UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

ERALDO GUEDES

DESENVOLVIMENTO DE MODELO DE PREVISÃO DE MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTO DE AÇO INOXIDÁVEL POR ASPERSÃO TÉRMICA E SOLDAGEM

> Curitiba - PR 2021

## ERALDO GUEDES

# DESENVOLVIMENTO DE MODELO DE PREVISÃO DE MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTO DE AÇO INOXIDÁVEL POR ASPERSÃO TÉRMICA E SOLDAGEM

Dissertação apresentada como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre, do Curso de Mestrado em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica (PG MEC), Universidade Federal do Paraná

Orientador: Dr. Eng. Ramón Sigifredo Cortés Paredes

Curitiba - PR, 18 de março de 2021

Curitiba - PR 2021

#### DADOS INTERNACIONAIS DE CATALOGAÇÃO NA PUBLICAÇÃO (CIP) UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ SISTEMA DE BIBLIOTECAS – BIBLIOTECA CIÊNCIA E TECNOLOGIA

Guedes, Eraldo

Desenvolvimento de modelo de previsão de microestrutura de revestimento de aço inoxidável por aspersão térmica e soldagem. / Eraldo Guedes. – Curitiba, 2021.

1 recurso on-line : PDF.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação Engenharia Mecânica.

Orientador: Dr. Eng. Ramón Sigifredo Cortés Paredes

1. Aço inoxidável. 2. Aspersão Térmica. 3. Metais – Soldabilidade. I. Paredes, Ramón Sigifredo Cortés. II. Universidade Federal do Paraná. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

Bibliotecária: Roseny Rivelini Morciani CRB-9/1585



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO SETOR DE TECNOLOGIA UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO ENGENHARIA MECÂNICA - 40001016040P5

ATA N°261

## ATA DE SESSÃO PÚBLICA DE DEFESA DE MESTRADO PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA

No dia dezoito de março de dois mil e vinte e um às 14:00 horas, na sala de vídeoconferência PGMEC, remotamente, foram instaladas as atividades pertinentes ao rito de defesa de dissertação do mestrando **ERALDO GUEDES**, intitulada: **DESENVOLVIMENTO DE MODELO DE PREVISÃO DE MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTO DE AÇO INOXIDÁVEL POR ASPERSÃO TÉRMICA E SOLDAGEM**. A Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação ENGENHARIA MECÂNICA da Universidade Federal do Paraná, foi constituída pelos seguintes Membros: RAMON SIGIFREDO CORTES PAREDES (UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ), GUSTAVO BAVARESCO SUCHARSKI (INSTITUTO DE TECNOLOGIA PARA O DESENVOLVIMENTO), CESAR EDIL DA COSTA (UNIVERSIDADE DO ESTADO DE SANTA CATARINA). A presidência iniciou os ritos definidos pelo Colegiado do Programa e, após exarados os pareceres dos membros do comitê examinador e da respectiva contra argumentação, ocorreu a leitura do parecer final da banca examinadora, que decidiu pela APROVAÇÃO. Este resultado deverá ser homologado pelo Colegiado do programa. A outorga de título de mestre está condicionada ao atendimento de todos os requisitos e prazos determinados no regimento do Programa de Pós-Graduação. Nada mais havendo a tratar a presidência deu por encerrada a sessão, da qual eu, RAMON SIGIFREDO CORTES PAREDES, lavrei a presente ata, que vai assinada por mim e pelos demais membros da Comissão Examinadora.

CURITIBA, 18 de Março de 2021.

Assinatura Eletrônica 26/05/2021 21:26:06.0 RAMON SIGIFREDO CORTES PAREDES Presidente da Banca Examinadora

Assinatura Eletrônica 03/05/2021 17:16:31.0 GUSTAVO BAVARESCO SUCHARSKI Avaliador Externo (INSTITUTO DE TECNOLOGIA PARA O DESENVOLVIMENTO)

Assinatura Eletrônica 30/04/2021 06:06:15.0 CESAR EDIL DA COSTA Avaliador Externo (UNIVERSIDADE DO ESTADO DE SANTA CATARINA)



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO SETOR DE TECNOLOGIA UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO ENGENHARIA MECÂNICA - 40001016040P5

### **TERMO DE APROVAÇÃO**

Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação ENGENHARIA MECÂNICA da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da Dissertação de Mestrado de **ERALDO GUEDES** intitulada: **DESENVOLVIMENTO DE MODELO DE PREVISÃO DE MICROESTRUTURA DE REVESTIMENTO DE AÇO INOXIDÁVEL POR ASPERSÃO TÉRMICA E SOLDAGEM**, que após terem inquirido o aluno e realizada a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua APROVAÇÃO no rito de defesa.

A outorga do título de mestre está sujeita à homologação pelo colegiado, ao atendimento de todas as indicações e correções solicitadas pela banca e ao pleno atendimento das demandas regimentais do Programa de Pós-Graduação.

CURITIBA, 18 de Março de 2021.

Assinatura Eletrônica 26/05/2021 21:26:06.0 RAMON SIGIFREDO CORTES PAREDES Presidente da Banca Examinadora

Assinatura Eletrônica 03/05/2021 17:16:31.0 GUSTAVO BAVARESCO SUCHARSKI Avaliador Externo (INSTITUTO DE TECNOLOGIA PARA O DESENVOLVIMENTO)

Assinatura Eletrônica 30/04/2021 06:06:15.0 CESAR EDIL DA COSTA Avaliador Externo (UNIVERSIDADE DO ESTADO DE SANTA CATARINA)

e insira o codigo 83553

Dedico este trabalho primeiramente a Deus, que me deu forças no momento em que mais precisei, e à minha família, que esteve sempre ao meu lado.

## AGRADECIMENTOS

Sou grato à minha esposa Flávia, cujo amor, apoio e incentivos foram primordiais na execução desse trabalho.

Devo muito ao professor Ramón, meu orientador, pois acreditou em mim desde os tempos da graduação, sempre apontando soluções onde eu apenas enxergava problemas.

Agradeço aos demais professores e colegas do PGMEC por me ajudarem a desenvolver este trabalho, cada qual à sua maneira, deixo meu abraço e meu muito obrigado a todos.

" Agora, pois, permanecem a fé, a esperança e o amor, estes três, mas o maior destes é o amor." (Paulo de Tarso)

#### RESUMO

Esta pesquisa desenvolve um modelo de previsão da microestrutura de um revestimento de aço inoxidável, realizando uma camada de ligação por aspersão térmica prévia à deposição por soldagem do revestimento, caracterizando um revestimento composto. O objetivo é minimizar o efeito da diluição e da formação de fases indesejáveis na aplicação de revestimentos via soldagem em superfícies dissimilares e entre diferentes aços inoxidáveis. Além de estudar e estruturar uma rigorosa base teórica sobre aços inoxidáveis para identificar os principais problemas de soldabilidade e da participação dos processos de soldagem na qualidade da formação dos revestimentos, foi desenvolvido um modelo de simulação, em planilha do Microsoft Excel®, da microestrutura final do revestimento composto com base no Diagrama de Schaeffler. Simulações foram realizadas depositando uma camada de ligação aspergida pelo processo a chama pó, seguida da deposição do revestimento por soldagem. O modelo insere no Diagrama de Schaeffler o ponto de solidificação do revestimento composto e identifica a microestrutura a ser obtida, considerando as zonas fundida e termicamente afetada. Os resultados simulados permitem observar qual seria a composição química ideal da camada de ligação depositada por aspersão térmica para obter um revestimento nas condições requeridas.

**Palavras-chave:** Schaeffler. Revestimento Metálico. Soldagem de Superfície. Aços Inoxidáveis. Aspersão Térmica.

### ABSTRACT

This research develops a prediction model for the microstructure of a stainless-steel coating, making a thermal spray connection layer prior to welding-coated deposition, featuring a composite coating. The objective is to minimize the effect of dilution and the formation of undesirable phases in the application of welded coatings on dissimilar surfaces and between different stainless steels. In addition to studying and structuring a rigorous theoretical basis on stainless steels to identify the main problems of weldability and the participation of welding processes in the quality of the formation of coatings, a simulation model was developed, in a Microsoft Excel<sup>™</sup> spreadsheet, of the final microstructure composite coating based on the Schaeffler's Diagram. Simulations were carried out by depositing a bonding layer sprinkled by the powder flame spraying process, followed by welding deposition. The model inserts in the Schaeffler's Diagram the solidification state of the composite coating and identifies the microstructure to be obtained, considering the melted and heat-affected zones. The simulated results allow us to observe what would be the ideal chemical composition of the bonding layer deposited by thermal spraying to obtain a coating in the required conditions.

**Keywords:** Schaeffler. Metallic Coating. Stainless Steel. Surface Welding. Thermal Spraying.

## LISTA DE FIGURAS

<u>Figura 1 — ESQUEMA DE FORMAÇÃO DA CAMADA PASSIVA</u> 22
Figura 2 - DIAGRAMA DE EQUILÍBRIO Fe-Cr
Figura 3 - EFEITO DO TEOR DE Cr NA ZONA AUSTENÍTICA
Figura 4 - EFEITO DO Ni e do Cr NA TRANSFORMAÇÃO ALOTRÓPICA DO
<u>Fe.</u> 25
<u>Figura 5 - AÇOS INOXIDÁVEIS DA SÉRIE 400 – MARTENSÍTICOS E</u>
FERRÍTICOS
Figura 6 - FOTOGRAFIA DE UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA 29
Figura 7 - AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS DA SERIE AISI 40035
<u> Figura 8 - MICROESTRUTURA TÍPICA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS</u>
FERRÍTICOS
Figura 9 - AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS DA SÉRIE AISI 30038
Figura 10 - FOTOGRAFIA DE UMA MICROESTRUTURA AUSTENÍTICA 39
Figura 11 - COMPARAÇÃO DO AÇO AISI 904L COM OUTROS TIPOS DE
AÇOS INOXIDÁVEIS (A) QUANDO EXPOSTO NO ÁCIDO FOSFÓRICO E (B)
EFEITO DO MOLIBDÊNIO NA CORROSÃO POR PITES40
Figura 12 - MICROESTRUTURA TÍPICA COMPLETAMENTE AUSTENÍTICA,
COM MACLAS DESSA ESTRUTURA CRISTALINA
Figura 13 - MICROESTRUTURA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX44
Figura 14 - DIAGRAMA PSEUDO-BINÁRIO COM TEOR DE FERRO DE 68%.
Figura 15 - CURVAS DE SENSITIZAÇÃO PARA VÁRIOS TEORES DE
<u>CARBONO.</u>
Figura 16 - DIAGRAMA DE FASES FERRO-CROMO-NÍQUEL, PARA RAZÃO
CROMO/NÍQUEL IGUAL A 3:1
<u> Figura 17 - DIAGRAMA ESQUEMÁTICO ILUSTRANDO MUDANÇAS</u>
ESTRUTURAIS QUE OCORREM NA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DO AÇO
INOXIDÁVEL SUPERMARTENSÍTICO
Figura 18 - NOVO DIAGRAMA FERRÍTICO-MARTENSÍTICO (BALMFORTH)
COM OS % DE FERRITA EM VOLUME

