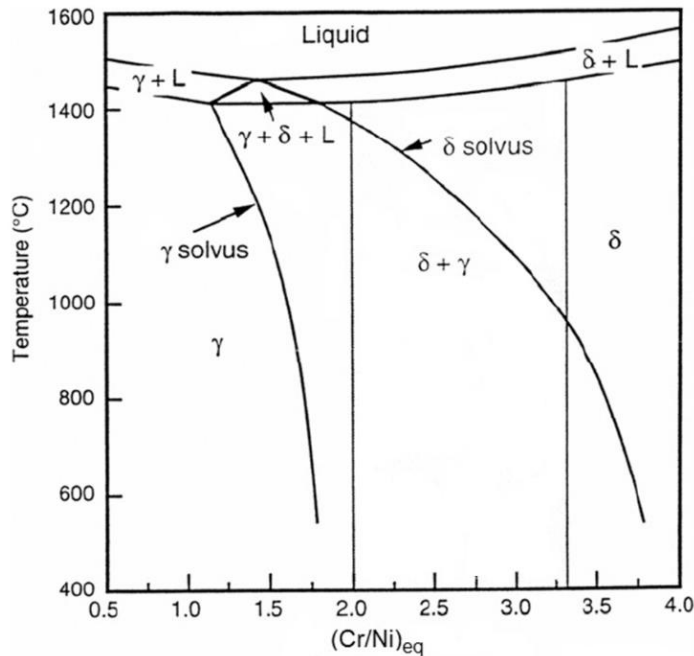
Entende-se como tratamento térmico, a técnica de aquecer e resfriar as ligas metálicas em condições controladas, onde se procura a redução de uma ou mais fases indesejáveis na microestrutura, porém sem que haja mudança na forma geométrica do corpo tratado. O tratamento térmico é realizado basicamente, a partir de três aspectos principais, tais quais, aquecimento, manutenção da temperatura e resfriamento. Nos aços inoxidáveis, espera-se do tratamento térmico, dissolver as fases precipitadas como a fase sigma, de juntas soldadas.

### 2.9.1 Tratamento de solubilização

Tipicamente, o tratamento térmico mais utilizado em ligas de aços inoxidáveis é o de solubilização. Consiste basicamente em aquecer o material a uma temperatura suficientemente elevada, com o objetivo principal de promover a redução de um ou mais elementos de liga seguido de resfriamento rápido, de forma a se evitar a precipitação dos compostos dissolvidos. Este tratamento dentre outros aspectos, é aplicado visando melhorar as condições de trabalho a frio, usinabilidade, propriedades mecânicas e de resistência à corrosão e ainda garantir estabilidade dimensional. É comumente empregado, após procedimentos de soldagem em que houve o aparecimento de compostos intermetálicos. [ASM, 2000] Para avaliar o efeito dos principais elementos que permitem a caracterização da principal propriedade dos aços inoxidáveis, que é a boa resistência a corrosão, a figura 23 evidencia a relação de cromo e níquel equivalente, quando um determinado material deste aço tem a sua temperatura elevada. A seguir, pode-se observar nas equações 3 e 4 funções que determina

a quantidade (%) de cromo e níquel equivalente. Este diagrama é tipicamente empregado para determinar os parâmetros do tratamento térmico em questão.

**Figura 22:** Diagrama (Cr/Ni)<sub>eq</sub>



**Fonte:** KOTECKI; SIEWERT (1988)

$$Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Nb \quad (\text{Eq. 3})$$

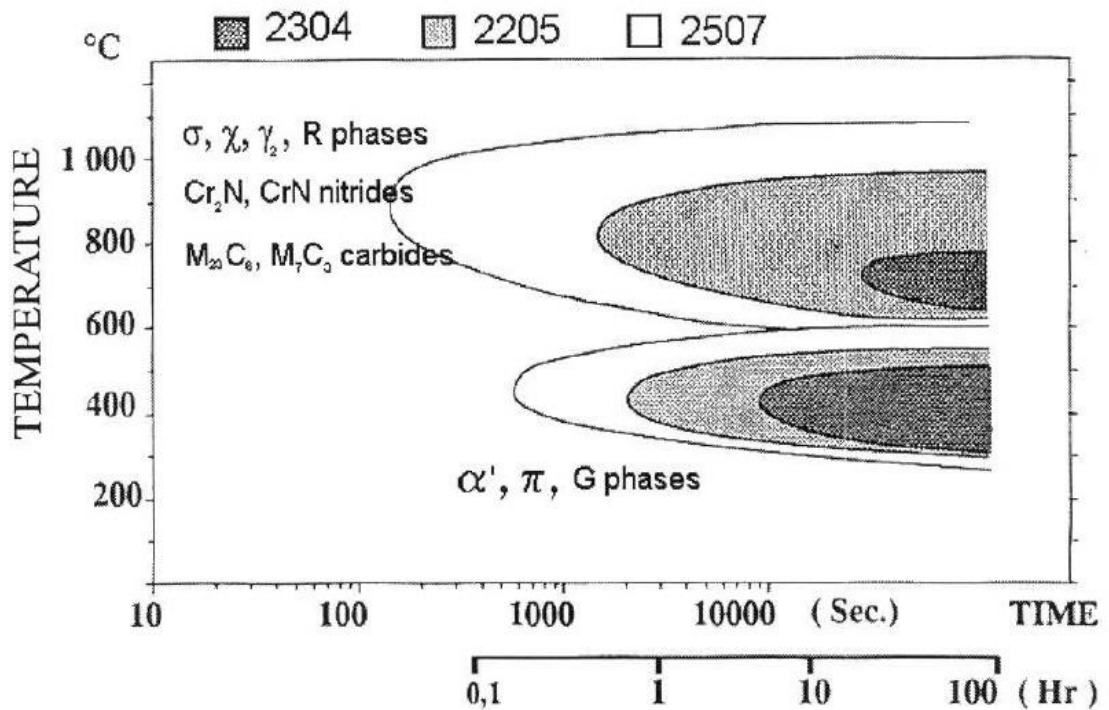
$$Ni_{eq} = Ni + 30 C + 0,5 Mo \quad (\text{Eq.4})$$

O tratamento térmico de solubilização em aços inoxidáveis, pode, portanto, ser utilizado em situações as quais se deseja obter recristalização da região encruada, bem como dissolver compostos intermetálicos na microestrutura, promovendo em ambos os casos uma condição otimizada de ductilidade aliado a um valor de resistência à corrosão satisfatório. Em peças fundidas e chapas de grande espessura de aços inoxidáveis austeníticos, devido a presença do elemento cromo, o material tende a apresentar quantidades relativamente elevadas de ferrita  $\delta$ , onde, através do tratamento de solubilização

espera-se obter uma redução das concentrações e com isso, apresentar um incremento na ductilidade. [MODENESI, 2001]

A figura 23 mostra o diagrama TTT utilizado para realizar o tratamento térmico no aço inoxidável austenítico AISI 2304. O diagrama relaciona a temperatura e o tempo que o aço deverá ficar no forno para que ocorra ou não a precipitação de fases.

**Figura 23:** Diagrama TTT.



Fonte: SHEK (1996)

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAIS

O estudo contempla um total de oito amostras de aços inoxidáveis duplex AISI 2304 e austenítico AISI 304 (quatro corpos de prova de cada aço), cujas dimensões são equivalentes a 200 milímetros de comprimento, 60 milímetros de largura e 12 milímetros de espessura.

As tabelas 3 e 4 a seguir fornece a composição química do aço inoxidável austenítico AISI 304 e do aço inoxidável duplex AISI 2304, respectivamente.

**Tabela 3** Composição típica (%) do aço inoxidável austenítico AISI 304.

Composição química nominal, % em peso						
AISI	C	Cr	Ni	Mn	Si	Outros
304	0,08	18,00-20,00	8,00-10,50	2,00	1,0	...

Fonte: ASM Handbook vol. 1, (2002)

**Tabela 4** Composição típica (%) do aço inoxidável duplex AISI 2304.

NOME	UNS	W. Nr.	C	Cr	Ni	Mo	N
COMUM		(EM)	máx.				
2304	S32304	1.4362	0,03	21,5-24,5	3-5,5	0,05-0,6	0,05-0,2

Fonte: SILVA; MEI, (2006)

Com base na composição química foi calculado utilizando a equação 2 que fornece o valor do PREn dos aços. O aço inoxidável austenítico AISI 304 possui um PREn que varia de 18 a 20, dependendo da composição química. E o aço inoxidável duplex AISI 2304 possui um PREn que varia de 22,46 a 29,68.

Outra informação importante a se considerar é o valor médio dos aços AISI 304 e AISI 2304:

- Aço inoxidável austenítico AISI 304: R\$ 78,12 por quilograma, valor obtido em orçamento na fornecedora Stalx Produtos Metalúrgico.
- Aço inoxidável duplex AISI 2304: R\$36,53 por quilograma, valor obtido em orçamento no site Alibaba.

Os procedimentos dos ensaios descritos a seguir foram realizados pelos próprios autores deste trabalho com o auxílio de profissionais capacitados e com equipamentos de proteção necessários para o desenvolvimento das atividades.

## 3.2 MÉTODOS

### 3.2.1 Soldagem

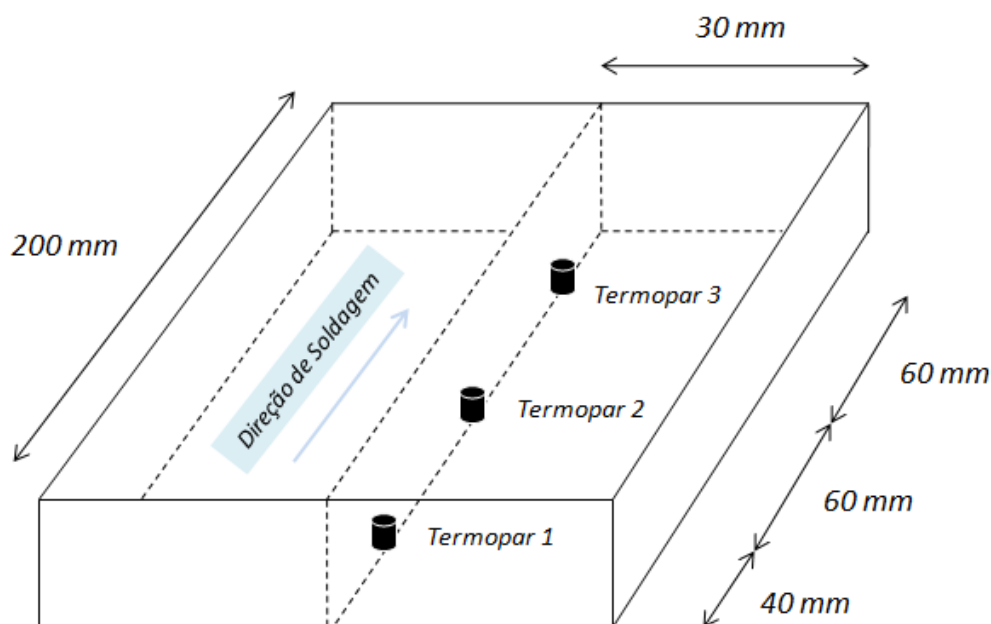
O procedimento de soldagem adotado nesta pesquisa foi caracterizado por empregar um aparelho mecanizado com operação de avanço a velocidade constante durante a operação. O aparelho ainda conta com sensores limites de fim de curso de forma que é possível regular a distância entre estes, permitindo desta forma, cessar seu movimento após percorrer o comprimento das peças.

Essencialmente o procedimento foi realizado utilizando o processo de soldagem TIG pulsado autógena empregando-se proteção gasosa (Argônio) no qual foi aplicado os aportes térmicos de 0,5 kJ/mm, 1,5 kJ/mm e 2,0 KJ/mm em três amostras de cada um dos aços inoxidáveis em estudo.

#### 3.2.1.1 Fixação dos termopares

A fim de se obter a leitura da temperatura atingida nos corpos de prova durante o procedimento de soldagem, foram fixados três termopares na linha de centro de cada corpo de prova dispostos nas distâncias, conforme a figura 24. A montagem dos termopares foi efetuada em todas as amostras que foram sujeitas ao ensaio.

**Figura 24** Esquema fixação dos termopares.



Fonte: GONÇALVES, 2017.

Para instalar os termopares, após realizar as marcações do local correto a fixá-los, foi realizado as furações com o auxílio de uma furadeira de bancada, com uma escala acoplada disposta na vertical para indicar a profundidade atingida pela ferramenta de corte. Os furos foram confeccionados na face oposta à projeção da energia de soldagem pelos aportes térmicos empregados.

A profundidade dos furos teve variações de acordo com o aporte térmico utilizado nas amostras, conforme verifica-se na tabela 05, onde há a relação do aporte térmico com a profundidade dos furos confeccionados na superfície dos corpos de prova.

Esta variação se deu ao fato da magnitude do aporte térmico estabelecido em cada amostra. No aporte térmico de 2,0 KJ/mm, por exemplo, com uma profundidade de furo superior a 6 milímetros, este poderia afetar as condições de leitura do termopar e promover uma leitura equivocada. Da mesma forma, caso fosse realizado um furo cuja profundidade fosse inferior a 9 milímetros durante o ensaio com aporte de 0,5 KJ/mm, não seria possível efetuar uma leitura da temperatura atingida de maneira plausível.

O procedimento foi realizado igualmente nos três corpos de prova tanto do aço inoxidável duplex AISI 2304, quanto para aço inoxidável austenítico AISI 304.