TIGUIA 19 - DIAGNAMA DE SCHAELT LEN
Figura 20 - MICROESTRUTURA DA SOLDA DE UM AÇO INOXIDÁVEL
FERRÍTICO NÃO ESTABILIZADO. ATAQUE: ÁGUA-RÉGIA. (a) MICROSCOPIA
<u>ÓTICA – (b) MICROSCOPIA ELETRÔNICA. M – MARTENSITA. α – FERRITA</u> 81
<u> Figura 21 - CORDÃO DE SOLDA EM AÇO INOXIDÁVEL TIPO AISI 446. a)</u>
VISTA GERAL (25x) – b) DETALHE ZTA (ATAQUE ÁCIDO OXÁLICO 10%)82
Figura 22 - EFEITO DA QUANTIDADE DE Cr E C NA ESTABILIDADE DA
AUSTENITA A ELEVADA TEMPERATURA
<u>Figura 23 - MICROESTRUTURA Fe-0,15%C. A AMOSTRA FOI</u>
AUSTENITIZADA, MANTIDA A TEMPERATURA DE 500°C POR 2s E RESFRIADA À
TEMPERATURA AMBIENTE. (300x)
Figura 24 - O EFEITO DO TIPO DE INTERFACE NA MORFOLOGIA DO
CRESCIMENTO DO PRECIPITADO
Figura 25 - SEÇÃO VERTICAL DO DIAGRAMA TERNÁRIO Fe-Cr-Ni COM
18% DE CROMO, VÁLIDO PARA TEOR DE CARBONO INFERIOR A 0,03%90
<u> Figura 26 - DIAGRAMA PSEUDO-BINÁRIO Fe-Cr-Ni PARA UM TEOR DE</u>
<u>FERRO DE 70%.</u>
Figura 27 - EXEMPLOS DE MORFOLOGIAS DA FERRITA DELTA NA ZONA
FUNDIDA DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS
Figura 28 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO
<u>SISTEMA Fe-Cr-Ni.</u>
<u>SISTEMA Fe-Cr-Ni.</u>
Figura 28 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO    SISTEMA Fe-Cr-Ni.
Figura 28 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO    SISTEMA Fe-Cr-Ni.
Figura 28 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO    SISTEMA Fe-Cr-Ni.  .95    Figura 29 - DIAGRAMA DE DELONG.  .96    Figura 30 - EFEITO COMBINADO DO CARBONO E DO SILÍCIO NA MICRO-    FISSURAÇÃO E NA DUCTILIDADE DE UMA SOLDA DO TIPO 15%Cr-35%Ni.  .99    Figura 31 - MECANISMO DE CORROSÃO INTERGRANULAR BASEADO NO
Figura 28 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO    SISTEMA Fe-Cr-Ni.  .95    Figura 29 - DIAGRAMA DE DELONG.  .96    Figura 30 - EFEITO COMBINADO DO CARBONO E DO SILÍCIO NA MICRO-    FISSURAÇÃO E NA DUCTILIDADE DE UMA SOLDA DO TIPO 15%Cr-35%Ni.  .99    Figura 31 - MECANISMO DE CORROSÃO INTERGRANULAR BASEADO NO    EMPOBRECIMENTO DE CROMO DAS REGIÕES ADJACENTES AOS
Figura 28 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO    SISTEMA Fe-Cr-Ni.  .95    Figura 29 - DIAGRAMA DE DELONG.  .96    Figura 30 - EFEITO COMBINADO DO CARBONO E DO SILÍCIO NA MICRO-    FISSURAÇÃO E NA DUCTILIDADE DE UMA SOLDA DO TIPO 15%Cr-35%Ni.  .99    Figura 31 - MECANISMO DE CORROSÃO INTERGRANULAR BASEADO NO    EMPOBRECIMENTO DE CROMO DAS REGIÕES ADJACENTES AOS    CONTORNOS DE GRÃO.  .103
Figura 28 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO    SISTEMA Fe-Cr-Ni.  .95    Figura 29 - DIAGRAMA DE DELONG.  .96    Figura 30 - EFEITO COMBINADO DO CARBONO E DO SILÍCIO NA MICRO-    FISSURAÇÃO E NA DUCTILIDADE DE UMA SOLDA DO TIPO 15%Cr-35%Ni.  .99    Figura 31 - MECANISMO DE CORROSÃO INTERGRANULAR BASEADO NO    EMPOBRECIMENTO DE CROMO DAS REGIÕES ADJACENTES AOS    CONTORNOS DE GRÃO.  .103    Figura 32 - RESULTADOS DAS MEDIÇÕES DE DUREZA HV10 DO METAL
Figura 28 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO    SISTEMA Fe-Cr-Ni.
Figura 28 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO    SISTEMA Fe-Cr-Ni.
Figura 28 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO    SISTEMA Fe-Cr-Ni.

Figura 34 - RESULTADOS DA MEDIÇÃO DA TENACIDADE DO METAL DE
BASE E DAS UNIÕES SOLDADAS
<u> Figura 35 - — MICROESTRUTURA DA ZONA DE LIGAÇÃO MOSTRANDO A</u>
FORMAÇÃO DAS MICROTRINCAS DE LIQUAÇÃO, (A) SOLDAGEM COM
ELETRODO REVESTIDO ER1 E (B) SOLDAGEM MIG 2110
Figura 36 - ESQUEMAS DE ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO DE AÇOS
INOXIDÁVEIS
Figura 37 - DIAGRAMA ESQUEMÁTICO QUE DEFINE AS DIFERENTES
ZONAS DA JUNTA SOLDADA DE ACORDO COM A REPARTIÇÃO TÉRMICA PARA
UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX
Figura 38 - DIAGRAMA PSEUDOBINÁRIO Fe-Cr-Ni COM 70% Fe
TEMPERATURA EM °C
Figura 39 - MICROESTRUTURAS DO AISD UNS S32750, DA AMOSTRA
SOLDADA COM OS PARÂMETROS DE SOLDAGEM 1[0,8 kJ/mm], SEM
SUBMISSÃO A CICLOS TÉRMICOS. (a) METAL DE BASE (200x); (b) INTERFACE
CORDÃO/ZTA (200x); (c) ZF (200x). ATAQUE: BEHARA II
Figura 40 - CICLO TÉRMICO NA ZTA PARA TEMPERATURA ACIMA DA
SOLVUS NA FERRITA
Figura 41 - PONTA DA TOCHA DO PROCESSO DE SOLDAGEM TIG 126
Figura 42 - UNIDADE DE SOLDAGEM MIG/MAG.
Figura 43 - DILUIÇÃO DOS PROCESSOS DE SOLDAGEM129
Figura 44 - ESQUEMAS DAS INSTALAÇÕES DO PROCESSO A CHAMA
<u>ARAME</u>
Figura 45 - EXEMPLO DE APLICAÇÃO NA PLANILHA DE DADOS
Figura 46 - SUPERFÍCIE A SER REVESTIDA POR ASPERSÃO TÉRMICA
Figura 47 - SUPERFICIE A SER SOLDADA SOBRE A CAMADA REVESTIDA.
Figura 48 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER140
Figura 49 - EXEMPLOS DE REGRESSÃO LINEAR
Figura 50 — EQUAÇÃO DA LINHA "a"143
Figura 51 - REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA EQUAÇÃO DA LINHA "a"143

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - COMPARAÇÃO DE PREÇOS EM LIBRAS POR TONELADA DE
LIGAS UTILIZADAS EM TUBULAÇÕES
Tabela 2 - COMPOSIÇÕES DE AÇOS INOXIDÁVEIS
SUPERMARTENSÍTICOS, %p, CLI-FAFER
Tabela 3 - ALGUMAS APLICAÇÕES DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX48
Tabela 4 - TENSÕES ADMISSÍVEIS PARA SERVIÇOS REALIZADOS A
<u>QUENTE.</u>
<u> Tabela 5 - — ORIENTAÇÃO PARA SELEÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS SOB</u>
TEMPERATURAS ELEVADAS
<u> Tabela 6 - PROPRIEDADES FÍSICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS</u>
COMPARADAS AO AÇO AO CARBONO
<u> Tabela 7 - DUREZA DE UM AÇO COM 12% Cr, TEMPERADO DE 1050 °C.</u>
61
<u> Tabela 8 - SUGESTÕES QUANTO À TEMPERATURA DE</u>
PREAQUECIMENTO, ENERGIA DE SOLDAGEM E TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-
SOLDAGEM PARA AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS62
Tabela 9 - TEMPERATURAS DE TRATAMENTO TÉRMICO PARA AÇOS
INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS
Tabela 10 - TEORES MÁXIMOS DE INTERSTICIAIS PARA BOAS
DUCTILIDADE E RESISTÊNCIA À CORROSÃO NA CONDIÇÃO SOLDADA EM
LIGAS Fe-Cr
Tabela 11 - TEORES MÁXIMOS DE INTERSTICIAIS (C + N) PARA UMA
ADEQUADA DUCTILIDADE E RESISTÊNCIA À CORROSÃO NA CONDIÇÃO COMO
SOLDADA EM LIGAS Fe-Cr
Tabela 12 - INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS PROPRIEDADES
E ESTABILIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX
Tabela 13 - CARACTERÍSTICAS DOS GASES DE PROTEÇÃO UTILIZADOS
NO PROCESSO TIG
-
Tabela 14 - POSIÇÕES DA TEMPERATURA DE INTERESSE DA ADAMS.

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AID	aço inoxidável duplex
AISD	aço inoxidável superduplex
AISI	American Iron and Steel Institute
AS	Arc spray
ASM	American Society for Metals
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
CA	corrente alternada
СС	corrente contínua
CCC	cúbica de corpo centrado
CFC	cúbica de face centrada
Creq	cromo-equivalente
CS	Cold spray
CST	corrosão sob tensão
DGS	Detonation gun spray
EBI	extra baixo intersticiais
FS	Flame spray
GMAW	Gas metal arc welding
GTAW	Gas tungsten arc welding
HVOF	High velocity oxyfuel
MAG	Metal active gas
MIG	Metal inert gas
MS	Microsoft
Nieq	níquel-equivalente
PRE	pitting resistance equivalent
SMAW	Shielded metal arc welding
TIG	Tungsten inert gas
TTPS	tratamento térmico pós-soldagem

UNS	unified numbering system
VB	Visual Basic
WRC	Welding Research Council
ZAC	zona afetada pelo calor
ZF	zona fundida
ZTA	zona termicamente afetada

## LISTA DE SÍMBOLOS

@	arroba
0	grau
R	marca registrada
Å	ângstrom
ТМ	trademark
α	alfa
γ	gama
δ	delta
μ	mi ou micro
π	pi
σ	sigma
Х	qui

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
2	OBJETIVOS	20
2.1	OBJETIVO GERAL	20
2.1.1	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	20
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
3.1	METALURGIA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	21
<u>3.1.1</u>	A influência do Cromo - Cr	22
<u>3.1.2</u>	<u>A influência do níquel (Ni)</u>	25
3.1.3	Efeito de outros elementos de liga nas propriedades mecânicas dos ac	ços
inoxidávei	S	26
3.2	CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	26
3.2.1	Aços inoxidáveis martensíticos	27
3.2.1.1	Aços inoxidáveis martensíticos especiais	29
3.2.1.1.1	Aço inoxidável martensítico macio CA6NM.	29
3.2.1.1.2	Aços inoxidáveis supermartensíticos	30
3.2.2	Aços inoxidáveis ferríticos	34
3.2.3	Aços inoxidáveis austeníticos	37
3.2.3.1	Propriedades e aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos	39
3.2.3.2	Aços inoxidáveis superausteníticos AISI 904I	39
3.2.4	Aços inoxidáveis duplex	42
3.2.4.1	Tipos de Aços Inoxidáveis Duplex	45
3.2.4.2	Aplicações e Propriedades Físicas	47
3.3	USO DE AÇOS INOXIDÁVEIS E PRINCIPAIS PROBLEMAS	48
3.3.1	Emprego de aços inoxidáveis a baixas temperaturas	48
3.3.2	Emprego de aços inoxidáveis a elevadas temperaturas	49
3.3.3	Corrosão intergranular	50
3.3.4	Ação da água do mar sobre os aços inoxidáveis	52
3.4	PROPRIEDADES FÍSICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	57
3.5	SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS	58
3.5.1	Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos	58
3.5.1.1	Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais	58
3.5.1.2	Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos macios	64
3.5.1.3	Soldabilidade dos aços inoxidáveis supermartensíticos	67
3.5.2	Soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos	72
3.5.2.1	Soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos convencionais	72
3.5.2.2	Desenvolvimento de aços inoxidáveis ferríticos dúcteis, soldáveis	е
resistente	s à corrosão.	77

<u>3.5.2.3</u>	Efeitos da solda sobre as propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos extra
baixo inter	<u>sticiais (EBI).</u>
<u>3.5.3</u>	Soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos 88
<u>3.5.3.1</u>	Soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos convencionais
<u>3.5.3.2</u>	Soldabilidade do aço inoxidável AISI 904L106
<u>3.5.3.3</u>	Solidificação de aços inoxidáveis austeníticos
<u>3.5.4</u>	Soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex e superduplex
<u>3.5.4.1</u>	Soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex (AID) 115
3.5.4.2	Soldabilidade dos aços inoxidáveis superduplex (AISD) 117
<u>3.6</u>	PROCESSOS DE SOLDAGEM
<u>3.6.1</u>	Definição do processo de soldagem124
<u>3.6.2</u>	Soldagem TIG e MIG/MAG
<u>3.6.2.1</u>	Soldagem TIG
3.6.2.2	Soldagem MIG/MAG
<u>3.6.3</u>	Efeito da energia de soldagem na zona afetada pelo calor
<u>3.6.3.1</u>	Diluição
3.6.3.2	Simulação do efeito das propriedades físicas e energia de soldagem na ZF
<u>e ZTA.</u>	129
<u>3.7</u>	ASPERSÃO TÉRMICA
<u>3.7.1</u>	Aspersão por chama (FS – Flame Spray) 132
<u>3.7.2</u>	Aspersão por arco elétrico (AS – Arc Spray)132
<u>3.7.3</u>	Aspersão por Oxi-combustão de alta velocidade (HVOF - High Velocity
Oxy-Fuel)	133
3.7.4	Aspersão por Arma de Detonação (DGS – Detonation Gun Spray) 133
<u>3.7.5</u>	Aspersão fria (CS – Cold Spray) 133
<u>3.7.6</u>	Materiais utilizados na Aspersão Térmica Prévia à Soldagem 133
<u>3.8</u>	PROGRAMAÇÃO EM MICROSOFT EXCEL®
<u>3.8.1</u>	Fórmulas, funções e matemática básica135
<u>4</u>	METODOLOGIA 138
<u>4.1</u>	SOLDAGEM PRÉ-ASPERGIDA
<u>4.2</u>	PLANILHA DO MS EXCEL®
<u>4.3</u>	<u>SIMULAÇÃO</u> 144
<u>5</u>	RESULTADOS E DISCUSSÃO
<u>6</u>	<b>CONCLUSÕES</b>
	REFERÊNCIAS
	ANEXO 1 — Composição química dos principais aços inoxidáveis
martensítio	<u>cos (MODENESI, 2001)</u> 170
	ANEXO 2 — Composição química de alguns aços inoxidáveis
ferríticos (	<u>MODENESI, 2001)</u>
	ANEXO 3 — Composição química dos principais aços inoxidáveis
austenítico	<u>os (MODENESI, 2001)</u>

ANEXO 4 — Composição química típica de alguns aços inoxidáveis duple
<u>e superduplex (% em peso)</u>
ANEXO 5— Composição química dos AID mais comuns, em destaque, o
AISD (NILSSON, 1992)
ANEXO 6- Composição química de arames e varetas conforme a AW
A5.9-93 (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1993)
ANEXO 7 — Funções importantes do Microsoft Excel® (KURTZ, 2019

#### 1 INTRODUÇÃO

O trabalho desenvolvido nesta pesquisa foi avaliar a soldabilidade dos diferentes aços inoxidáveis, observando suas características metalúrgicas que são alteradas durante a soldagem e os recursos disponíveis para realizar uma previsão da aplicação de revestimento compostos – Aspersão Térmica e Soldagem. Em geral, existe informação metalúrgica dos aços inoxidáveis, mas muito dispersa e sem o elo com a soldagem de superfície. Existem algumas propostas gráficas, como diagrama de Schaeffler (MODENESI 2001) e Delong (DELONG 1960) entre outros, porém sem a fundamentação específica dos aspectos que são problemas após os ciclos térmicos a que são submetidos os aços inoxidáveis durante a soldagem. Neste sentido foi observado recomendações sobre as mudanças que ocorrem durante a soldagem, mas sem um direcionamento sobre a manutenção e ou melhoria das propriedades superficiais dos aços inoxidáveis, os quais são principalmente selecionados para resistir principalmente a um determinado meio corrosivo.

Assim, pesquisou-se as principais características metalúrgicas dos aços inoxidáveis martensíticos, ferríticos, austeníticos, e alguns aços inoxidáveis especiais, relacionando-as com as fases próprias que são formadas quando esses aços são produzidos e como os elementos de liga participam da formação de sua microestrutura, assim como na função de prever a formação de alguma fase deletéria.

Os recursos disponíveis são adequados, mas não são suficientes para facilitar aos usuários fazer uma previsão com suporte adequado, considerando os aspectos metalúrgicos dos aços inoxidáveis e de que forma os ciclos térmicos impostos pela soldagem afetam a metalurgia da soldagem, neste trabalho foi considerada a soldagem do tipo revestimento.

Além disso, esta pesquisa procura desenvolver um modelo de previsão da microestrutura de um revestimento de aço inoxidável considerando realizar uma camada de ligação por aspersão térmica prévia à deposição por soldagem do revestimento, caracterizando um revestimento composto. É importante destacar que a aspersão térmica é uma tecnologia que produz revestimento sem fusão do material a ser revestido, sendo focada esta pesquisa no processo a chama oxiacetilênica para deposição de materiais na forma de arame e/ou pó.

O objetivo de controle é minimizar o efeito da diluição e da formação de fases indesejáveis na aplicação de revestimentos via soldagem em superfícies dissimilares e entre diferentes aços inoxidáveis, para a pesquisa foram realizadas as simulações utilizando os dados de diluição do processo MIG/MAG. Além de estudar e estruturar uma rigorosa base teórica dos aços inoxidáveis para identificar os principais problemas da soldabilidade e da participação dos processos de soldagem na qualidade da formação dos revestimentos, foi desenvolvido um modelo de simulação, em planilha do Microsoft Excel®, da microestrutura final do revestimento composto com base no Diagrama de Schaeffler.

Foram realizadas simulações utilizando com material de base o aço inoxidável AISI 304, depositando uma camada de ligação aspergida considerando o processo a chama pó com composição química superior ao AISI 304, e logo a deposição do revestimento por soldagem com o mesmo AISI 304. O modelo prevê inserir no Diagrama de Schaeffler o ponto de solidificação do revestimento composto e identificar a microestrutura a ser obtida, considerando a zona fundida e a zona termicamente afetada. Os resultados simulados permitem observar qual seria a composição química ideal da camada de ligação depositada por aspersão térmica para obter um revestimento nas condições ideais requeridas em condições especificas de serviço.

### 2 OBJETIVOS

#### 2.1 OBJETIVO GERAL

Definir e validar uma forma de simulação da obtenção de revestimento metálico de aço inoxidável através da combinação das tecnologias de aspersão térmica e soldagem, apresentando um método adotado para cálculo e simulação, formas de identificação dos materiais antes e após cada processo de transformação de uma superfície do aço inoxidável AISI 304, e analisando a precisão da estimativa previamente calculada através do diagrama de Schaeffler para a zona fundida e com a previsão das mudanças ocorridas na zona termicamente afetada do aço AISI 304 utilizando as estimativas dos ciclos térmicos na ZTA desenvolvidas por Adams. Para tal previsão será utilizada uma ferramenta computacional de fácil acesso e disseminação, que é uma planilha do Microsoft Excel®.

### 2.1.1 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Elaborar um modelo de previsão de revestimento composto incluindo aspersão térmica e soldagem;
- Implementar uma base de dados dos diferentes materiais que serão utilizados para a aspersão térmica e soldagem;
- Implementar as equações de Adams para prever os ciclos térmicos na ZTA do aço inoxidável AISI 304;
- Efetuar previsões de diferentes diluições da soldagem com energias de soldagem diversas sobre os revestimentos;
- Simular aplicação de revestimentos em aço inoxidáveis AISI 304 para produzir um revestimento de composição equivalente a um aço inoxidável AISI 317.