**Tabela 5** Profundidade de instalação dos termopares de acordo com o aporte térmico.

Aporte (KJ/mm)	Profundidade do furo (mm)
Baixo: 0,5	9
Médio: 1,5	8
Alto: 2,0	6

**Fonte:** AUTORES.

A temperatura durante o procedimento foi obtida em tempo real através do dispositivo Spider 8 e do programa Catman 4.5, que é um software de aquisição de dados para ensaios com alto número de canais. Estes programas permitem a extração dos dados para uma planilha de excel, aos quais foi possível realizar a construção de gráficos que evidenciam a temperatura ao longo da projeção da energia de soldagem e qual a magnitude do pico de temperatura atingido.

### 3.2.1.2 Processo de soldagem TIG não pulsada

A fim de comparar o comportamento sob o ponto de vista das propriedades dureza e resistência à corrosão, mas também da precipitação de fases intermetálicas, ambos aços inoxidáveis foram submetidos à variação da energia de soldagem.

O equipamento utilizado para o procedimento de soldagem foi o CASTOTIG 2003 AC/DC, da marca CastolinEutectic, que faz parte do laboratório de soldagem da Universidade Federal Sul Fluminense - UFF. Este equipamento realiza o processo de soldagem de forma automática. No aparelho foi inserido informações dos parâmetros velocidade e energia de soldagem. O equipamento

é adotado de sensores que detectam quando deverá interromper o processo. Na figura 25 a seguir é possível verificar o aparelho empregado.

**Figura 25:** Equipamento para soldagem automática



**Fonte:** AUTORES.

O eletrodo utilizado foi o de Tungstênio não consumível de ponta vermelha, ao qual foi posicionado com uma altura de 2 mm de distância do corpo de prova. A vazão de proteção gasosa (Argônio) utilizado foi de 15L/min.

A tensão no equipamento foi selecionada para 10 volts. Diante desta informação e com a velocidade de 2 mm/s para o aporte térmico de 0,5 kJ/mm e de 1mm/s para os aportes térmicos de 1,5 kJ/mm e 2,0 kJ/mm, foi possível calcular qual a corrente necessária para se obter os aportes térmicos desejados de acordo com a equação 1 do aporte térmico. A diferença entre as velocidades

é justificada pela necessidade de atingir uma faixa menor de aporte térmico para a amostra cujo aporte térmico foi de 0,5 kJ/mm.

Como pôde ser observado na figura 25, não houve deposição de material de adição e sim somente a projeção de carga térmica sobre a face de cada uma das amostras.

### 3.2.2 Tratamento térmico

Para realizar o tratamento térmico, foram cortadas duas amostras do aço inoxidável duplex AISI 2304 e duas amostras do aço inoxidável austenítico AISI 304, ambas como recebido. Todas as amostras foram cortadas com dimensões iguais a 100 x 100 x 100 milímetros, para que as dimensões não interferissem na análise comparativa do impacto do tratamento térmico nas amostras.

O diagrama TTT, conforme figura 23 foi utilizado para saber qual temperatura e o tempo que as amostras de aço inoxidável duplex AISI 2304 poderiam ficar no forno sem que houvesse a precipitação da fase sigma ( $\sigma$ ). Vale destacar que para formação da fase sigma nos aços inoxidáveis austeníticos, podem levar centenas de horas para precipitar.

A região de formação da fase sigma está destacada de acordo com a legenda, onde fica claro qual a região de precipitação do aço inoxidável duplex estudado. No eixo das abcissas têm-se a grandeza tempo em segundos, e no eixo das ordenadas têm-se a temperatura.

O procedimento de tratamento térmico em questão foi dividido em dois momentos e antes de iniciá-lo o forno foi ligado antes que as amostras fossem posicionadas em seu interior para que houvesse homogeneização da temperatura na câmara. Primeiramente, foram colocadas uma amostra de cada aço inoxidável em forno mufla a uma temperatura estabelecida em 750°C por um tempo de 1 hora e 30 minutos. Após o cumprimento de duração, as amostras foram removidas do forno e foram submetidas a resfriamento brusco.

Em seguida, o outro par de amostras (uma de cada aço inoxidável) foram colocadas no forno a uma temperatura fixada em 1100°C com duração de 1 hora e 30 minutos. Da mesma forma que foi realizado na primeira etapa de

procedimento, as amostras submetidas sob essas condições foram resfriadas bruscamente a fim de se evitar difusão atômica dos elementos, podendo desta forma, haver combinações preferenciais do cromo com o carbono livre na matriz, bem como evitar o surgimento de fases indesejáveis.

Desta forma, se as amostras de aço inoxidável duplex AISI 2304 não precipitarem a fase sigma, será comprovado a eficácia do diagrama TTT.

Após a realização do tratamento térmico, foi observado a microestrutura dos aços inoxidáveis em microscópio óptico.

### **3.2.3 Ensaio de dureza**

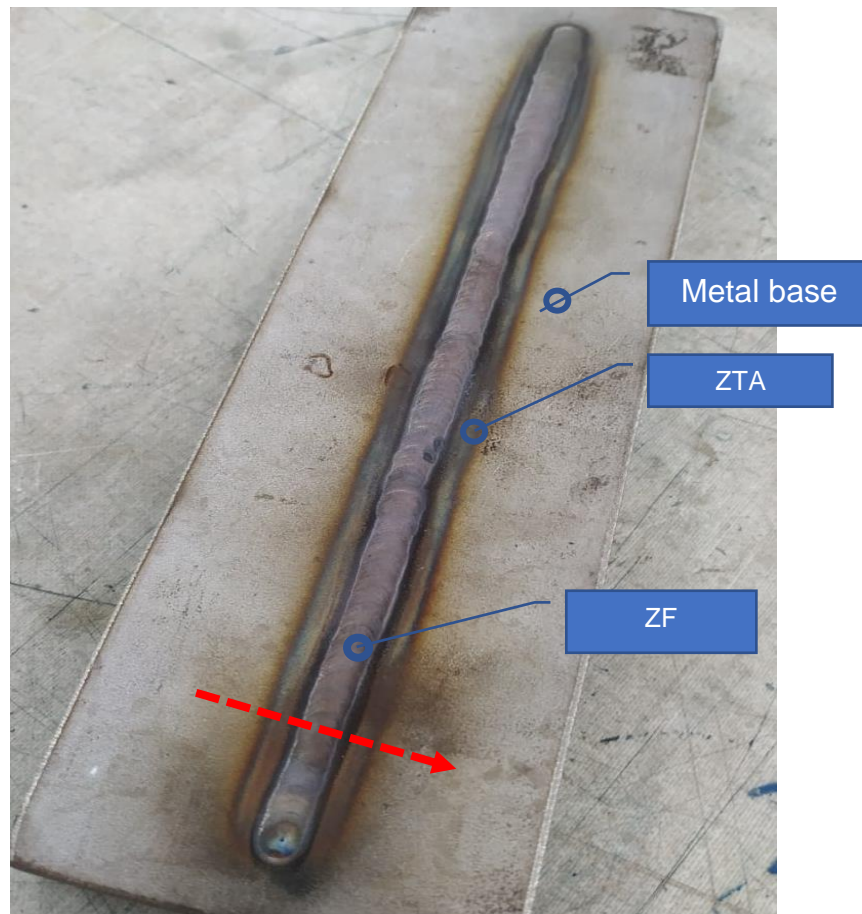
Primeiramente, foi aplicado em cada uma das amostras o ensaio Rockwell C para determinação do disco de corte a ser utilizado para remodelar a geometria das amostras resultando em outras seções. Esta determinação do disco de corte através do ensaio de dureza é de extrema importância para a correta realização da operação de corte sem danificar a amostra ou o disco de corte.

As operações de corte foram efetuadas com refrigeração à água, com a finalidade de que não ocorresse o superaquecimento das amostras, uma vez que as mesmas apresentariam crescimento de grão o que, influenciaria na análise.

Através dos corpos de provas na dimensão como recebida, foram retiradas oito amostras. Uma amostra de cada aporte térmico do aço inoxidável duplex AISI 2304, e uma amostra da parte que não sofreu o processo de soldagem (metal base), para fins de comparação com o material como recebido. O mesmo procedimento foi executado com o aço inoxidável austenítico AISI 304.

Em seguida foi realizado em todas as oito amostras o ensaio de dureza Rockwell B, onde o mesmo foi efetuado na superfície superior da amostra, seguindo uma linha reta na transversal para se obter a dureza nas três regiões: metal base, zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF). O ensaio foi realizado em diversos pontos seguindo a linha ilustrada na figura 26 seguir, para obtenção de um número maior de dados, e com isso garantindo uma maior confiabilidade.

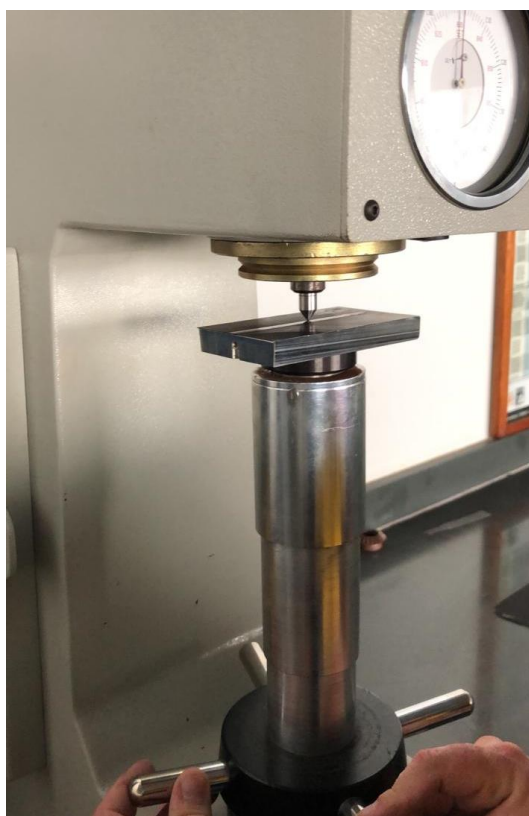
**Figura 26:** Corpo de prova após aporte térmico - esquema do ensaio de dureza.



**Fonte:** AUTORES.

A figura 27 permite observar o posicionamento da amostra no equipamento durômetro para extração dos valores de dureza.

**Figura 27:** Ensaio de dureza.



**Fonte:** AUTORES.

### 3.2.3.1 Preparação das amostras para análise em microscópio óptico

Antes de realizar a metalografia, foi necessário preparar as amostras, utilizando as etapas de lixamento e polimento com o auxílio de uma lixadeira manual própria para preparação de amostras. A lixadeira conta com um sistema de refrigeração a água, sendo que este sistema é de suma importância para se evitar o superaquecimento das amostras durante este processo.

Foram utilizadas diversas lixas com diferentes granulometrias, dentre as quais: 120, 200, 320, 400, 600, 1000 e 1200. Após a preparação superficial das amostras, as mesmas foram embutidas com o intuito de melhor manuseio durante análise metalográfica. Na figura 28, pode-se observar o dispositivo de preparação, bem como as amostras embutidas após terem sua superfície lixada.

**Figura 28:** Amostras embutidas a esquerda e a direita a lixadeira manual utilizada.



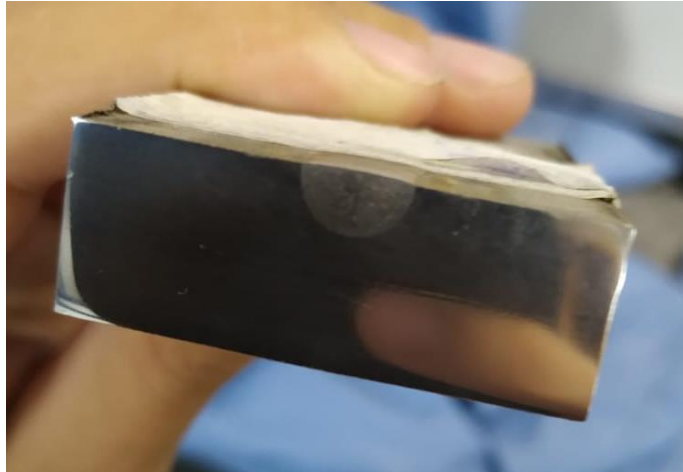
**Fonte:** AUTORES.

Após lixar e polir as oito amostras, foi realizado o ataque químico com os agentes behara modificado para o aço inoxidável duplex AISI 2304 e água régia para o aço inoxidável austenítico AISI 304. Após o ataque químico é possível observar a profundidade do aporte térmico. Com todas as oito amostras devidamente preparadas, foram feitas as metalografias em cada amostra utilizando microscópio óptico.

Apenas as amostras que foram submetidas aos procedimentos de soldagem e tratamento térmico que foram analisadas em microscópio óptico.

Foram obtidas diversas imagens na metalografia, abrangendo diversas áreas das amostras, a fim de fornecer uma melhor e mais confiável análise sobre o impacto da soldagem e do tratamento térmico em toda a seção transversal.