## **3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

Para uma boa compreensão e aplicabilidade da solução idealizada, se fez necessário o aprofundamento da metalurgia de soldabilidade dos aços inoxidáveis, das tecnologias de soldagem, aspersão térmica, previsão de ciclos térmicos de Adams e lógica de programação em planilha do Microsoft Excel®, abordando aspectos gerais aplicáveis à proposta.

#### 3.1 METALURGIA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

Os aços inoxidáveis são ligas que contém no mínimo 11,5% de cromo. As características inoxidáveis são alcançadas através da formação de um filme superficial de óxido de cromo (Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) aderente e invisível (figura 1). Os fatores mais importantes na seleção dos aços inoxidáveis para uma determinada aplicação são a resistência à corrosão, manutenção das propriedades mecânicas em determinadas faixas de temperatura, consideração das propriedades físicas, características de soldabilidade, e o custo (PAREDES, 2020).

A utilização dos aços inoxidáveis está cada vez mais difundida na indústria. A resistência dos aços inoxidáveis a diversos meios corrosivos permite o seu emprego em tubulações e componentes de equipamentos de processamento de produtos alimentares e farmacêuticos, de celulose e papel, de derivados de petróleo e de produtos químicos em geral. A resistência à oxidação, em temperaturas mais elevadas, torna possível o seu uso em componentes como fornos, câmaras de combustão, trocadores de calor e motores térmicos. A resistência mecânica relativamente elevada, tanto à temperatura ambiente como as baixas temperaturas, faz com que sejam usados em componentes nos quais se exija alta confiabilidade de desempenho como, por exemplo, partes de aeronaves e vasos de pressão. Sua aparência brilhante torna esses materiais adequados também na fabricação de móveis e objetos de uso doméstico e artístico (PAREDES, 2020).

A classificação dos aços inoxidáveis é determinada pela *"American Iron and Steel Institute"* (Instituto Americano do Ferro e do Aço) – conhecida como AISI.



Figura 1 — ESQUEMA DE FORMAÇÃO DA CAMADA PASSIVA

Fonte: Folkhard (2012)

A necessidade de adequação das indústrias às normas de proteção ao meio ambiente incentiva o uso dos aços inoxidáveis. Estes materiais eliminam a utilização de agentes contaminadores que estão presentes nos processos de tratamento superficiais, por exemplo, peças de aço carbono pintadas, galvanizadas, niqueladas etc. (PAREDES, 2020).

#### 3.1.1 A influência do Cromo - Cr

Os aços inoxidáveis são, basicamente, ligas ferro-cromo. Outros metais atuam como elementos de liga, mas o Cr é o mais importante e sua presença é indispensável para conferir a resistência à corrosão. A resistência dos aços inoxidáveis à corrosão deve-se à formação de fina película de óxido de cromo (espessura de 30 a 50 Å, ou 3 a 5 nm) na superfície do material (fig. 1), a qual protege o metal do ataque pelo meio corrosivo (PAREDES, 2020). Embora a adição de 5% de Cr já seja suficiente para melhorar esta resistência, só se pode considerar com propriedade o termo "aço inoxidável" quando se tratar de aços com mais de 11,5% de Cr. O Cr é um formador de ferrita e de carboneto. A partir deste limite mínimo, a película formada passa a ter as seguintes propriedades, que a caracterizam como película protetora: Volatilidade praticamente nula; Alta resistividade elétrica; Difícil transporte catiônico; Boa aderência; Boa plasticidade; Insolubilidade muito alta; Baixa porosidade. Na figura 2 observa-se o diagrama de equilíbrio Fe-Cr. (LIMA, 2006).





Fonte: Chiaverini (1996)

Considerando o diagrama de equilíbrio da liga Fe-Cr isento de qualquer carbono (fig. 2), segundo PAREDES (2020, p. 08-09) os principais pontos a observar no diagrama são os seguintes:

 presença da chamada "lupa austenítica", a qual indica que todas as ligas de composição à direita da lupa, mais ou menos além de 12% ou 13% de Cr, solidificam na forma de ferrita e como tal permanecem até a temperatura ambiente;

- a presença de uma fase frágil quebradiça Fe-Cr, denominada "fase sigma", entre 42% e 48% de Cr. À esquerda do campo em que está presente somente a fase sigma, nota-se um campo em que estão presentes duas fases: ferrita (ou ferro alfa) e Fe-Cr (ou fase sigma). Portanto, os aços inoxidáveis ferríticos com teor de Cr acima de 23% (como o AISI 446) já podem apresentar essa fase quebradiça. A desvantagem da sua presença reside no fato de que a mesma afeta as propriedades mecânicas do aço e sua resistência à corrosão. De fato, sendo a fase sigma dura e quebradiça, sua presença tende a reduzir a ductilidade e principalmente a tenacidade do aço. Segundo PAREDES (2020), a influência sobre a resistência à corrosão da fase sigma, no sentido de prejudicá-la, foi verificada experimentalmente. E em literatura específica citada pelo autor, considera que a fase sigma é parcialmente responsável pelo fenômeno denominado "fragilidade dos 475°C", que pode ocorrer nos aços inoxidáveis ferríticos. Verificando-se que a presença da fase sigma é realmente prejudicial, pode-se atenuar esse inconveniente pelo aquecimento do aço acima da máxima temperatura de estabilidade da fase sigma (> 900°C), de modo a dissolvê-la na austenita ou convertê-la em ferrita delta. Assim, são restauradas as propriedades normais.

O sistema Fe-Cr torna-se bem complexo, quando o carbono (C) estiver presente, mas seu estudo é simplificado como observado no diagrama Fe-C quando se introduz Cr em teores crescentes. O efeito mais importante é verificado na zona austenítica, como mostra a figura 3.



Figura 3 - EFEITO DO TEOR DE Cr NA ZONA AUSTENÍTICA.

Fonte: Chiaverini (1996)

Note-se que, à medida que o teor de Cr aumenta, a faixa austenítica diminui, até praticamente desaparecer para cerca de 20% de Cr. Esse fato leva a deduzir de que, à medida que o Cr cresce, a composição das ligas Fe-C-Cr que permitirá a obtenção de endurecimento total por têmpera fica reduzida a limites cada vez mais estreitos.

#### 3.1.2 A influência do níquel (Ni)

É interessante inicialmente verificar o efeito do níquel (Ni) e do Cromo (Cr) na transformação alotrópica do ferro, o que está demonstrado na figura 4.





Fonte: Chiaverini (1996)

Na figura 4, Chiaverini (1996) compara os diagramas de constituição aproximados dos sistemas Fe-Ni e Fe-Cr. Qualquer dos elementos adicionados em quantidades apreciáveis elimina a alotropia do ferro, mas o Ni estabiliza a austenita, ao passo que o Cr estabiliza a ferrita. Assim, quando ambos os elementos estão presentes, resulta uma situação de compromisso e ambas as formas alotrópicas podem se desenvolver nas suas temperaturas apropriadas. Aparentemente o Ni exerce uma influência mais decisiva do que o cromo, no que diz respeito às formas alotrópicas do ferro.

3.1.3 Efeito de outros elementos de liga nas propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis

Para CHIAVERINI (1988), o alumínio (AI) é altamente ferritizante, podendo ser encontrados nos aços inoxidáveis para estabilizar a ferrita. O carbono é um elemento

austenitizante. Aumenta fortemente a resistência mecânica e dureza. Afeta negativamente a resistência à corrosão e tenacidade a baixa temperatura. O cobre (Cu) aumenta a resistência à corrosão em meios líquidos redutores, é um elemento importante para a resistência à corrosão nos aços duplex. O manganês (Mn) é um formador de austenita. Aumenta a resistência à fissuração da solda com estrutura completamente austenítica. O molibdênio (Mo) é um formador de ferrita e facilitador da formação de carbonetos, aumenta a resistência mecânica e à fluência a temperatura elevada, melhora a resistência à corrosão em geral em meios oxidantes e a resistência à corrosão puntiforme em todos os meios. O nióbio (Nb) é um forte formador de carboneto e de ferrita. Pode causar endurecimento por precipitação. O nitrogênio (N) é um forte formador de austenita, aumenta a resistência mecânica e degrada fortemente a soldabilidade de ligas ferríticas. O silício (Si) é um formador de ferrita, melhora a resistência à formação de carepa nos aços e à carburização a alta temperatura. O titânio (Ti) é um forte formador de carboneto, nitreto e de ferrita, melhora a resistência mecânica a alta temperatura. O tungstênio (W) aumenta a resistência mecânica à alta temperatura e à fluência a temperatura elevada, sendo um forte formador de ferrita.

Os elementos estabilizantes Ti e Nb agem como refinadores de grão e formam compostos com o C e o N. Com o aumento dos teores de Ti e Nb, tem-se o aumento da temperatura de transição (COURTNALL; PICKERING, 1976; HUNTER; EAGAR, 1980).

### 3.2 CLASSIFICAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

A classificação mais usada dos aços inoxidáveis é baseada na microestrutura que eles apresentam à temperatura ambiente. São considerados três grupos de uso mais generalizado:

- I. Aços inoxidáveis martensíticos (temperáveis);
- II. Aços inoxidáveis ferríticos (não temperáveis);
- III. Aços inoxidáveis austeníticos (não temperáveis).

Os aços do grupo I e II são essencialmente ligas de ferro e cromo, sendo que os do grupo III compreendem ligas de ferro-cromo-níquel. O carbono desempenha papel importante para localizar um aço de alto cromo na classe martensíticos ou ferríticos, por exemplo, um aço com 16% de cromo pode pertencer tanto ao grupo martensíticos como ao ferríticos, dependendo do teor de carbono. Contudo, outros aços resistentes à corrosão, com características importantes, vêm sendo empregados em condições especiais: aços inoxidáveis duplex e super-duplex; aços inoxidáveis superausteníticos; aços inoxidáveis superferríticos EBI (teor extra baixo de intersticiais - carbono e nitrogênio); aços inoxidáveis endurecidos por precipitação; aços inoxidáveis supermartensíticos. (PAREDES, 2020)

#### 3.2.1 Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis martensíticos são aços muito usados nas indústrias químicas e petroquímicas, na geração de energia, nas indústrias aeronáutica e aeroespacial, além da cutelaria e ferramentaria. Sua elevada temperabilidade permite que estes sejam temperados ao ar, porém é necessário um tratamento de revenimento posterior para produzir uma boa combinação entre as propriedades de resistência, tenacidade e ductilidade. Estes aços caracterizam-se por serem açoscromo, contendo entre 11,5% e 18,0%. CHIAVERINI (1996) considera dentro desse grupo podem ser ainda consideradas três classes: Baixo carbono, também chamado tipo "turbina"; médio carbono, também chamado tipo "cutelaria"; Alto carbono, também chamado tipo "resistente ao desgaste".

Os aços estão todos incluídos na classificação AISI indicados na Figura 5, e no anexo 1 a composição química dos principais aços inoxidáveis martensíticos. E ainda de acordo com CHIAVERINI (1996), as características são as seguintes:

- São ferromagnéticos;

- Podem ser facilmente trabalhados, tanto a quente como a frio, sobretudo, quando o teor de carbono for baixo;

- Apresentam boa resistência à corrosão quando expostos ao tempo, à ação da água e de certas substâncias químicas. À medida que aumenta o teor de carbono, fica

prejudicada a resistência à corrosão, o que, entretanto, é compensado pelo maior teor de cromo;

 O níquel melhora a sua resistência à corrosão. O melhor aço inoxidável martensítico, sob o ponto de vista de resistência à corrosão, é o AISI 431, devido ao baixo C, alto Cr e presença de Ni;

 A têmpera também melhora a resistência à corrosão, pois contribui para evitar a possibilidade de precipitação de carbonetos de cromo, quando o revenido é feito em baixa temperatura.





Fonte: ROLLO, BUTTIGNON e LORENZO (1995)

A microestrutura do aço inoxidável martensítico observa-se na Figura 6.

<u>-100 μm</u>

Figura 6 - FOTOGRAFIA DE UMA MICROESTRUTURA MARTENSÍTICA

Fonte: MARROW (1999)

#### 3.2.1.1 Aços inoxidáveis martensíticos especiais

#### 3.2.1.1.1 Aço inoxidável martensítico macio CA6NM.

A baixa soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos, sua sensitividade a trincas a frio e baixa tenacidade das uniões soldadas levaram ao desenvolvimento de aços inoxidáveis martensíticos macios com baixo teor de carbono na década de 60. Os aços inoxidáveis martensíticos macios contém entre 12-13% de Cr, 2-5% de Ni, 0,5-2,0% de Mo e menos que 0,06% de carbono, classificados segundo a ASTM (American Society for Testing and Materials) como A743 grau CA6NM, têm sido utilizados na construção de turbinas hidráulicas e a gás, de indústrias petroquímicas, corpos de válvulas, cones e discos de compressores e uma variedade de elementos estruturais de aviões e motores. Sabe-se que estes aços apresentam boas performances em aplicações onde resistência à corrosão e erosão por cavitação é requerida. (PUKASIEVICZ, 2002)

A dificuldade na fundição de turbinas hidráulicas em uma peça única levou ao desenvolvimento de peças soldadas, como é o caso das pás que são soldadas nos rotores. Os metais de adição utilizados na soldagem apresentam composição química

similar ao do material base, sendo que o procedimento de soldagem prevê um préaquecimento a 150°C e temperatura interpasse de 180°C para minimizar os problemas gerados pela solubilização de hidrogênio. (CAPRA et al., 2009)

Um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) de revenimento é realizado com temperaturas na faixa de 600 °C. Este tratamento térmico apresenta sérias complicações quando aplicado na reparação da peça *in situ*, seja após o reparo por soldagem de áreas erodidas por cavitação, ou devido à formação de trincas, sendo que a peça não pode ser retirada para ser realizado tratamento térmico por horas a 600 °C e o pré-aquecimento a 150 °C pode ser realizado com algumas dificuldades. Destaca-se ainda a dificuldade de remoção de grandes componentes exigindo procedimentos de soldagem adequados a fim de minimizar a geração de tensões residuais (CAPRA et al., 2009).

#### 3.2.1.1.2 Aços inoxidáveis supermartensíticos.

A indústria petrolífera e de produção de gás tem solicitado aos produtores de aço a desenvolver uma liga resistente à corrosão e economicamente viável para aplicações em oleodutos *onshore* e *offshore*. Este material deve apresentar segundo HENKE (2010, p. 22-23):

1. resistência à corrosão a diferentes substâncias encontradas na água durante a exploração do petróleo como CO<sub>2</sub>, CI- e H<sub>2</sub>S;

2. tensão de escoamentos elevada (cerca de 550 MPa) de maneira a permitir o uso de tubulações de pouca espessura minimizando peso e custos;

 boa resistência ao impacto no caso de uma eventual emergência como no fechamento de uma válvula;

4. capacidade de ser facilmente soldado sem a necessidade de execução de tratamento térmico posterior ou, se necessário, de pouca duração e baixa temperatura.

Uma comparação dos custos de materiais tipicamente utilizados pelos fabricantes de tubulações é apresentada na Tabela 1. Embora com menor preço, o

uso de aços carbono para o transporte de meios corrosivos não pode ser considerado financeiramente como uma boa escolha, haja vista os custos envolvidos na proteção contra a corrosão, inspeção e substituição periódica das partes corroídas. Os aços inoxidáveis, por outro lado, apresentam maior aderência ao uso devido às maiores concentrações de Cr e Ni os quais garantem a maior resistência à corrosão, evitando assim a necessidade de intervenções, tornando estes materiais de uso crescente em tubulações de gás e petróleo.

Tabela 1 - COMPARAÇÃO DE PREÇOS EM LIBRAS POR TONELADA DE LIGAS UTILIZADAS EM
TUBULAÇÕES

Composição em %.	С	Cr	Ni	Mo	Preço
Aço carbono	0,26	0	0	0	1000
Aço inoxidável Duplex 2205	≤ 0,03	22	5	3	4300
Aço inoxidável Supermartensítico	~ 0,01	12	6	2,5	3200

#### Fonte: PAREDES (1999)

Na tabela 1 observa-se que dentre os diferentes tipos de aços inoxidáveis, os com estrutura mista de ferrita e austenita (duplex) atendem grande parte das necessidades estruturais, no entanto, seus elevados teores de Cr e Ni comprometem seu uso sob o ponto de vista econômico. Por outro lado, os aços inoxidáveis martensíticos, como AISI 410 e AISI 420, mais baratos em relação ao duplex, possuem elevada tensão de escoamento, porém apresentam deficiências com relação à resistência à corrosão, tenacidade e soldabilidade. Tais propriedades podem ser melhoradas por meio da adição de teores adequados de Ni e Mo e pela redução do percentual de carbono sendo esta última modificação a base na conceituação dos aços inoxidáveis supermartensíticos. (HUTH, HANS-JÖRG, 2005)

Comparado com seus antecessores, os aços inoxidáveis supermartensíticos tem superior resistência à corrosão generalizada e localizada bem como à corrosão sob tensão (CST) pelo enxofre à temperatura ambiente. Além do mais, possuem maiores tensões de escoamento e de ruptura comparada aos aços duplex e são aproximadamente 25% mais baratos. Esta combinação de fatores, extremamente atrativa, confere a estes aços a expectativa de crescimento no mercado nos mais

variados segmentos, dentre os quais, no uso de turbinas hidráulicas. (PAREDES, 1999).

A Tabela 2 apresenta algumas composições desenvolvidas para garantir os critérios de preço e resistência à corrosão sendo este último requisito melhor alcançado quanto maior a quantidade de elementos de liga presentes (i.e. 12 Cr 6.5 Ni 2.5 Mo p%). (HENKE, 2010)

Liga  $\mathbf{C}$ Ν  $\mathbf{Si}$ Ni Mo  $\mathbf{Cu}$ Ti Mn  $\mathbf{Cr}$ 11Cr 2.5Ni 0.0110.0060.101.772.40.060.480.00610.612Cr 4.5Ni 1.5Mo 0.017 0.011 0.201.7711.74.91.39 0.51 0.00712Cr 6.5Ni 2.5Mo 0.018 0.011 0.091.7212.66.52.32 0.49 0.008

Tabela 2 - COMPOSIÇÕES DE AÇOS INOXIDÁVEIS SUPERMARTENSÍTICOS, %p, CLI-FAFER.

Fonte: MARROW (1999)

Reações metalúrgicas: Fases presentes.

#### a) Martensita

Martensita é a fase predominantemente desejável nos aços inoxidáveis martensíticos. Sua presença é consequência da transformação da austenita durante o resfriamento até a temperatura ambiente. O carbono, o qual se encontrava em solução sólida nos interstícios octaédricos da fase austenítica, permanece preso na estrutura da martensita, a qual apresenta um número três vezes superior de interstícios, distribuídos em três subgrupos. Caso o carbono se posicione em um destes subgrupos, a martensita adquire a estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado. A transformação martensítica dos aços inoxidáveis martensíticos é atérmica, ou seja, a quantidade de martensita formada depende somente do super resfriamento abaixo da temperatura Ms e não do tempo e da temperatura. (SALES, 2006)
### b) Austenita retida

A austenita (estrutura CFC - cúbica de face centrada) está presente nos aços inoxidáveis supermartensíticos como resultado de dois diferentes processos. Sabe-se que a adição de elementos de liga diminui a temperatura Ms e consequentemente a transformação martensítica, proveniente do resfriamento a partir do campo austenítico, pode não ser totalmente completada. Por outro lado, a austenita pode permanecer retida na microestrutura, proveniente do tratamento intercrítico realizado pouco acima da temperatura de formação da austenita, Ac1. Neste caso, a estabilidade da austenita transformada é dependente da duração e do tempo durante a realização do tratamento térmico. Caso a temperatura Ac1 seja, por exemplo, ultrapassada por 40 °C, somente uma pequena quantidade de austenita é formada. Visto que a transformação envolve mecanismos de difusão, a austenita é enriquecida de elementos como níquel, carbono e nitrogênio. Este enriquecimento reduz a temperatura Ms e, consequentemente, a austenita permanece estável após o resfriamento. A temperatura em que a quantidade de austenita é maior, o enriquecimento é menor e o resfriamento até a temperatura ambiente conduz em uma completa transformação martensítica (FORGAS, 2016).