**Figura 29:** Amostra após lixada, polida e atacada.



**Fonte:** AUTORES.

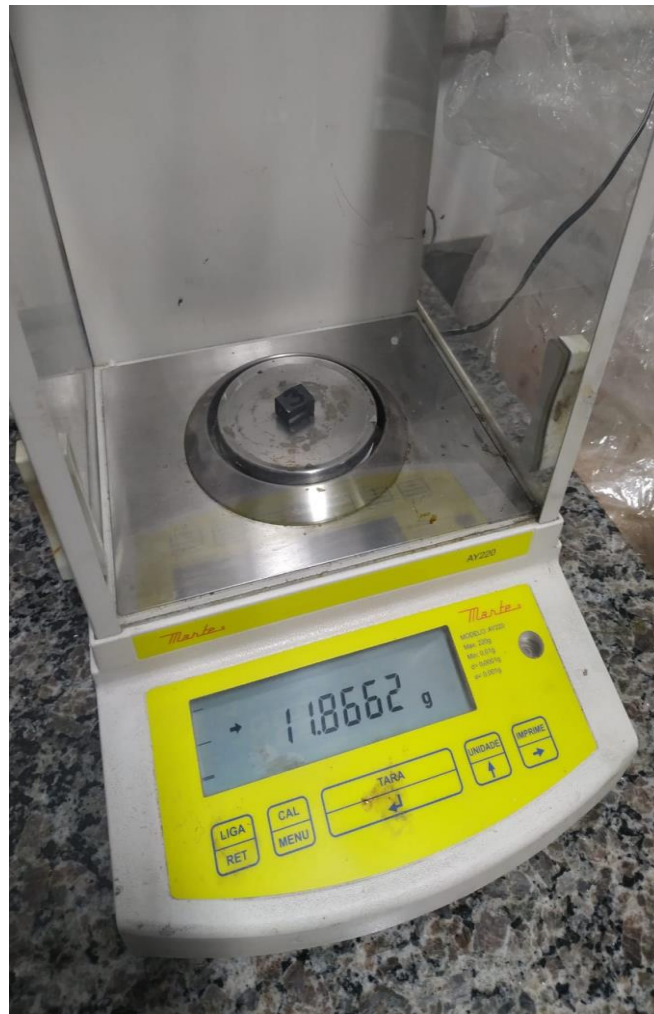
### **3.2.4 Corrosão**

O método de indução de corrosão por pit foi executado com as quatro amostras que sofreram tratamento térmico e mais uma amostra de cada aço inoxidável como recebido.

O procedimento deste ensaio foi totalmente baseado na norma ASMT G48 – 11 (Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution). Para realizar o procedimento de corrosão por pit com cloreto férrico foi empregado 300 ml desta solução com 25% de concentração, e optamos por utilizar a temperatura de 50°C, para que o teste fosse mais agressivo.

Foi utilizado o método de perda de massa para quantificar a corrosão, e com isto antes de mergulhar as amostras em solução de cloreto férrico, as mesmas foram pesadas separadamente com o auxílio de uma balança de precisão como pode ser observado na imagem 29, a seguir.

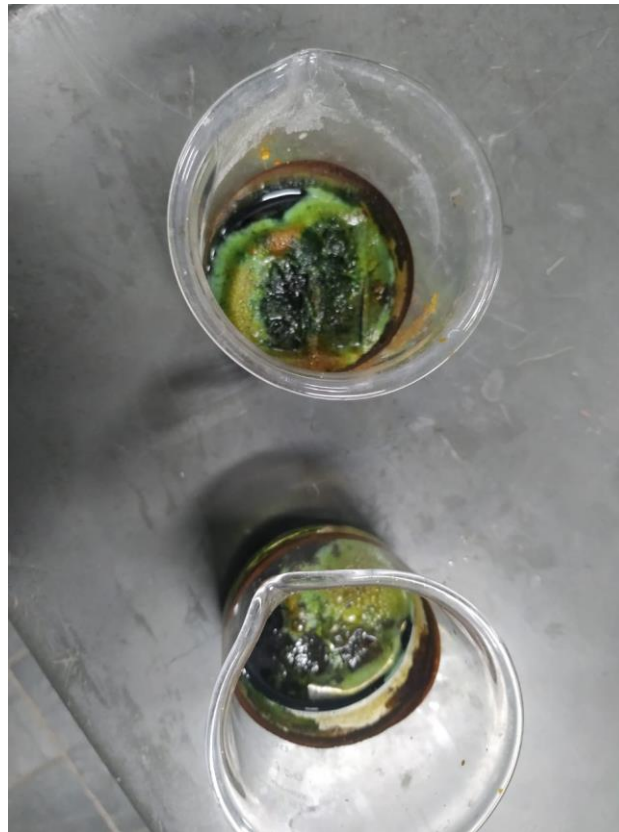
**Figura 30:** Balança de alta precisão utilizada para pesar as amostras.



**Fonte:** AUTORES.

As amostras imersas em solução de cloreto férrico permaneceram na estufa de secagem por 68 horas a 50°C. Após a manutenção de 68 horas os corpos de prova foram retirados de cada béquer e foram limpos para posterior verificação da massa resultante do ensaio. Todo o procedimento foi realizado em béqueres de vidro e com luvas de proteção, visto que a solução é corrosiva. A imagem 31 exemplifica as amostras contidas na solução.

**Figura 31:** Amostras imersas na solução de cloreto férrico após as 68h no forno a 50°C.



**Fonte:** AUTORES.

### **3.2.5 Análise de imagem**

Para realizar a análise das imagens afim de obter as informações de crescimento de grão e porcentagem das fases no aço inoxidável duplex, foi utilizado o software ImageJ. Este software de processamento de imagem livre e gratuito, facilmente obtido via internet onde o link utilizado para o download: <https://imagej.nih.gov/ij/download.html>. Além de ser um software de fácil acesso, também é um software com fácil aprendizagem e com muita informação disponível sobre seu uso.

### 3.2.5.1 Contabilização das fases no aço inoxidável duplex AISI 2304

Para verificar se houve desbalanceamento de fases, foi empregado o ImageJ para, primeiramente contabilizar as fases da amostra de aço inoxidável duplex como recebido, ou seja, aquele corpo de prova que não sofreu nenhum tipo de ensaio. Em seguida, foi realizado o mesmo procedimento em uma amostra de aço inoxidável duplex submetido ao tratamento térmico, para verificar se houve desbalanceamento nas frações volumétrica das fases.

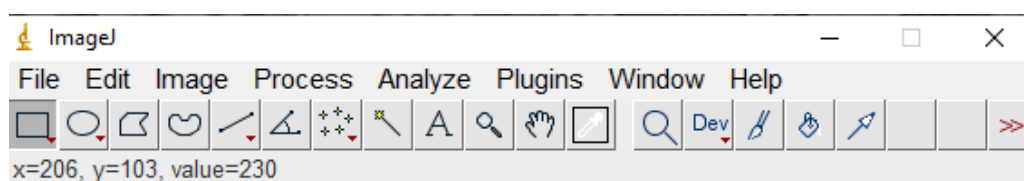
### 3.2.5.2 Processamento da imagem

Antes de realizar as análises desejadas, é de suma importância realizar o correto tratamento da imagem, para obtermos, por exemplo, contornos de grão bem definidos. Porém, também é importante ter atenção para que não haja muita modificação na imagem e que esta retrate algo diferente do real, como por exemplo menos grãos do que a imagem real possui.

Num primeiro momento foi necessário selecionar as metalografias cuidadosamente, pois a confiabilidade do resultado final depende da qualidade da metalografia. Foi necessário escolher as imagens com menos marcas de laminação, e com os contornos mais nítidos e maiores.

Para maior confiabilidade dos resultados, o procedimento foi realizado em cinco metalografias de regiões diferentes de cada amostra, fornecendo assim a contabilização de uma área maior e um resultado mais real do que se o procedimento fosse realizado em apenas uma região do corpo de prova. A imagem 31 a seguir, exemplifica a caixa de ferramentas do ImageJ.

**Figura 32:** Software ImageJ



**Fonte:** AUTORES.

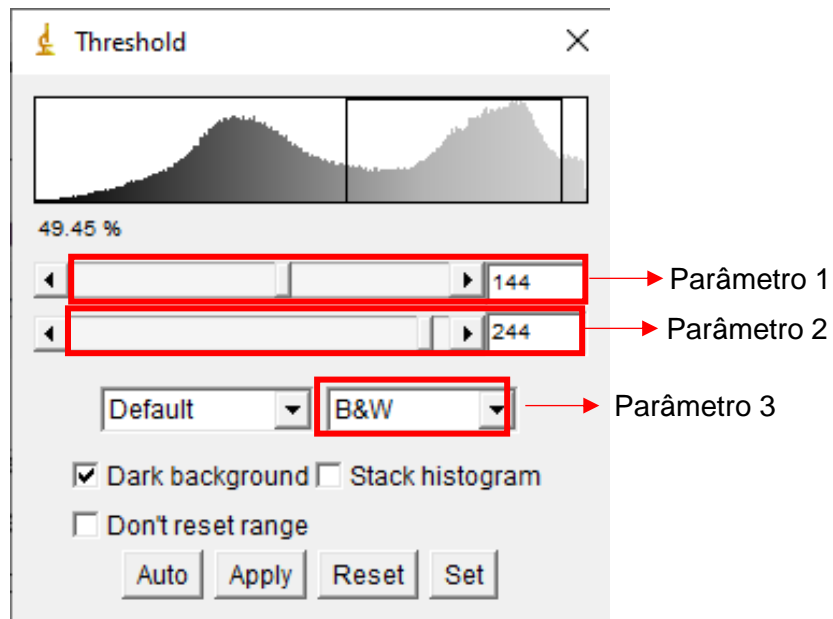
Após selecionado as imagens, é necessário informar ao ImageJ a mudança para escala cinza (8bit), caso ela seja de 16 ou 32 bits, isto irá transformar a imagem colorida em tons de cinza.

A próxima etapa é a limiarização, ou seja, a imagem está com 128 tons de cinza e é necessário que ela passe a ser somente preto e branco, sem tons intermediários de cinza. Isto é feito através do comando “Threshold” que está presente em “Image > Adjust”.

Na caixa de “Threshold” é possível modificar os parâmetros 1 e 2 indicados na figura 33 a seguir, para obter um melhor preenchimento das fases, é um ajuste de extrema importância, e caso seja realizado erroneamente pode deixar a imagem com mais pontos brancos do que deveria, ou mais pontos pretos do que deveria, gerando um resultado mais afastado do real. O parâmetro 3 indicado na imagem precisa estar como B&W para o nosso objetivo, pois ele deixa a imagem como preto e branco.

A etapa de limiarização é a etapa que mais demanda atenção, pois um ajuste inadequado poderá apagar ou aumentar grãos e o interessante que esta seja realizada com a foto original ao lado, para fins de comparação.

**Figura 33:** Caixa do ImageJ para ajuste na etapa de limiarização.



Fonte: AUTORES.

Caso haja pequenos furos pretos no meio dos grãos que deveriam estar preenchidas com a cor branca, pode ser utilizado a função “Fill Holes” para preencher esses pontos pretos. Essa função é encontrada em “Process > Binary”. Após essas etapas teremos as imagens tratadas, prontas para serem analisadas conforme nossos objetivos.

É relevante verificar se a imagem tratada está semelhante a imagem original, apenas com as cores diferentes. Pois se a imagem não for tratada corretamente, pode apresentar uma quantidade maior do que realmente tem de áreas escuras ou brancas.

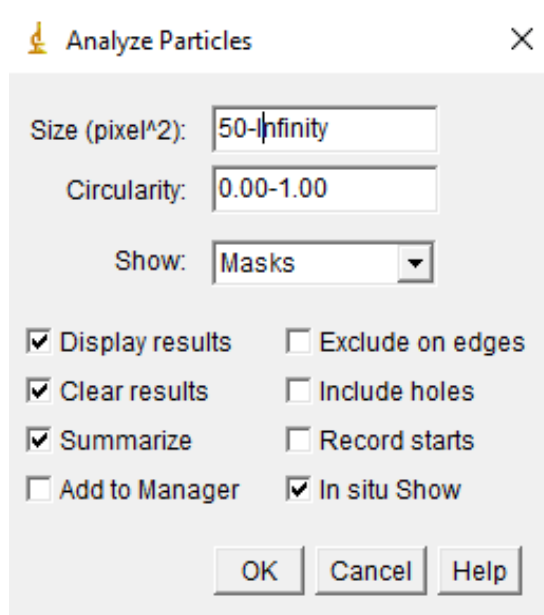
Para saber a porcentagem de cada fase, o programa irá basicamente contar o número de grãos por conta de seu formato, que irá corresponder a fase austenita. Como a fase ferrita estará com uma cor diferente e sem formato de grão, o restante da porcentagem corresponderá a esta fase. Podemos realizar esta análise através da ferramenta “Analyze Particles”, essa função é encontrada no menu Analyze.

Para a caixa de ajuste “Analyze Particles” devemos primeiramente definir o tamanho da partícula que será contabilizada como partícula. No caso em

estudo foi aplicado o valor de 50 a infinito, que é um valor pequeno pois as metalografias possuem “ilhas” pequenas e “ilhas” grandes. A imagem 33 a seguir, exemplifica esta parametrização no software.

O campo “Circularity” preenchido de 0 a 1 significa que é para contabilizar círculos completos. Por fim, no campo “Show” utilizamos a opção “Masks” pois ele nos fornece o contorno cheio das partículas a serem medidas.