Resistência à corrosão na presença de austenita retida: Nos aços inoxidáveis supermartensíticos contendo 0,02C %p, isentos de Ti, a presença de austenita retida é considerada benéfica com relação à resistência à corrosão (MÜRI, 2009), e está fundamentada na dissolução de carbonitretos de Cr e Mo durante a formação da austenita não havendo ainda a redução destes elementos na matriz. Também se produz aumento na resistência à CST provocada pelo enxofre foram encontrados em aços inoxidáveis supermartensíticos estabilizados com Ti contendo austenita. Acredita-se que a austenita absorva o hidrogênio diminuindo a concentração deste elemento na martensita e ainda reduz a dureza do aço. Consequentemente a austenita retida não apresenta efeito prejudicial com relação à resistência à corrosão. (HOJO, 2007)

## c) Ferrita δ (delta)

De maneira generalizada, a presença de ferrita δ na microestrutura dos aços inoxidáveis martensíticos é indesejável. Os efeitos da presença desta fase nas propriedades a seguir:

Dureza: A dureza da ferrita nos aços inoxidáveis baixo carbono semi-ferríticos e martensíticos situa-se na faixa de 150 a 200 HV. Tais valores são aproximadamente 100 –150 HV inferiores se comparados aos de um aço completamente martensítico e, portanto, os aços semi-ferríticos apresentam inferior tensão de escoamento (PAREDES, 2020).

Resistência ao impacto: A ferrita a baixas temperaturas apresenta sensibilidade ao entalhe e apresenta fratura frágil e nos aços inoxidáveis martensíticos quantidades de ferrita superiores a 10% resultam em aproximadamente 50% de redução da resistência ao impacto de tais aços (PAREDES, 2020).

Resistência à corrosão - Nos aços AISI 410 e AISI 420, a ferrita é encontrada na microestrutura como resultado das variações de composições entre elementos alfagêneos e gamagêneos dentro destas especificações. Ensaios de CST induzida por sulfetos revelaram que a fragilização ocorre na fase martensítica ao invés da ferrítica. A redução do volume de ferrita por meio da adição de Ni nos aços AISI 410, não acarretou o aumento da resistência frente a este tipo de corrosão. Ao invés de atuar como nucleante de trincas, a ferrita, em função da sua baixa dureza, tende a obstruir o crescimento destas promovendo a fratura de forma dúctil. (PAREDES, 2020).

### 3.2.2 Aços inoxidáveis ferríticos

À temperatura ambiente, os aços inoxidáveis ferríticos são formados basicamente por uma matriz de ferrita (α), isto é, uma solução sólida de Cr e outros elementos de liga em ferro, com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). O carbono e o nitrogênio são elementos que estão presentes nesta fase na forma de precipitados (carbonetos e nitretos de cromo) (SCHEID, 2010).

## Composição química

Os aços inoxidáveis ferríticos se diferem basicamente através de sua composição química. A adição ou remoção de certos elementos, afeta diretamente as propriedades mecânicas do aço. Alguns aços inoxidáveis ferríticos podem ser destacados pelo elevado teor de carbono, podendo-se citar a liga AISI 430. Aços como o AISI 444 apresentam estabilização do carbono pela adição de Nb e Ti, podendo-se destacar menores teores de elementos intersticiais como C e N, graças ao advento de técnicas de refino mais acentuadas (FARIA, 2000). A relação destes aços inoxidáveis ferríticos com as respectivas composições químicas (% em peso) encontra-se na Figura 7 e no anexo 2 a composição química de alguns aços inoxidáveis ferríticos, e na figura 8 a microestrutura típica dos aços inoxidáveis ferríticos.



Figura 7 - AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS DA SERIE AISI 400

Fonte: ROLLO, BUTTIGNON e LORENZO (1995)

## Efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas

A temperaturas muito elevadas, acima de 1200 °C, o material tende a apresentar uma estrutura monofásica, completamente ferrítica (fig. 8). Nestas condições, a elevada mobilidade atômica da estrutura ferrítica a altas temperaturas e a ausência de partículas capazes de ancorar os contornos de grão possibilitam um crescimento de grão extremamente rápido, sendo menor em aços estabilizados devido à maior estabilidade de seus precipitados que retardam mais efetivamente o crescimento de grão. (MODENESI, 2001; FOLKHARD, 2012).

Quanto menor o tamanho de grão de um aço, isto é, maior o tamanho de grão ASTM, menor a temperatura de transição. Os aços inoxidáveis ferríticos apresentam uma temperatura de transição bem definida, sendo mais elevada que a temperatura do aço carbono devido ao efeito do Cr dissolvido na matriz. A temperatura de transição depende da composição química dos aços ferríticos e do tamanho de grão (PICKERING, 1976; DIETER, 1980; FOLKHARD, 2012; PROATIVA; SAFEK, 1989). A ausência de outras fases nos aços inoxidáveis ferríticos e seu tipo de reticulado cristalino favorecem uma elevada mobilidade atômica. Esta característica favorece o crescimento mais rápido do grão e uma menor temperatura de coalescimento dos mesmos (MODENESI, 2001; PAREDES, 1999; FOLKHARD, 2012).



Figura 8 - MICROESTRUTURA TÍPICA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS FERRÍTICOS

Fonte: MARROW (1999)

Devido à estrutura CCC, um aumento do tamanho de grão aumenta a temperatura de transição ao impacto, isto é, diminui a tenacidade do aço. O tamanho do grão da zona termicamente afetada próximo à linha de fusão durante a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos, aumenta fortemente com a energia de soldagem. O crescimento de grãos inicia-se em temperaturas na ordem de 600 °C, enquanto nos aços austeníticos na ordem de 900 °C. Portanto, uma solda de aços inoxidáveis ferríticos apresenta uma estrutura de grãos grosseiros (FOLKHARD, 2012; MORGENFELD, 1983). Acima de 1200 °C, existe a solubilização de precipitados (carbonetos e nitretos), levando a uma mudança na distribuição e na fração volumétrica de precipitados, favorecendo o crescimento de grãos (THOMAS; ROBINSON, 1978).

### 3.2.3 Aços inoxidáveis austeníticos

Os aços inoxidáveis austeníticos são os mais utilizados principalmente por causa da sua alta resistência à corrosão e conformabilidade. Possuem propriedades desejáveis em muitas aplicações na engenharia. A tabela em anexo 3 apresenta os tipos mais comumente empregados. A maior parte dos aços austeníticos comumente empregados mais conhecidos e populares são os 18-8 em que o teor médio de Cr é 18%, e o de Ni, 8% (CHIAVERINI, 1996). A introdução do Ni melhora consideravelmente a resistência à corrosão e a resistência à oxidação a altas temperaturas. Também existem os aços austeníticos que parte do Ni (cerca de 4%) é substituído por outros elementos de tendência austenitizante, como o Mn (em torno de 7%) e o N (em teores não superiores a 0,25%) (CARBÓ, 2005).

As características principais dos aços inoxidáveis austeníticos são:

- Não magnéticos;

- Não endurecíveis, por serem austeníticos;

- Quando encruados, apresentam um fenômeno interessante: o aumento de dureza que se verifica é bem superior ao que se encontraria, mediante a mesma deformação, em outros aços. Esse aumento pode ser atribuído à instabilidade da austenita que, sob o efeito das tensões do encruamento, transforma-se em ferrita.

Essa ferrita, supersaturada de carbono, contribui para o endurecimento excepcional do aço. Um reaquecimento a temperaturas moderadas do aço encruado (que se encontrará no estado ferrítico) restaura a austenita (CAMARGO, 2008).

Um dos fenômenos indesejáveis que pode ocorrer nos aços inoxidáveis austeníticos é a corrosão intergranular, devido à precipitação de carboneto de cromo. Um dos meios de evitá-la é pela adição de Ti e de Nb, porque esses elementos fixam o carbono na forma de carbonetos de Ti e de Nb. Na figura 9 observa-se os principais aços inoxidáveis austeníticos, onde a classificação se distribui a partir do aço AISI 304, e na figura 10 a microestrutura típica dos aços austeníticos (ABINOX, 2020).



Figura 9 - AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS DA SÉRIE AISI 300

Fonte: ROLLO, BUTTIGNON e LORENZO (1995)

Na figura 10 observa-se a microestrutura típica dos aços inoxidáveis austeníticos.



Figura 10 - FOTOGRAFIA DE UMA MICROESTRUTURA AUSTENÍTICA.

Fonte: MARROW (1999)

## 3.2.3.1 Propriedades e aplicações dos aços inoxidáveis austeníticos

As propriedades mecânicas desses aços dependem da condição do material, ou seja, se ele se encontra no estado recozido ou encruado (1/4 duro, 1/2 duro, 3/4 duro ou 100% duro). Essas propriedades dependem igualmente da forma do produto acabado ou semiacabado (barras, fios, tiras, chapas etc.) e, obviamente, da composição química. Como esses aços não são endurecíveis por têmpera, o aumento da dureza e resistência mecânica só pode ser obtido por encruamento. (GEYER, 1996)

### 3.2.3.2 Aços inoxidáveis superausteníticos AISI 904L

O aço inoxidável superaustenítico AISI 904L com 25 % Ni e 20 % Cr com adições de Mo (4 a 4,8%) e Cu (entre 1 e 2 %), trata-se de um aço inoxidável com elevado teor de Mo, distingue-se pela sua excelente resistência à corrosão localizada, à corrosão por pites, à corrosão galvânica e em forma especial à corrosão em ambientes fortemente agressivos. É especialmente empregado em meios sulfurosos, fosfóricos, hidroclóricos, na indústria de fertilizantes, instalações *offshore*, indústria química e petroquímica, assim como também na produção de papel e celulose. A adição de Cu melhora a resistência à corrosão nos meios ácidos (RABENSTEINER, 1985; LILJAS, 1985). Quando comparados a outros tipos de aços inoxidáveis, como observados na figura 11, pode-se constatar seu superior desempenho.





Fonte: THOMAS JR e WORKMAN (1986)

Algumas dificuldades ocorrem nestes aços quando soldados, podem ocorrer fenômenos indesejáveis, tais como, trincas a quente, sensitização, formação de fase sigma e segregação, que podem afetar a qualidade e integridade da união soldada, principalmente as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão (PAREDES; D'OLIVEIRA, 2001).

Nos aços superausteníticos, a estrutura austenítica estável (figura 12), é produzida pelo elevado teor de Ni e controle do teor de N, a desvantagem deste tipo de estrutura durante a soldagem é que ela só pode ser obtida durante a solidificação da ZF da solda por solidificação primária da austenita, o que incrementa a tendência à fissuração a quente em comparação com os metais de solda, que contém ferrita delta. Esse fenômeno, associado à segregação de elementos que promovem a formação de constituintes de baixo ponto de fusão, é acentuado pelo maior coeficiente de dilatação da rede cristalina austenítica, que produz no material grandes esforços de contração térmica, o que facilita com relação à precipitação da fase a fissuração a quente na forma de trincas de solidificação no metal de solda, ou como trincas de liquação na ZTA, seja no metal de base como na ZF de uma soldagem multipasses (PAREDES; D'OLIVEIRA, 2001).