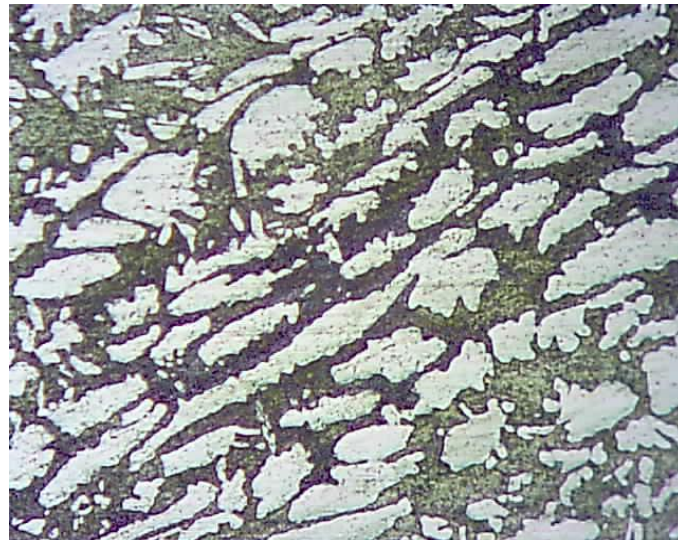
**Figura 34:** Caixa do ImageJ para ajuste na etapa de análise de partículas.



**Fonte:** AUTORES.

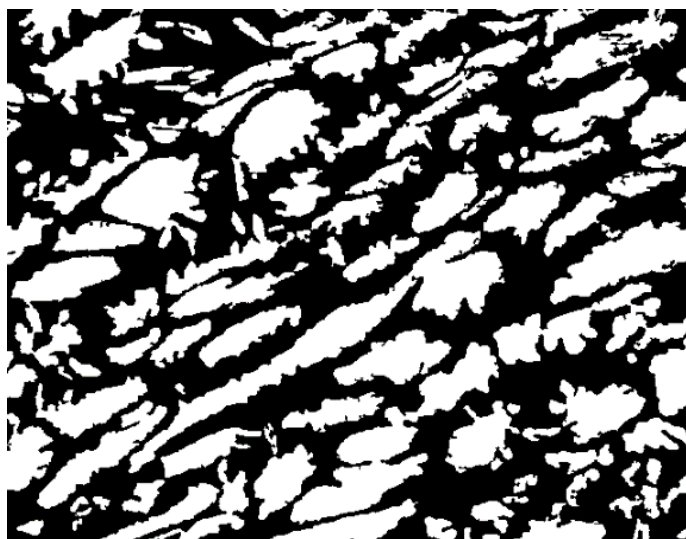
Após todas as etapas necessárias para o tratamento da imagem, o resultado será uma imagem limpa, somente em preto e branco e com todas as ilhas iguais a imagem original. A seguir pode ser verificado o par de imagem 34 e 35, e o par de imagem 36 e 37 que retratam a metalografia realizada no aço inoxidável duplex AISI 2304, bem como a mesma imagem utilizando o ImageJ.

**Figura 35:** Metalografia do aço inoxidável Duplex AISI 2304 400x como recebido original (sem tratamento no ImageJ).



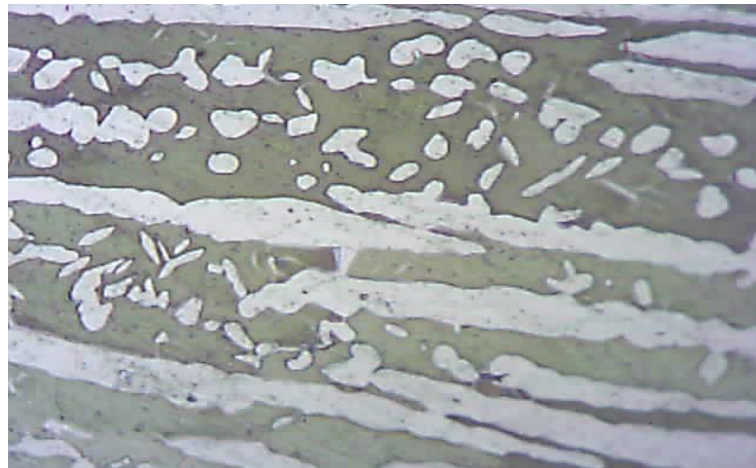
Fonte: AUTORES.

**Figura 36:** Metalografia do aço inoxidável Duplex AISI 2304 400x como recebido após tratamento no ImageJ.



Fonte: AUTORES.

**Figura 37:** Metalografia do aço inoxidável Duplex AISI 2304 com tratamento térmico a 1100°C 400x original (sem tratamento no ImageJ).



Fonte: AUTORES.

**Figura 38:** Metalografia aço inoxidável Duplex AISI 2304 com tratamento térmico a 1100°C 400x após tratamento no IMAGEJ.



Fonte: AUTORES.

Após a realização correta dos passos necessários para o tratamento da imagem, estamos em posse de uma imagem pronta para ser analisada. O software oferece uma função chamada “Analyze Particles”, com ela podemos analisar partículas, como por exemplo contar a quantidade de partículas e o total da área que aquela partícula ocupa e sua porcentagem.

### 3.2.5.3 Contagem do crescimento de grão (método intersecção)

Os métodos de análise automática de imagens são dependentes da qualidade do ataque termoquímico realizado para revelar os contornos de grãos, e da qualidade da metalografia realizada. Entretanto, o conhecimento dos métodos manuais de análise de imagem se torna relevante para fins de aprendizagem.

Neste trabalho foi abordado o método de contagem de intercepto. Este método realiza a contagem do número de grãos interceptados por uma linha de teste ou o número de intersecções entre a linha de teste e os contornos de grãos pelo comprimento por esta mesma linha.

Os métodos de contagem de intercepto é manual, porém a abordagem do software ImageJ, atuou para facilitar determinadas ações do método, sendo assim, considerado como método semiautomático.

O software ImageJ utilizado para realizar as linhas em diversas direções, forneceu a angulação da linha e o seu tamanho, dados estes, importantes para a correta realização deste método, e que manualmente geraria um trabalho muito maior e menos preciso.

Foi realizado este procedimento nas amostras como recebido, e das amostras que sofreram tratamento térmico a 1100 °C do aço inoxidável duplex, que nos fornece uma metalografia com um contorno de grão bem definido, conseqüentemente um resultado mais preciso neste método de análise será obtido.

Para isso, fizemos uma minuciosa seleção das metalografias que apresentavam melhor qualidade de imagem, com menos riscos proveniente da laminação e contornos de grão mais definidos. Para uma comparação correta, a metalografia selecionada da amostra como do aço como recebido e da amostra que sofreu o tratamento térmico possuem o mesmo aumento.

A American Society for Testing and Materials (ASTM) define nas normas ASTM E112 e ASTM E1382 os procedimentos manuais e semiautomáticos e

automáticos, respectivamente, para determinar o tamanho de grão. O estudo foi baseado principalmente na norma E112 para realizar o método de intersecção.

A norma E112 determina a utilização de linhas em pelo menos angulações diferentes, as quais foram utilizadas as seguintes  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $67^\circ$  e  $90^\circ$  para ambas as amostras, a fim de uma comparação mais correta. A norma também recomenda que as linhas partam de um mesmo ponto em comum, elas devem estar distribuídas ao longo da imagem, partindo pontos distintos.

É determinado pela norma que haja pelo menos 50 interseções na análise, sendo que, as interseções são contabilizadas da seguinte forma:

- É considerado uma intersecção quando a linha de teste corta um grão;
- É considerado uma intersecção quando a linha de teste corta o grão de forma tangencial;
- Quando a linha de teste adentra o grão ou encosta em seu limite, mas não corta o grão, é contabilizado como  $\frac{1}{2}$  intersecção;
- Quando a linha de teste corta o mesmo grão em duas regiões diferentes, é contabilizado como duas interseções.

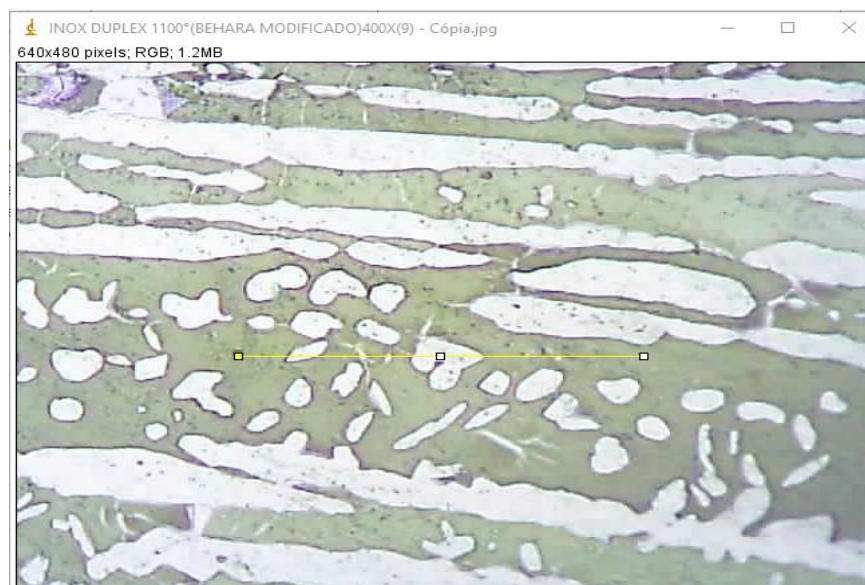
Com essas informações começamos a nossa análise. As imagens 38 e 39 abaixo são as metalografias utilizadas para esta análise. Pode-se observar que nestas imagens há uma linha de teste de exemplo (linha amarela). As linhas foram realizadas uma a uma e seus dados coletados, os grãos completos e incompletos foram contabilizados manualmente, sem o auxílio do software.

**Figura 39:** Exemplo do procedimento de contagem de grão por intersecção no ImageJ com a linha em 45°C.



Fonte: AUTORES.

**Figura 40:** Exemplo do procedimento de contagem de grão por intersecção no ImageJ com a linha em 180°C.



Fonte: AUTORES.

Os dados foram adicionados a uma planilha excel para calcular a medida: nº grão/comprimento de linha. A medida foi calculada com a soma total de grão obtidos em todas as linhas, dividido pela soma total de comprimento de todas as linhas de teste.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

#### 4.1.1 Influência do aporte térmico na geometria do cordão de solda

No grupo de imagens expostos abaixo, as figuras 41 e 42, fica evidente a diferença do efeito dos aportes térmicos alto (2,0 kJ/mm) e baixo (0,5 kJ/mm) na largura e nas imagens 42 e 43, a profundidade do “cordão” de solda. É nítido que a projeção de calor com valores de profundidade e largura maiores foi obtido pelo emprego do aporte térmico de 2,0 KJ/mm, e o efeito da soldagem com dimensões inferiores de largura e profundidade no aporte térmico de 0,5 KJ/mm.

**Figura 41:** Corpo de prova após soldagem com baixa energia de soldagem (0,5kJ/mm).



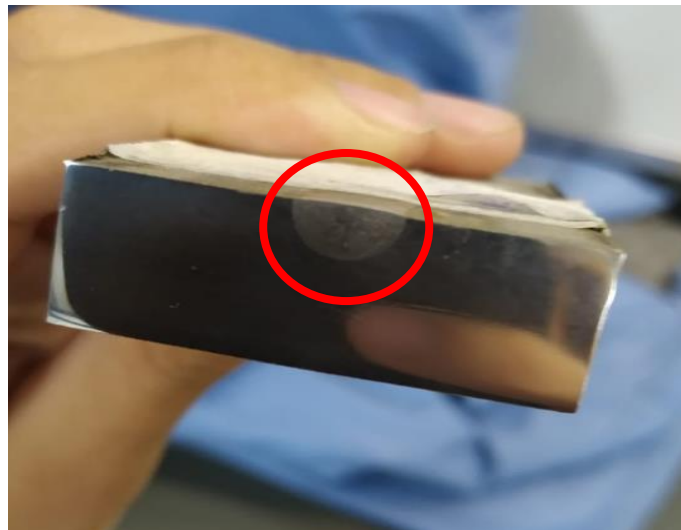
Fonte: AUTORES.

**Figura 42:** Corpo de prova após soldagem com alta energia de soldagem (2,0kJ/mm).



**Fonte:** AUTORES.

**Figura 43:** Profundidade do cordão de solda no corpo de prova soldado a alta energia de soldagem (2,0 kJ/mm).



**Fonte:** AUTORES.

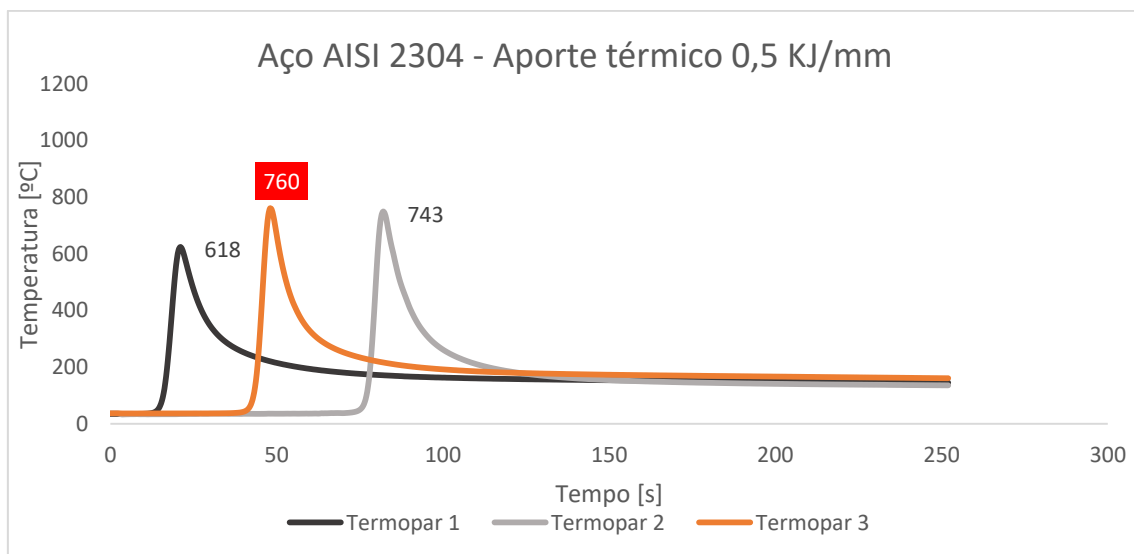
**Figura 44:** Profundidade do cordão de solda no corpo de prova soldado a baixa energia de soldagem (0,5 kJ/mm).