As trincas de liquação são favorecidas pelo crescimento de grão na ZTA, uma vez que isso acentua a segregação nos contornos de grão e com isso a formação de fases de baixo ponto de fusão, porque na região não misturada ou parcialmente fundida apresenta um nível elevado de segregação, principalmente de molibdênio. O recurso conhecido para minimizar ou eliminar a tendência à fissuração a quente é utilizar materiais de adição que permitam a formação de ferrita delta (2 a 5 %) o que permitiria reduzir a concentração de segregação, porém, nestes aços quando expostos a condições de serviço em meios corrosivos, a ferrita delta presente traz consigo uma redução da resistência à corrosão (FOLKHARD, 2012; BILMES et al., 1992).

Com relação à precipitação da fase sigma ( $\sigma$ ), segundo a literatura, PADILHA e GUEDES (1994) se o cromo equivalente for superior a 17,8 % é esperada a precipitação da fase sigma e se o aço contiver Mo também pode precipitar a fase qui ( $\chi$ ), sendo que a fase  $\sigma$  não dissolve elementos intersticiais (C, B e provavelmente N) e a fase  $\chi$  pode dissolver C. Por conseguinte, além de outras razões de ordem metalúrgica, nos aços superausteníticos, há necessidade do empobrecimento prévio da matriz, o que pode ser feito pela precipitação de carbonetos e boretos, ou limitando o teor de C a níveis baixos, como é o caso dos AISI 904L. Sendo que as fases  $\sigma$  e χ são consideradas negativas para as propriedades mecânicas e corrosivas dos superausteníticos.



Figura 12 - MICROESTRUTURA TÍPICA COMPLETAMENTE AUSTENÍTICA, COM MACLAS DESSA ESTRUTURA CRISTALINA.

Fonte: MODENESI (2001)

# 3.2.4 Aços inoxidáveis duplex

Um desenvolvimento relativamente recente ocorreu com a combinação de características dos aços inoxidáveis austeníticos e ferríticos, gerando os aços austeno-ferríticos, também conhecidos como aços duplex. A primeira menção sobre os aços duplex ocorreu em 1927, através de pesquisas realizadas por Bain e Griffith. Este foi o ponto de partida para o desenvolvimento deste grupo de aços. Cerca de quarenta anos depois, estes aços começaram a resolver muito dos problemas de corrosão existentes nas indústrias de óleo e gás, indústrias químicas, de celulose e de papel.

Como resultado de todos esses desenvolvimentos, um grande número de ligas foi introduzido no mercado. Hoje, cerca de vinte grandes fabricantes mundiais produzem aço duplex com aproximadamente oitenta composições diferentes. Estes aços apresentam vantagens através do seu conjunto de propriedades mecânicas e químicas em relação aos aços inoxidáveis tradicionais. Apesar disso a plena utilização deste tipo de aço ainda depende de maior pesquisa e desenvolvimento dos materiais, processos e procedimentos de soldagem (PADILHA; GUEDES, 1994).

O ASM Handbook (American Society for Metals) define os aços inoxidáveis duplex como sendo ligas de duas fases com base no sistema Fe-Cr-Ni. Estes materiais compreendem em sua microestrutura aproximadamente proporções iguais de ferrita e de austenita. São caracterizados pelo baixo teor de carbono (<0.03 %p) e adição de Mo, W, N e Cu. O custo total dos componentes metálicos dos aços duplex é relativamente baixo em comparação com os aços austeníticos, devido principalmente aos seus baixos teores de Ni.

A resistência à corrosão por pites, que é uma propriedade importante na seleção dos aços inoxidáveis, é determinada pelos teores de Cr, Mo e N. Esta determinação resulta num equivalente numérico, que é utilizado para diferenciar os aços duplex dos superduplex. Este equivalente numérico é dado pela seguinte equação 1:

$$PRE = (\% Cr) + 3,3^{*}(\% Mo) + 16^{*}(\% N)$$
(1)

onde:

PRE = resistência equivalente à corrosão por pites. % = porcentagem em peso do elemento

Para que possamos descrever as principais características dos aços inoxidáveis duplex devemos comentar seu processo de solidificação e seu comportamento mecânico em função das fases presentes em sua microestrutura. A figura 13 apresenta uma microestrutura típica.



Figura 13 - MICROESTRUTURA DO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX.

Fonte: MARROW (1999)

Considerando um diagrama pseudo-binário (com teor de ferro de 68% em peso), conforme a 14, podemos considerar as seguintes características:

 a) com aproximadamente 30% Cr e 2% Ni (composição indicada pela linha A),
o aço irá solidificar-se completamente de forma ferrítica, permanecendo assim até a temperatura ambiente;

b) se o teor de cromo diminuir para 28% e consequentemente o teor de níquel aumentar para 4% (composição indicada pela linha B), o aço irá se solidificar como ferrita, permanecendo totalmente ferrítico até aproximadamente 1200 °C, onde então penetrará no campo bifásico alfa + gama. Esta microestrutura irá se desenvolver e manter-se-á até a temperatura ambiente. Convém salientar que esta liga, por estar bem à esquerda do campo bifásico alfa + gama, terá uma microestrutura rica em ferrita;

c) durante o resfriamento, os aços duplex comerciais contendo 25% Cr e aproximadamente 7% Ni (indicado pela linha C), entram no campo bifásico a temperaturas mais elevadas, permitindo um tempo maior para a difusão na

transformação de ferrita para austenita no estado sólido. Uma liga com a composição "C", irá se solidificar como ferrita e permanecerá nesta forma por uma pequena faixa de temperatura, quando então entrará no campo bifásico (PAREDES, 2020).

Convém notar que as ligas A, B e C solidificar-se-ão primeiramente como ferrita e terão, portanto, matrizes ferríticas.





Fonte: BORSATO (2001)

# 3.2.4.1 Tipos de Aços Inoxidáveis Duplex

Os aços inoxidáveis duplex, assim como os outros tipos de aços inoxidáveis, também podem ser encontrados com composições diferentes. Basicamente, os aços inoxidáveis duplex podem ser divididos em quatro tipos genéricos em função do aumento da resistência à corrosão, que são:

Fe—23Cr—4Ni—0,1N Fe—22Cr—5,5Ni—3Mo—0,15N Fe—25Cr—5Ni—2,5Mo—0,17N—Cu Fe—25Cr—7Ni—3,5Mo—0,25N—W—Cu (ASM INTERNATIONAL, Dec.1999).

Assim como os austeníticos (18-8), os aços inoxidáveis duplex são conhecidos pelos teores de cromo e níquel presentes na liga. As ligas descritas acima são denominadas 2304, 2205, 2505 e 2507. Esta última denominada de aço inoxidável superduplex. A distinção entre os aços inoxidáveis duplex e os superduplex está na composição química e consequentemente no valor da resistência equivalente à corrosão por pites (PRE).

A resistência à corrosão por pites (PRE) tem por objetivo determinar a extensão da resistência do material quando este é utilizado em ambientes agressivos. Uma equação empírica foi desenvolvida para a determinação deste parâmetro, porém só leva em consideração o efeito da composição química. O cálculo do PRE é feito em função dos teores de cromo, molibdênio e nitrogênio, conforme se pode notar na equação 1.

Um aço inoxidável é classificado como duplex quando seu PRE é menor que 40, enquanto os superduplex apresentam valores superiores a este. Os aços superduplex foram desenvolvidos originalmente para resistir à corrosão marinha, mas tem sido utilizado também em indústrias químicas e de processos em que são submetidos a condições extremamente corrosivas (megaligas).

O aço inoxidável duplex 2304 (UNS S32304) é um aço inoxidável duplex baixa liga que foi desenvolvido como uma alternativa para os aços AISI 304, 304L 316 e 316L. Apresentam elevada resistência à corrosão sob tensão, o que garante algumas vantagens quando há a presença de cloretos no meio. Estes aços são bastante utilizados nos pré-aquecedores dos digestores das indústrias de papel e celulose, em engrenagens para transmissão de torque e em sistemas de tensionamento de plataformas marítimas (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007).

O aço inoxidável superduplex 2507 é especialmente designado para ambientes agressivos que apresentem cloretos. Alguns exemplos de aplicações são tubos para trocadores de calor utilizados em refinarias, propulsores, indústrias que utilizem água do mar como líquido refrigerante, e outros produtos sujeitos a altos carregamentos

mecânicos em ambiente marítimo ou que apresente cloretos (PAREDES, 2020). A composição química típica de alguns aços inoxidáveis duplex e superduplex é apresentada no anexo 4.

Os aços inoxidáveis duplex pertencem a uma nova classe de materiais que apresentam resistência mecânica superior além de elevada resistência à corrosão em meios agressivos, quando comparados aos aços inoxidáveis convencionais. Estas propriedades superiores são conseguidas através da composição química e do tratamento termomecânico durante a laminação da chapa. Esses fatores produzem uma microestrutura composta por partes aproximadamente iguais de ferrita e austenita.

Em relação às propriedades, os aços inoxidáveis duplex combinam algumas das características dos aços austeníticos e ferríticos. A resistência à tração dos aços duplex é aproximadamente igual à dos aços austeníticos, a tensão de escoamento é cerca de duas a três vezes maior e a resistência à corrosão sob tensão do duplex é maior que a dos aços austeníticos (SENATORE; FINZETTO; PEREA, 2007).

Fazendo-se uma comparação entre os aços inoxidáveis austeníticos mais usados, AISI 304, 304L 316 e 316L, com um aço duplex, UNS S31803 (SAF 2205), pode-se notar que, em testes laboratoriais, o aço duplex tem mostrado boa resistência à corrosão sob tensão.

#### 3.2.4.2 Aplicações e Propriedades Físicas

Os aços duplex ocupam hoje uma posição de destaque dentro da classe dos inoxidáveis. A tabela 3 mostra algumas das várias aplicações em diversos setores da indústria.

Segmento	Tipo de Aço			
Indústrial	23% Cr, sem	22% Cr,+Mo	25%Cr	26-27 %Cr
	Mo, PRE=25	30 <pre<36< td=""><td>32<pre<40< td=""><td>PRE&gt;40</td></pre<40<></td></pre<36<>	32 <pre<40< td=""><td>PRE&gt;40</td></pre<40<>	PRE>40
Processos	Tubulações	Tanques de	Extratores de uréia,	Tubulações, bombas,
Químicos		produtos	reatores, agitadores,	sistemas de refrigeração
		químicos	trocadores de calor	de água de mar
Petroquímico	Reatores	Unidades de	Carcaças de bombas	Tubulações para meios
	tubulares	dessalinização e	de dessulfuração	contendo C1 ou HC1
	revestidos	destilização		
Papel e	Digestores,	Digestores	Digestores e	Equipamentos de
celulose	preaquecedores	contendo sulfetos	preaquecedores	branqueamento com
	e evaporadoes	e sulfitos		cloretos
Geração de	Reaquecedores,	Tubos de injeção		Trocadores de calor,
energia	aquecedores de	de alta		geotérmicas e
	água de	velocidade, poços		dessalizadoras
	alimentação	geométricos		
Extração de	Resfriadores,	Estruturas e	Transporte de gás	Sistemas de
petróleo e gás	tubulações e	revestimentos	sulfuroso, bombas	refrigeração, bombas,
- offshore	linhas de	$(H_2S e CO_2)$	de injeção de água	vasos de pressão, de
	distensão.		salgada.	válvulas, separadores.