**Fonte:** AUTORES.

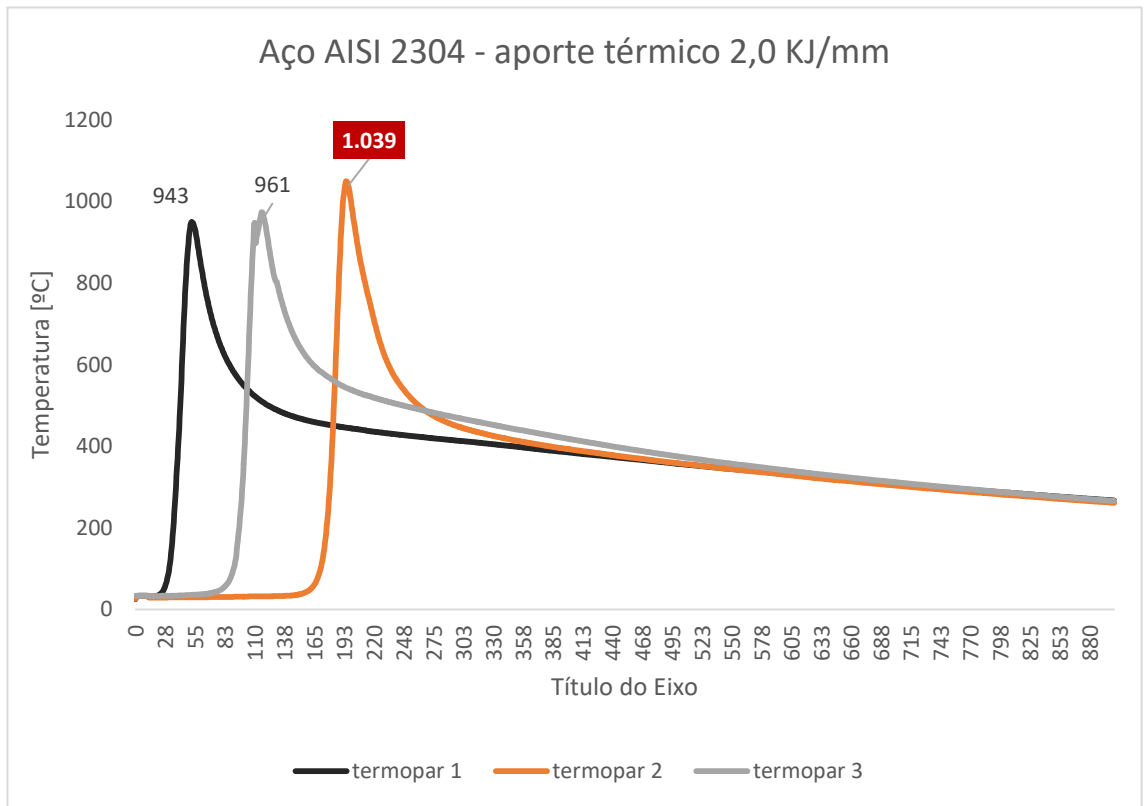
Comparando os aportes térmicos de 0,5 KJ/mm e o de 2,0 KJ/mm de um mesmo aço inoxidável (Figura 45 e 46 respectivamente), verifica-se que o aporte de maior energia liberada atingiu uma temperatura de pico equivalente a 1039 °C se comparada à energia de pico de 760 °C atingida pelo aporte de menor energia liberada.

**Figura 45:** Gráfico de temperatura - Aço inoxidável Duplex AISI 2304 – Aporte térmico 0,5 KJ/mm.



**Fonte:** AUTORES.

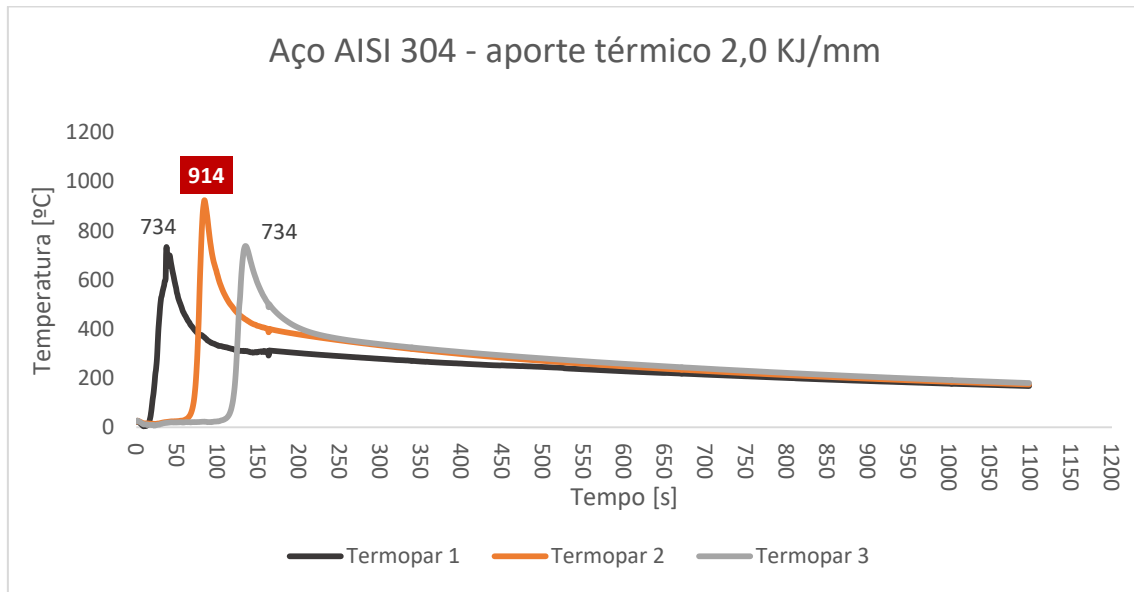
**Figura 46:** Gráfico de temperatura - Aço inoxidável duplex AISI 2304 - Aporte térmico de 2,0 KJ/mm.



**Fonte:** AUTORES.

Ao comparar o aporte térmico de 2,0 KJ/mm do aço inoxidável austenítico AISI 304 (Figura 47) com o maior aporte térmico de 2,0 KJ/mm do aço inoxidável duplex AISI 2304 (Figura 46), observa-se que a temperatura de pico do aço inoxidável duplex AISI 2304 foi consideravelmente maior que a temperatura de pico atingida no aço inoxidável austenítico AISI 304, que foi de 914°C.

**Figura 47:** Gráfico da temperatura – Aço inoxidável austenítico AISI 304 – aporte térmico 2,0 KJ/mm.



**Fonte:** AUTORES.

A tabela 6 abaixo nos mostra a taxa de resfriamento obtida com os dados dos gráficos acima. A taxa de resfriamento é de grande importância em um processo de soldagem pois ela possui influência na precipitação de novas fases. Como podemos observar, o aporte de menor energia (0,5 kJ/mm) possui uma taxa de resfriamento muito maior do que o aporte de alta energia (2,0 kJ/mm). A taxa de resfriamento do aço inoxidável austenítico AISI 304 é ligeiramente maior que a taxa de resfriamento do aço inoxidável duplex AISI 2304.

**Tabela 6** Taxa de resfriamento das amostras que passaram por procedimento de soldagem.

Amostra	Aporte térmico (kJ/mm)	Taxa de resfriamento (°C/s)
AISI 304	2,0	6,7
AISI 2304	2,0	5,5
AISI 2304	0,5	10,5

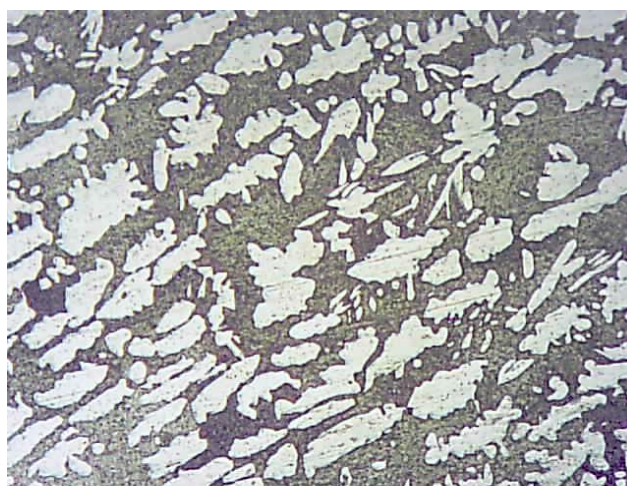
**Fonte:** AUTORES.

## 4.2 MICROESTRUTURA

### 4.2.1 Microestrutura de tratamento térmico do aço inoxidável AISI 2304

A microestrutura capturada é referente ao aço inoxidável duplex como recebido, figura 48, no qual é caracterizado por possuir matriz ferrítica e a austenita precipitada em forma de “ilhas”. A imagem apresentada tem como finalidade estabelecer o posterior comparativo com as próximas imagens do mesmo aço que passaram pelo procedimento de tratamento térmico, quanto ao crescimento de grão observado, bem como a não precipitação da fase sigma.

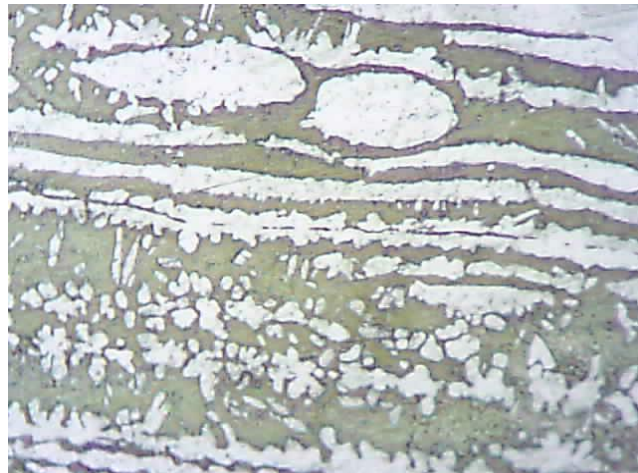
**Figura 48:** Aço inoxidável Duplex AISI 2304 como recebido aumento de 400x.



**Fonte:** AUTORES.

Percebe-se, na captura da amostra submetida ao tratamento térmico com manutenção de temperatura a 750°C, figura 49, somente o crescimento de grão em relação a imagem do aço inoxidável duplex AISI 2304 como recebido. Na captura da amostra que passou pelo tratamento térmico a 1100°C, figura 50, nota-se, também somente o crescimento de grão, no entanto o crescimento nesta amostra foi de superior magnitude.

**Figura 49:** Aço inoxidável duplex AISI 2304 1h30 no forno a 750°C aumento de 400x.



**Fonte:** AUTORES.

**Figura 50:** Aço duplex 1h30 no forno a 1100°C aumento de 400x



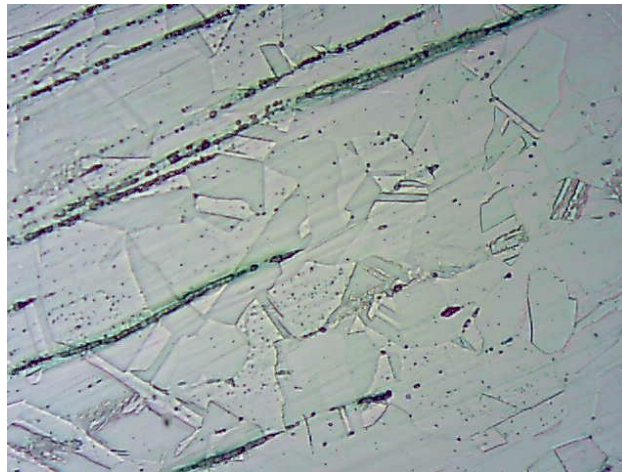
**Fonte:** AUTORES.

Essas constatações são baseadas puramente em análise visual, porém nos tópicos seguintes será possível analisar o crescimento de grão e o desbalanceamento ou não das fases de forma automática e semiautomática com auxílio de software. Dessa forma foi possível obter resultados numéricos e mais confiáveis.

#### 4.2.2 Microestrutura de tratamento térmico do aço inoxidável AISI 304

Um resultado semelhante ao obtido nas metalografias do aço inoxidável duplex AISI 2304 pode ser observado nas metalografias do aço inoxidável austenítico AISI 304. A figura 51 é a metalografia deste aço como recebido, no qual pode ser observado que este possui somente uma fase.

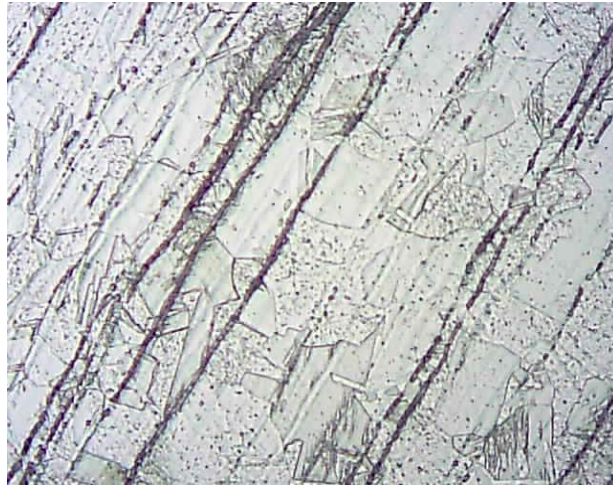
**Figura 51:** Aço inoxidável austenítico AISI 304 como recebido aumento de 400x.



**Fonte:** AUTORES.

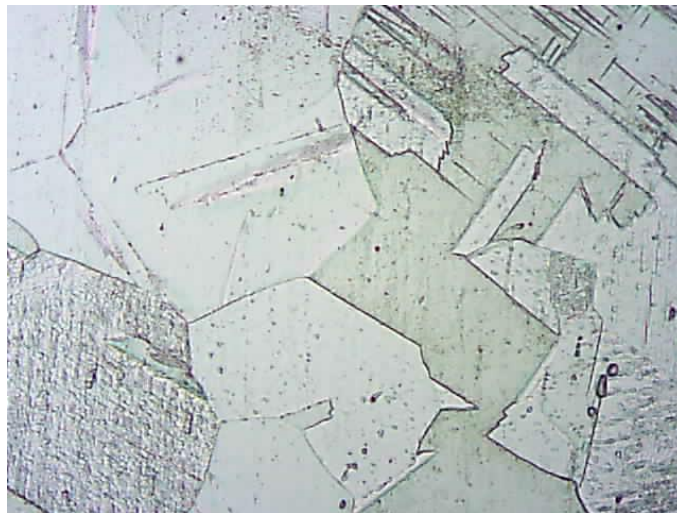
A figura 52 evidencia a metalografia do aço inoxidável austenítico AISI 304 após passar pelo tratamento térmico a 750°C por 1 hora e 30 minutos no forno. Pode-se observar, em comparação com a metalografia do mesmo aço como recebido (Figura 50), que houve crescimento de grão. Na figura 53, que apresenta a metalografia do aço inoxidável austenítico AISI 304 após tratamento térmico a 1100°C no forno por 1 hora e 30 minutos. Pode-se observar crescimento de grão ainda maior se comparada com a figura 51.

**Figura 52:** Aço inoxidável austenítico AISI 304 1h30 no forno a 750°C aumento de 400x.



**Fonte:** AUTORES.

**Figura 53:** Aço inoxidável austenítico AISI 304 1h30 no forno a 1100°C aumento de 400x.



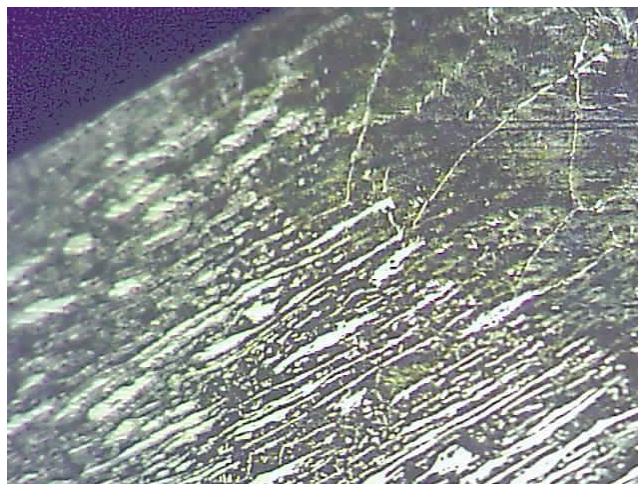
**Fonte:** AUTORES.

### 4.2.3 Microestrutura de soldagem

#### 4.2.3.1 Aço inoxidável duplex AISI 2304

Observa-se nas metalografias do aço inoxidável duplex AISI 2304 nas figuras 54 e 55 um resultado semelhante ao obtido nas metalografias do aço inoxidável austenítico AISI 304. Houve crescimento de grão na zona fundida e termicamente afetada. Além disso, pode-se observar que, aparentemente, ocorreu também um desbalanceamento das fases, porém isto será melhor verificado posteriormente com métodos próprios para este tipo de análise.

**Figura 54:** Aço inoxidável duplex AISI 2304 aporte 0,5KJ/mm aumento de 100x.



**Fonte:** AUTORES.

**Figura 55:** Aço inoxidável duplex AISI 2304 aporte 2,0KJ/mm aumento de 100x.

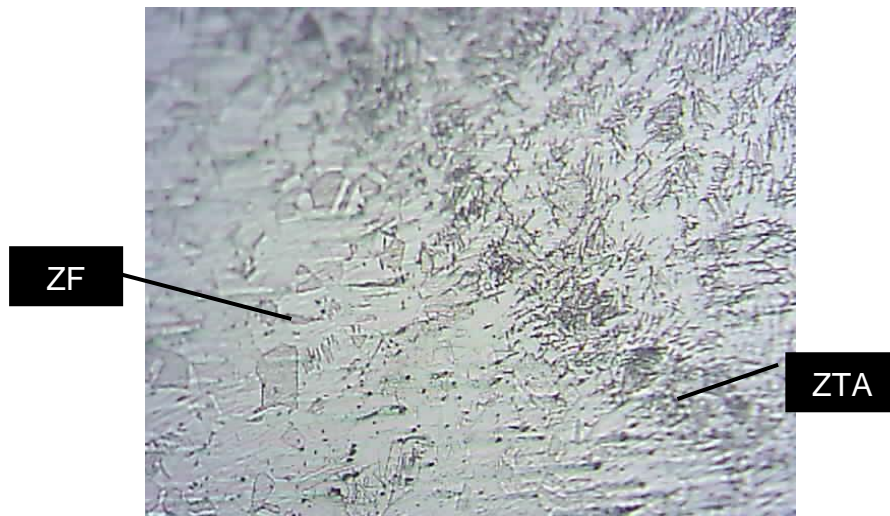


**Fonte:** AUTORES.

#### 4.2.3.2 Aço inoxidável austenítico AISI 304

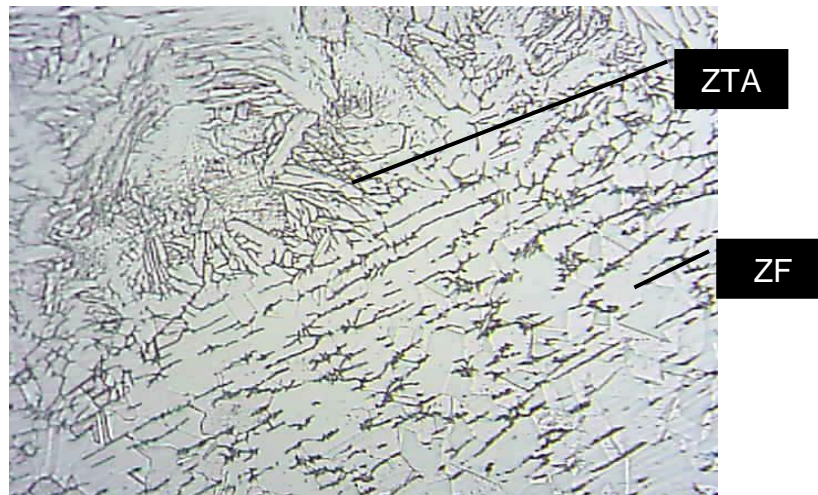
A imagem capturada trata-se do aço inoxidável austenítico AISI 304. As imagens são referentes as amostras com aporte térmico de 0,5 kJ/mm, figura 56 e 2,0 kJ/mm, figura 57, onde pode ser observado o metal base, a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF).

**Figura 56:** Aço inoxidável austenítico AISI 304, aporte 0,5KJ/mm aumento de 200x.



Fonte: AUTORES.

**Figura 57:** Aço inoxidável austenítico AISI 304, aporte 2,0KJ/mm aumento de 200x.



Fonte: AUTORES.

Nota-se o crescimento de grão na zona fundida (ZF), como esperado, por conta do alto aquecimento durante o procedimento de soldagem, e que espera-se observar os efeitos na diminuição da dureza nesta região. Pode-se notar também que no aporte de maior energia este crescimento de grão é ligeiramente

mais notável, isto se deve ao fato deste aporte ter atingido uma temperatura mais alta.

#### 4.2.4 Desbalanceamento das fases

Os dados obtidos na análise de desbalanceamento de fase com o ImageJ estão apresentados na tabelas 7 e 8 a seguir. Assim como a média da porcentagem de austenita obtida através dos dados das cinco metalografias, tanto para a amostra do aço como recebido quanto para o aço que passou pelo procedimento de tratamento térmico a 1100 °C.

**Tabela 7** Contagem de grãos amostra como recebido do aço inoxidável Duplex AISI 2304.

	Imagem	Imagem	Imagem	Imagem	Imagem	Média
	1	2	3	4	5	
% fase austenita	44,67	45,27	45,404	43,3	43,4	44,41

Fonte: AUTORES.

**Tabela 8** Contagem de grãos amostra do aço inoxidável Duplex AISI 2304 que sofreu tratamento térmico.

	Imagem	Imagem	Imagem	Imagem	Imagem	Média
	1	2	3	4	5	
% austenita	42,31	38,03	38,4	39,2	35,3	38,65

Fonte: AUTORES.

Fica evidente que a média da porcentagem de austenita na amostra como recebido do aço inoxidável duplex AISI 2304 foi de 44,4% e na amostra, do mesmo aço, que sofreu tratamento térmico foi de 38,6%. Ou seja, houve uma variação de 5,8% de austenita de uma amostra para outra.

Esta redução na quantidade de austenita, associa-se ao resultado da dissolução da austenita no aquecimento do tratamento térmico a 1100 °C associado ao resfriamento brusco da amostra que impediu a mesma de se reformar, conforme pode ser observado na figura 22.

#### **4.2.5 Crescimento de grão**

Para a amostra como recebido do aço inoxidável duplex AISI 2304, foi obtido um total de 52,5 intersecções e um comprimento total de linhas de teste de 2737,4, resultando em uma média de grão/comprimento de linha de 0,019.

Para a amostra do aço inoxidável duplex AISI 2304 que passou pelo procedimento de tratamento térmico, foi obtido um total de 51 intersecções e 3474,6 de comprimento total de linhas de teste, resultando em uma média de grão/comprimento de linha de 0,015, dividindo este valor pelo valor de 0,019 obtido na amostra como recebido, vamos obter uma porcentagem de 21,1%.

Com os valores obtidos, a amostra do aço inoxidável duplex AISI 2304 que sofreu tratamento térmico possui um valor grão/comprimento de linha menor que a amostra do aço inoxidável duplex AISI 2304 como recebido, isto significa que as linhas de teste cortaram menos grãos, significando que os grãos na amostra que sofreu tratamento térmico são maiores que na amostra como recebido. A porcentagem indica que os grãos da amostra que sofreu tratamento térmico estão cerca de 21,1% maiores que os da amostra como recebido.

O resultado foi conforme esperado, já que, ao passar por um tratamento térmico os grãos tendem a crescer, e isto irá influenciar em suas propriedades mecânicas.

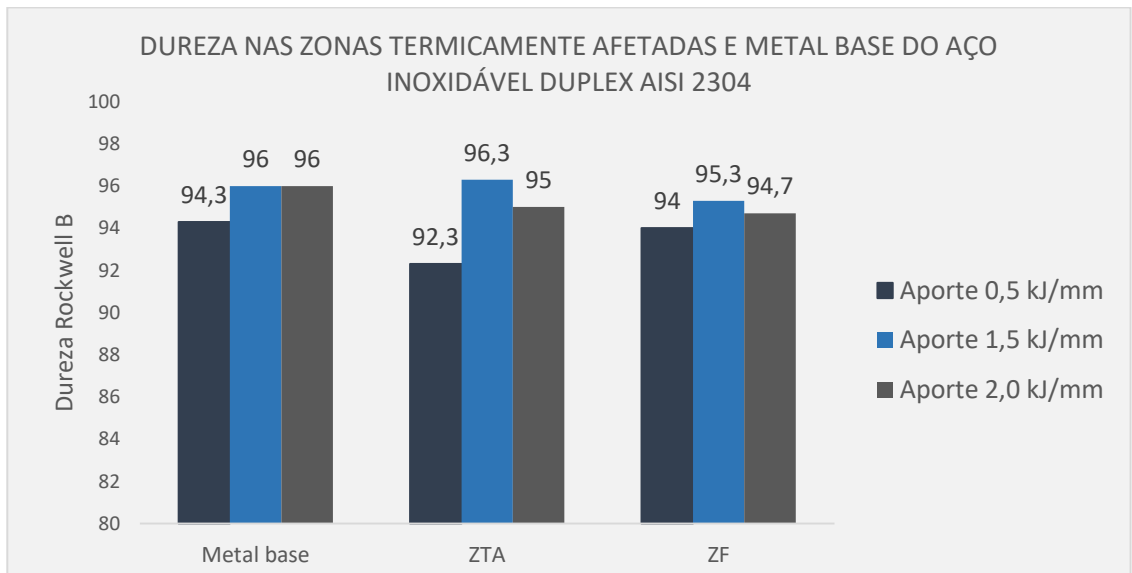
#### **4.3 DUREZA**

Os gráficos para análise da dureza foram construídos no excel com o valor da média das durezas obtidas no ensaio de dureza, para cada região (metal base, zona fundida e zona termicamente afetada). O eixo das ordenas é

composto pela dureza, e o eixo das abcissas é composto pelas zonas termicamente afetadas.

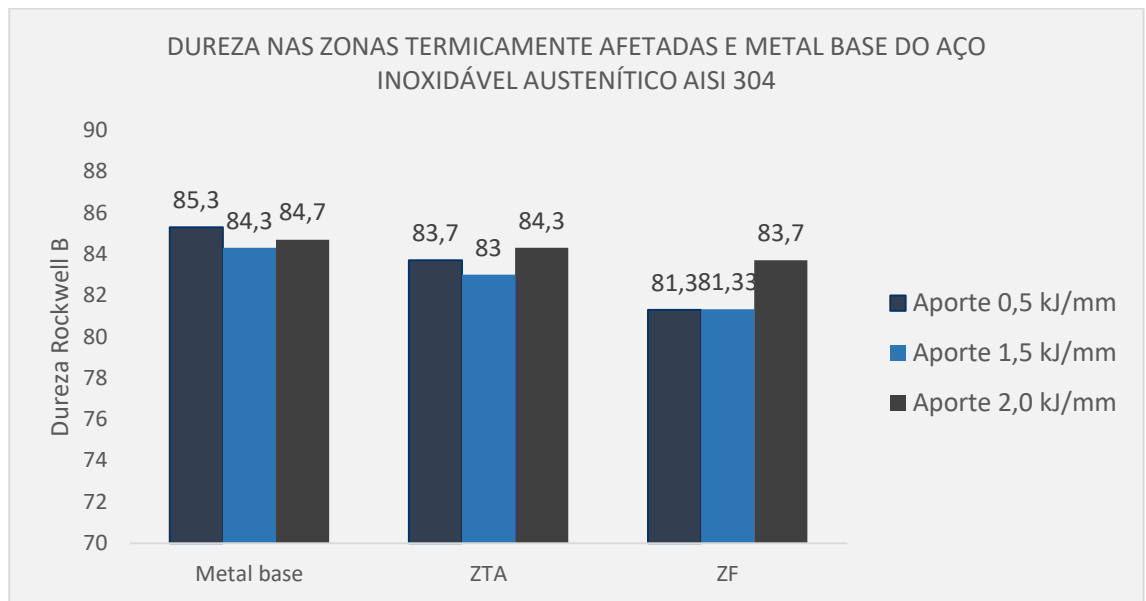
As figuras 58 e 59 apresentam o gráfico com a dureza de cada amostra com os diferentes aportes térmicos em cada zona. Pode-se observar que não houve mudança significativa entre a dureza dos aportes térmicos de cada aço. A zona fundida apresentou uma dureza ligeiramente menor que o metal base, em ambos os aços. Este efeito é decorrente do aumento de temperatura nesta região, que provocou um ligeiro aumento de grão.

**Figura 58:** Dureza nas zonas termicamente afetadas e metal base do aço inoxidável duplex AISI 2304 com os três aportes térmicos.



**Fonte:** AUTORES.

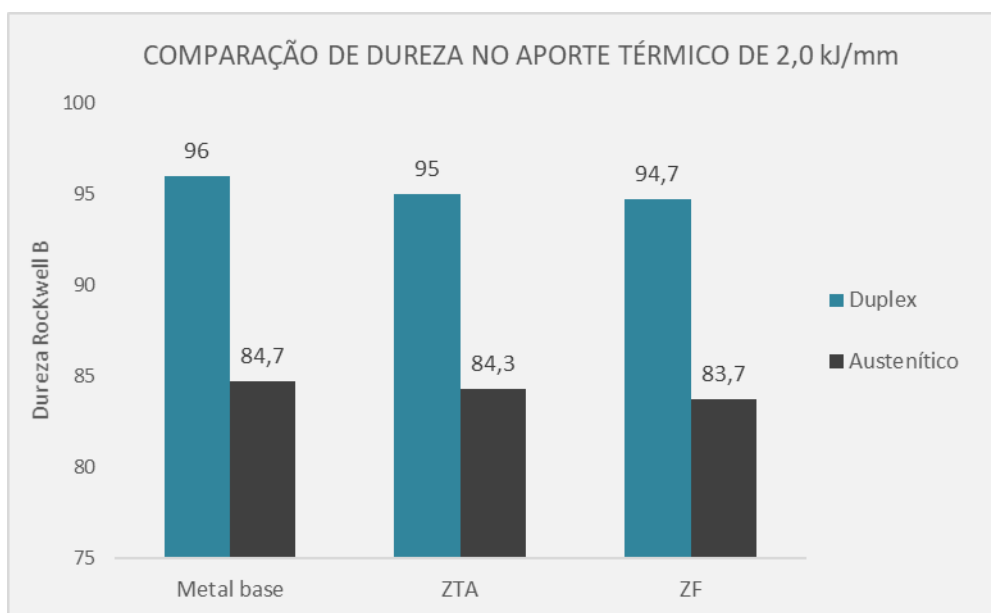
**Figura 59:** Dureza nas zonas termicamente afetadas e metal base do aço inoxidável austenítico AISI 304 com os três aportes térmicos.



**Fonte:** AUTORES.

Na figura 60, mostra o gráfico comparativo da dureza do o aço inoxidável austenítico AISI 304 e do aço inoxidável duplex AISI 2304 no aporte térmico de maior energia (2,0 kJ/mm). Pode-se observar que o aço inoxidável duplex AISI 2304 apresenta dureza maior que o aço inoxidável austenítico AISI 304. Associa-se a este resultado, os elementos de liga referentes ao aço inoxidável duplex, bem como o seu processamento.

**Figura 60** Comparação da dureza no aço inoxidável austenítico AISI 304 e do aço inoxidável duplex AISI 2304 com aporte térmico de 2,0 kJ/mm em suas zonas termicamente afetadas e metal base.



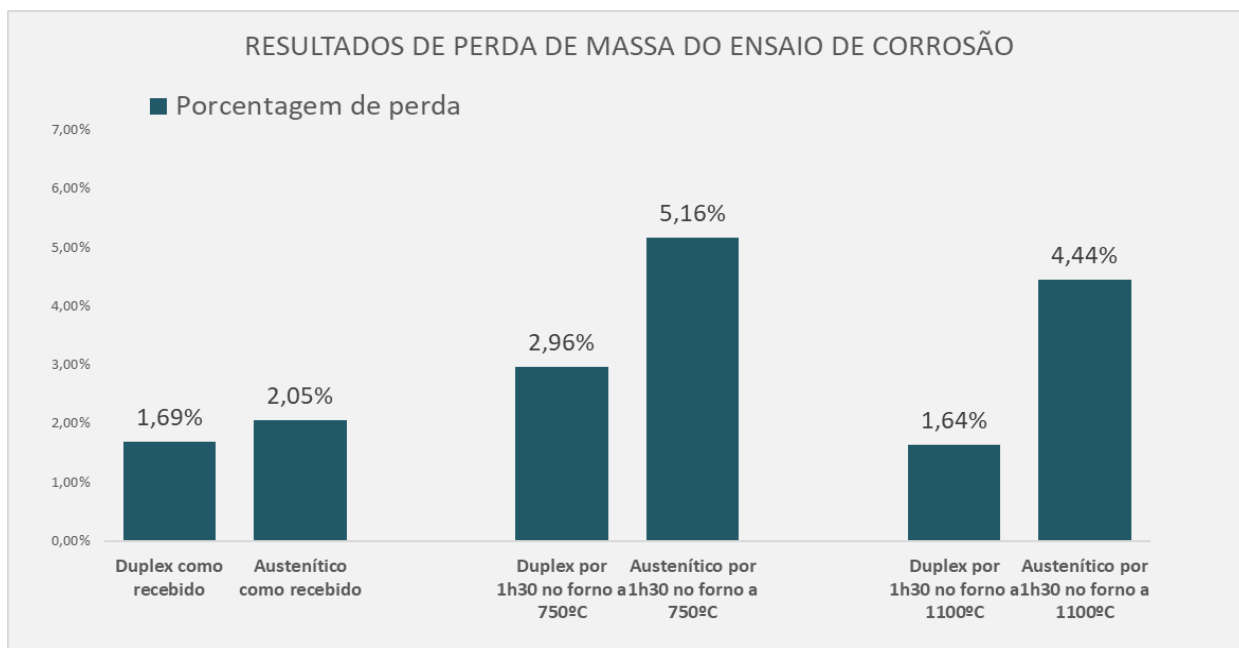
Fonte: AUTORES.

#### 4.4 CORROSÃO

O gráfico 60 nos mostra os resultados obtidos no ensaio de corrosão. Para melhor compreensão os resultados são apresentados em dados de porcentagem, para uma correta comparação, já que as amostras possuíam diferentes pesos.

Observa-se, portanto, que o aço inoxidável duplex AISI 2304 como recebido apresentou menor perda de massa do que o aço inoxidável austenítico AISI 304 tanto na amostra do aço como recebido como nas amostras que passaram por tratamento térmico. Isto se deve ao fato do PREn do aço inoxidável austenítico AISI 304 ser menor que o PREn do aço inoxidável duplex AISI 2304, ou seja, o aço AISI 304 possui uma resistência a corrosão por pit menor que o aço AISI 2304.

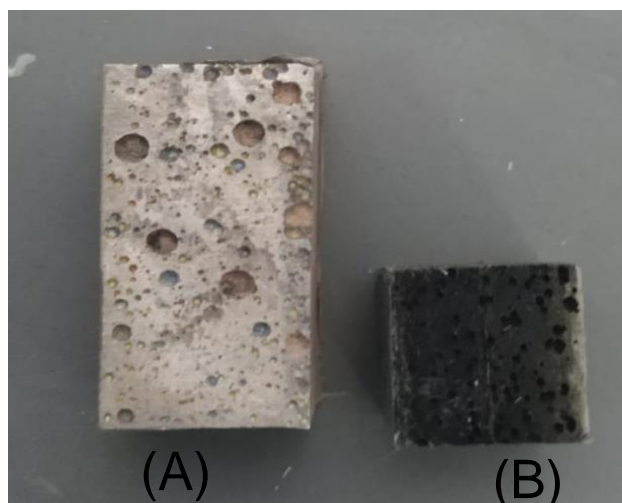
**Figura 61:** Resultados da perda de massa do ensaio de corrosão



Fonte: AUTORES.

A figura 62 apresenta a amostra do aço inoxidável duplex AISI 2304 (A) e a amostra do aço inoxidável austenítico AISI 304 (B) após o ensaio de corrosão. Pode-se observar pequenos furos na superfície de ambas as amostras. Esses furos são característicos da corrosão por pit.

**Figura 62:** Amostras que sofreram corrosão por pit.



Fonte: AUTORES.

Diante dos resultados apresentados nas figuras, conclui-se que devido a não formação da fase sigma, não há muita diferença de perda de massa para as amostras do aço inoxidável duplex como recebido e o que foi tratado termicamente. Portanto o PREn (conforme equação 02) se manteve constante. A essa diferença de porcentagem, associa-se a precipitação de outra fase

## **5 CONCLUSÕES**

Diante dos resultados obtidos foi possível comparar os aços inoxidável austenítico AISI 304 e inoxidável duplex AISI 2304 presentes neste trabalho obtendo informações úteis para possíveis tomadas de decisões em projetos.

Foi realizado o procedimento de soldagem nos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 2304 com os aportes térmicos de 0,5 KJ/mm, 1,5 KJ/mm e 2,0 KJ/mm e foi observado o impacto destes aportes térmicos na microestrutura dos aços, ocorrendo crescimento de grão na região termicamente afetada e zona fundida em ambos os aços.

Foi realizado ensaio de dureza em todas as amostras dos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 2304. As durezas entre os aportes térmicos de cada aço não apresentaram alterações significativas, assim como a variação entre as regiões metal base, zona termicamente afetada e zona fundida. Porém, o aço inoxidável AISI 2304 apresentou dureza superior ao aço inoxidável AISI 304.

O procedimento de tratamento térmico a 1100 °C realizado, não resultou na formação de fase sigma no aço inoxidável AISI 2304, somente crescimento de grão nos aços inoxidáveis AISI 2304 e AISI 304.

Na análise das imagens do aço inoxidável AISI 2304 foi possível contabilizar o crescimento de grão e o desbalanceamento das frações volumétricas das fases ferrita e austenita. Houve um alto crescimento de grão da amostra como recebido em relação a amostra que passou por tratamento térmico de 1100 °C. Também houve um desbalanceamento significativo das fases.

Foi realizado o ensaio de corrosão nos aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 2304, nas amostras como recebido e nas amostras que passaram por tratamento

térmico. O aço AISI 2304 apresentou um desempenho elevado na resistência a corrosão com relação ao AISI 304.

É evidente, portanto, que, num primeiro o procedimento de soldagem não afetou significativamente a dureza dos aços e sua microestrutura. Além disso, os procedimentos de tratamento térmico realizados corretamente não causaram a precipitação da fase sigma, o que, aliado a um não desbalanceamento exagerado das fases no aço inoxidável duplex AISI 2304, faz com que este aço inoxidável apresente um melhor desempenho na resistência a corrosão que o aço inoxidável austenítico AISI 304.

## **6 TRABALHOS FUTUROS**

Realizar ensaio de impacto Charpy para comparar o desempenho dos aços inoxidável duplex AISI 2304 e do aço inoxidável austenítico AISI 304.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ACESITA. **Aços inoxidáveis: Aplicações e especificações**. Assistência técnica, 2008.

AHN, Y.S., KANG, J.P. "Effect of aging treatments on microstructure and impact properties of tungsten substituted 2205 duplex stainless steel". *Journal of Materials Science & Technology*, v.16, pp.382-388, 2000

ALMEIDA, Monica Santos. *Análise comparativa da microestrutura e da dureza do aço ASTM A182 F22*. 2018.

ALVAREZ ARMAS, I. **Duplex Stainless Steel: Brief history and some recente Alloys**. *Recent Patents on Mechanical Engineering*, 2008

AMERICAN SOCIETY FOR MATERIAL (ASM), **Metals Handbook Vol 13, Corrosion**, 2000

**Anais do primeiro encontro nacional de tecnologia de aços inoxidáveis**, Programa de Engenharia Metalúrgica e de materiais da COOPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1974

ANSELMO, N. et al. Corrosion behavior of supermartensitic stainless steel in aerated and CO<sub>2</sub>-Saturated synthetic seawater, *Materials Science and Engineering A*, v.428, p. 7379, 2006

AQUINO, J. M. **Avaliação do comportamento eletroquímico de juntas soldadas de aço inoxidável supermartensítico por feixe de elétrons baixo vácuo**. 2007.171.f. Dissertação de Mestrado – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos.

ARAÚJO L.A. **Manual de Siderurgia; Arte e Ciência**, 1997; pp. 359 e 464  
ASTM G48-11. "Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferric chloride solution." (2009): 1.

ASTM METALS HANDBOOK, vol. 1. *Properties and Selection Irons, Steel, and HighPerformance Alloy*, 2005

BIROLO, Michel. **ANÁLISE DE PROCESSO EM SOLDAGEM TIG AUTÓGENA DUPLO CÁTODO TANDEM OBJETIVANDO ALTA PRODUTIVIDADE**. Projeto de Graduação. Universidade Federal de Santa Catarina.

BRANDI, S. D.; RAMÍREZ, A. J. **Precipitation of Intermetallic Phases in the HAZ of Multipass Welding of Duplex and Superduplex Stainless Steel**. In: *International Conference Duplex Stainless Steels' 97*, Maastricht – The Netherlands, 1997.

BRANDI, S.D. Estudo da soldabilidade do aço inoxidável duplex DIN W. 1.4462 (UNS S31803). 1992. Tese de doutorado, USP, São Paulo.

BRANDIS, H.; KIESHEYER, H.; LENNARTZ, G.: **Archiv für das Eisenhüttenwesen** 46. 1975.

CAETANO, Gérbson de Queiróz. Avaliação da Determinação do Grau de Sensitização de Componentes Soldados e Não Soldados Utilizando uma Célula Eletroquímica Portátil. Monografia. Universidade Federal do Ceará, 2012.

CALLISTER Jr., William D.; RETHWISCH, D. Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução, 9ª edição. Grupo GEN, 2016.

CALLISTER, E. D., Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução, 5º ed., Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2002

CASTRO; L. F. A.; FIGUEIRA; R. M.; TAVARES; R.P. **Princípios Básicos e Processos de Fabricação do Gusa e ao Aço Líquido**; Belo Horizonte; Universidade Federal de Minas Gerais; Fundação Cristiano Ottoni; 1985.

CHANDRA, K.; KAIN, V.; TEWARI, R. Microstructural and electrochemical characterization of heat-treated 347 stainless steel with different phases. Corros. Sci., v. 67, p. 118-129, 2013.

CHIAVERINI, V., **Aços-carbono e Aços-Liga**, 2 ed., Publicação da Associação Brasileira de metais, 1965,

CHIAVERINI, Vicente. Aços inoxidáveis – constituição, propriedades e tratamentos térmicos.

COSTA E SILVA, André L. V. da; MEI, Paulo R. **Aços e Ligas Especiais**. 3.ed.São Paulo: Blucher, 2010.

Costa, Fernando ANÁLISE METALOGRÁFICA DE UM AÇO TRIP 800, UTILIZANDO PROCESSAMENTO DIGITAL DE IMAGENS. Disponível em <<http://www.metallum.com.br/TTTT2012/ANAIS/PDF/04-015.pdf>>. Acesso em: 11 de setembro de 2020

DAVIS, Joseph R., (1994) ASM Specialty Handbook: Stainless Steels, ASM International, pags. 576, ISBN: 978-0-87170-503-7

Doan, G. E.; MAHLA, E. M. Os princípios da metalurgia física. McGraw Hill Book Company. Inc., 1941 New York

Download do software ImageJ utilizado neste trabalho está disponível em: "<https://imagej.nih.gov/ij/download.html>" acessado em 04/08/2020.

FABIANO, Luiz. Técnica e implementação de rotinas para caracterização microestrutural de materiais com grãos equaxiais. Disponível em: <[https://sites.unifoa.edu.br/porta1\\_ensino/mestrado/memat/arquivos/dissertacao/2.pdf](https://sites.unifoa.edu.br/porta1_ensino/mestrado/memat/arquivos/dissertacao/2.pdf)>. Acesso em: 08 de agosto de 2020.

FARIA, Ricardo Augusto. "AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E APLICAÇÕES EM ÓLEO E GÁS: UMA REVISÃO INCLUINDO A NOVA OFERTA DA ARCELORMITTAL."

FELIZARDO, I. **Apostila Tecnologia da Soldagem**. Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, CEFET, MG, 2016

FERREIRA, M.F.S. Ensaio de dureza Rockwel, Vickers, Brinell e Microdureza, ensaios de Tração e ensaio Jominy. Relatório 1 de Laboratório de Materiais de Construção Mecânica. Belo Horizonte. Outubro de 2011.

FLOREEN, S.; HAYDEN H.D. The influence of austenite and ferrite on the mechanical properties of two phases stainless steel having microduplex structures. Trans ASM. v.61, n.3, p.489-499, 1968.

GENTIL, V. Corrosão. 4a edição. Rio de Janeiro: LTC, 2003, p. 115.

Girão, I. F. Caracterização da resistência à corrosão por pite do aço UNS S31803 após soldagem. Dissertação de Mestrado. Centro Universitário FEI. São Bernardo do Campo, 2008

GLICKSTEIN, S. S. et al. Heat flow in welding. In: American Welding Society. The Welding Handbook. V. 1, 8ª Ed., USA, 1987. Cap. 3, p. 65-87.

GOMES, Rafael. Estudo do comportamento tribológico e em tribocorrosão do aço inoxidável martensítico DIN 1.4110. Disponível em: <<https://www.lume.ufrgs.br/bitstream/handle/10183/134181/000985126.pdf?sequence=1>>. Acesso em :10 de agosto de 2020.

GONÇALVES, Matheus. "INFLUÊNCIA DA CORRENTE PULSADA DE SOLDAGEM SOBRE AS CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S32304"

GRANJON, H. Fundamentals of Welding Metallurgy. Abinton Publishing, England, 1991.

HU, C.; XIA, S.; LI, H; LIU, T.; ZHOU, B.; CHEN, W.; WANG, N. Improving the intergranular corrosion resistance of 304 stainless steel by grain boundary network control. Corros. Sci., v. 53, p. 1880-1886, 2011.

INOX, Núcleo. **Coletânea de informações técnicas**: aço inoxidável. 4 p.

KOCH, S., et al., Mechanical, chemical and tribological properties of nickel-free high nitrogen steel X13CrMnMoN18-14-3. Materialwissenschaft und werkstofftec, 2002. 33: p. 705-715.

LEE, K. M., CHO, H. S., CHOI, D. C. **Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex Stainless steel on migration of d/g interface boundary and growth of austenite**. Journal of Alloys and Compounds. 1999

LETA, F.R.; MENDES, V.B.; MELLO, J.C.S. Medição de Identificações de Dureza com Algoritmos de Visão Computacional e Técnicas de Decisão com Incertezas. *Engevista*, v. 6, n.2, p. 15-35, 2004.

LÓRA, Márcio Cunha. INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM SOBRE A MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX AISI 2205, 2006. Projeto de Graduação. Universidade Federal do Espírito Santo.

LÓRA, Márcio Cunha. INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE SOLDAGEM SOBRE A MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX AISI 2205, 2006. Projeto de Graduação. Universidade Federal do Espírito Santo.

LOUREIRO, Jessica Pisano. Caracterização do aço inoxidável duplex UNS S31803 pela técnica não destrutiva de correntes parasitas pulsadas. UFRJ. Rio de Janeiro, 2010, 102p. Projeto de Graduação – Escola Politécnica

MACHADO, Isabel. Tratamentos térmicos e de superfície. Prof. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Depto. de Engenharia Mecatrônica e de Sistemas Mecânicos PMR, 2002.

MARQUES, P, V., MODENESI, P, J., SANTOS, D, B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais - Universidade Federal de Minas Gerais, 2012

MARTINS, M.; CASTELETTI, L.C. Aços inoxidáveis duplex e super-duplex – obtenção e caracterização. Fundação e Serviços.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. Coleção tecnologia da soldagem. V. 1, 2001

NILSSON, J.-O. Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, v. 8, p.685-700, Agosto 1992

OLIVEIRA, R., G. **Produção e Reciclagem de Aços Inoxidáveis**. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, RJ 2009.

Padilha, A.F. and L.C. Guedes, Aços Inoxidáveis Austeníticos - Microestrutura e propriedades 1994, São Paulo: Hemus.

PEIXOTO, Arildomá Lobato. Soldagem. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará, 2012.

PENNA, T.C.R Relaxação de Tensões em Metais. Universidade Estadual de Campinas – Departamento De Física, 1981.

REICK W.: **“Kaltumformung und Rekristallisation eines rostbeständigen ferritisch-austenitischen Duplex-Stahles”** Doktorarbeit, institut für Werkstoffe, Ruhr-Universität Bochum. Bochum, brd 1993.

SENATORE, Marcelo; FINZETTO, Leandro; PEREA, Eduardo. **Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L**. Ouro Preto, 2007. Revista Escola de Minas, vol 60, no. 1.

Serafini, Francisco Lanferdini. "Microestrutura e propriedades tribológicas de aços austeníticos Fe-Cr-Ni-Mo sinterizados com adição de itria e boro." (2016).

SHEK, C.H.; WONG, K.W.; LAI, J.K.L. Review of temperature indicators and the use of duplex stainless steels for life assessment. *Materials Science & Engineering*. 1996, Vol. 19, pp. 153-200.

SILVA, J. S. C. . L. **Influência da precipitação da fase  $\sigma$  na resistência à corrosão e nas propriedades mecânicas de uma aço vazado inoxidável duplex GX2CrNiMoCuN25-6-3-3**. Miemm. 2008. Monografia – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

SILVA, João Moreno Vilas Boas de et al. Adaptação de um sistema automatizado para medição de microdureza. 2006. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Norte.

SILVA; A. L. V. C; MEI; P. R.; **Aços e Ligas Especiais**, 2º ed.; Editora Edgard Blücher, 2006

SMITH, W.F. **Structure and Properties of Engineering Alloys**. USA: McGRAW-Hill Book Company, 1993

SONG, J.F. et al. Microform Calibrations in Surface Metrology. *Int J Mach Tools Manufact*, v. 35, n. 2, p301-10, 1995.

SOUZA, Carla S. **Avaliação da resistência à corrosão localizada do aço inoxidável lean duplex UNS S32304 soldado pelos processos SMAW, GMAW e FCAW**. Belo Horizonte, 2012, 100p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Química) – Universidade Federal de Minas Gerais.

Souza, S.A.D., *Composição Química dos Aços* 1989, São Paulo. 134

Standard Test Methods for Determining Average Grain Size Using Semiautomatic and Automatic Image Analysis. Disponível em <[https://kupdf.net/download/astme1382pdf\\_5a6ed6dbe2b6f56f0c5cd288\\_pdf](https://kupdf.net/download/astme1382pdf_5a6ed6dbe2b6f56f0c5cd288_pdf)>. Acesso em: 11 de setembro de 2020.

STILCKER, R. e A. VINCKER. **Morfology of grains boundary carbides and its Influence on Intergranular Corrosion of 304 Stainless Steel**. *Corrosion Sci*, 1963

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies**. S.I: Taylor & Francis LTD., 2007

Vargas, A. e Fonseca., **A história do inox através das pessoas, Acesita 60 anos,2004**, pp 18-44

Vioto, Rodrigo Pivetta, and Renato Altobelli Antunes. "ESTUDO DO FENÔMENO DE SENSITIZAÇÃO DO AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO ESTABILIZADO AISI 347."

WAINER, Emílio ; BRANDI, Sérgio D.; DE MELLO, Fábio D. H.; **Soldagem – Processos e metalurgia**. 1 ed. São Paulo: Blucher , 1992

WANG, K.; XY, T.-D.; SHAO, C.; YANG, C. Nonequilibrium grain boundary segregation of sulfur and its effect on intergranular corrosion for 304 stainless steel. J. Iron Steel Res. Int., v. 18, p. 61-66, 2011.

WEBER, J.; SCHLAPFER, H. W. **Austenitic-Ferritic Duplex Steels**. SULZER Brothers Limited; Winterthur Switzerland.

KOTECKI, D. J., SIEWERT, T. A. **Constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1998 diagram**. Welding Research Supplement. 1992; 5:171s-177s.