Tabela 3 - ALGUMAS APLICAÇÕES DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX

Fonte: PAREDES (1999)

# 3.3 USO DE AÇOS INOXIDÁVEIS E PRINCIPAIS PROBLEMAS

3.3.1 Emprego de aços inoxidáveis a baixas temperaturas

Os aços carbono apresentam comportamento frágil, isto é, fraturam-se com relativa facilidade quando as temperaturas são muito baixas. Para temperaturas criogênicas, os materiais indicados são os aços com estrutura austenítica, que mantêm um comportamento dúctil. Os aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos têm sua fragilidade bastante aumentada em temperaturas da ordem de -20°C, não sendo recomendável a sua utilização quando as temperaturas forem inferiores a esta. Os tipos AISI 304, AISI 310 e AISI 347 podem ser empregados sob temperaturas de até

-240°C (ponto de ebulição do neônio), e os demais tipos austeníticos de até -196°C (ponto de ebulição do nitrogênio).

# 3.3.2 Emprego de aços inoxidáveis a elevadas temperaturas

A principal propriedade mecânica que deve ser considerada para serviço realizado sob temperaturas elevadas é a resistência à fluência (tabela 4). O processo de fluência consiste na deformação do material com o tempo, quando sujeito a esforços mecânicos, no caso de temperaturas elevadas. Sendo que como critério de projeto mecânico, os materiais são selecionados de acordo com o comportamento, sendo aços resistentes a fluência os do tipo Cr-Mo, Cr-Ni-Mo ou Cr-Mo-V. Na tabela 4 estão representadas, para os principais tipos de aços inoxidáveis, as tensões admissíveis para serviços realizados a alta temperatura, bem como, na tabela 5 os limites máximos de temperatura, limites esses estabelecidos pela ASME (*American Society of Mechanical Engineers*) através do código ASME, SEC VIII.

Tensões admissiveis para serviços realizados a quente							
Designação	Limites de temperatura °C		Tensões admissiveis-(kg/mm²)-ASME VIII				
AISI	Normas	Uso prático	40°C	210°C	370°C	540°C	650°C
405	540	470	10,5	9,3	8,4	2,8	-
410	650	570	11,4	10,1	9,2	4,5	0,7
410S	650	550	10,5	9,3	8,4	4,5	0,7
430	650	570	12,3	10,9	9,9	4,5	1,2
Tensões admissi	Tensões admissiveis para serviços realizados a quente						
Designação	Limites de temperatura °C Tensé			đmissiveis-(kg/mm <sup>2</sup> )-ASME VIII			
AISI	Normas	Uso prático	40°C	250°C	425℃	650°C	815℃
304	815	620	13,2	11,2	10,6	4,2	1
304L	425	400	11	10,1	9,2	-	-
310	815	620	13,2	10,9	10,5	4,2	0,5
316	815	620	13,2	12,6	11,1	5,3	0,9
316L	455	400	11	10,1	8,7	-	-
317	815	620	13,2	12,6	11,1	5,3	0,9
321	815	600	13,2	12	10,8	2,5	0,2
347	815	600	13,2	10,5	10,3	3,1	0,5

Tabela 4 - TENSÕES ADMISSÍVEIS PARA SERVIÇOS REALIZADOS A QUENTE.

Fonte: PAREDES (1999)

Orientação para seleção de aços inoxidáveis sob temperaturas elevadas					
Atmosfera	Temperatura Máx em serviço continuo °C	Aço recomendado	Observações		
	650	5 - 6% Cr	Solda delicada		
	850	Ferritico 17% Cr	Solda delicada		
			Pouca resistência		
			a fluência		
	900	Austenitico 18-8			
		e suas variedades			
Oxidante	1100	Ferritico 28% Cr	Evitar solda		
		Austenitico 25-12	Baixa resistência		
		Austenítico 25-20	a fluência		
		Austenítico 35Ni - 20Cr			
	1150	Ligas Ni-Cr 60-20			
		ou 80-20			
	900	Austenitico 18-8			
Redutora	1000	Austenítico 25-20			
carburizante		Austenítico 35Ni - 20Cr			
	1100	Ligas Ni-Cr			
	700	Austenítico 18-8			
Redutora	750	Ferritico 17% Cr	Evitar solda		
sulfurosa	900	Austenítico 25-12			
		Austenítico 25-20			
	1000	Ferritico 28% Cr	Evitar solda		
			Pouca resistência		
			a fluência		

#### Tabela 5 - — ORIENTAÇÃO PARA SELEÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS SOB TEMPERATURAS ELEVADAS.

Fonte: PAREDES (1999)

# 3.3.3 Corrosão intergranular

Quando aquecidos entre 450 e 850 °C, os aços inoxidáveis austeníticos sensitizam. Cr e C se combinam nessa faixa de temperaturas para precipitar nos contornos de grão como carbonetos de cromo (Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>). Esta precipitação é conhecida como sensitização.

Como cada molécula de carboneto de Cr contém, em peso, aproximadamente 95% de Cr, uma grande quantidade de Cr é removida das adjacências dos contornos de grão durante essa precipitação. Como consequência temos uma forte descromização das regiões próximas aos contornos de grão, regiões que não resistirão ao ataque de certos meios agressivos. Esta forma de corrosão é conhecida como corrosão intergranular. Quanto maior seja o teor de C do material, maior será a quantidade de Cr removido da solução sólida durante essa precipitação e maior será a susceptibilidade do material a corroer intergranularmente. Certos meios ácidos, como ácido nítrico e ácido sulfúrico, atacam intergranularmente os aços inoxidáveis sensitizados, e são também mais sensíveis a outras formas de corrosão, como a corrosão por pites e a CST (PAREDES, 2020).

Os maiores problemas de sensitização estão relacionados à soldagem. Durante o resfriamento após soldagem, os aços inoxidáveis austeníticos podem sensitizar, devido a que parte do material fica submetida a temperaturas dentro da faixa crítica. Em determinados meios poderá existir corrosão intergranular em duas faixas paralelas e próximas ao cordão de solda. (JEFFERSON, 1962)

A sensitização existente numa peça soldada pode ser eliminada tratando a peça a temperatura superior à 1050 °C e resfriando rapidamente. Após o tratamento térmico, o carboneto de Cr precipitado durante a operação de soldagem é decomposto em altas temperaturas, o Cr fica novamente em solução sólida e o rápido resfriamento não dará ao Cr e C tempo suficiente para que se combinem novamente. Mas esta técnica nem sempre é possível de ser utilizada, devido ao tamanho e forma complexa de certas peças. O tratamento térmico poderá introduzir distorções e também tensões térmicas, além de oxidar a peça obrigando a uma nova decapagem. (PAREDES, 2020).

Segundo PAREDES, 2020, pode-se utilizar como prevenção:

- Se o C é o problema, a solução é a redução do teor de C dos inoxidáveis austeníticos. Assim, existem os aços inoxidáveis austeníticos extra baixo carbono, com carbono limitado em 0,03%, nos quais as possibilidades de acontecer sensitização são muito reduzidas. Para uma determinada temperatura, quanto menor é o teor de carbono, maior é o tempo necessário para provocar a sensitização;

- A utilização de estabilizadores, como Ti e Nb, nos aços inoxidáveis estabilizados, é outra solução para o problema da sensitização. Esses dois elementos

têm, pelo C, uma afinidade maior que aquela que o Cr tem pelo C. Precipitam assim carbonetos de Ti e Nb e o Cr continua em solução sólida;

- Utilizar sempre aços inoxidáveis austeníticos nos quais foi praticado um tratamento de solubilização;

- Não aquecer o material para facilitar a conformação do mesmo;

- Em operações de soldagem, utilizar apenas eletrodos e materiais consumíveis corretamente especificados;

- Evitar contaminação da solda com substâncias que contenham carbono.

# 3.3.4 Ação da água do mar sobre os aços inoxidáveis

A água do mar é um meio corrosivo complexo constituído de solução de sais contendo matéria orgânica viva, *silt*, gases dissolvidos e matéria orgânica em decomposição. Logo, a ação corrosiva da água do mar não se restringe à ação isolada de uma solução salina, pois certamente ocorre uma ação conjunta dos diferentes constituintes. (GENTIL, 1996)

Para o caso dos aços inoxidáveis em água do mar, embora a corrosão uniforme seja pequena, pode ocorrer corrosão localizada sob a forma de pites ou alvéolos. Principalmente em condições em que se tenham:

- Áreas de estagnação em água do mar ou áreas em água do mar com baixa movimentação (em geral, menor do que 1,2 a 1,6 m/s);

- Presença de incrustações, ou biofouling;

- Presença de frestas, ocasionando a corrosão por frestas (GENTIL, 1996).

A adição de Mo aos aços inoxidáveis melhora a resistência à corrosão por pite, daí se preferir usar o aço AISI 316, em vez do AISI 304 em instalações submersas em água do mar. Para resistirem à corrosão por frestas foram desenvolvidos aços inoxidáveis com teores mais elevados de Cr, Ni e Mo, contendo 20% Cr, 18% Ni e 6,1% Mo. É interessante assinalar que a área anódica não é a do cordão de solda (isto evidentemente, considerando-se que o material de solda seja o mesmo do material a ser soldado), e sim a área em torno do mesmo. Essa corrosão em torno do cordão de solda está geralmente associada a aços inoxidáveis, como os tipos AISI 304, 309, 310, 316 ou 317, que tenham sido aquecidos em temperaturas entre 400-950 °C e em seguida colocados em meios corrosivos que atacam os contornos dos grãos (GENTIL, 1996).

Também temos que o aquecimento de aços inoxidáveis ferríticos ou austeníticos, sem determinadas especificações, torna-os passíveis de sofrerem corrosão intergranular, o que reduz bastante a resistência mecânica desses materiais. Assim, quando o aço é submetido a uma determinada temperatura que o torna sujeito à corrosão intergranular, diz-se que o aço está sensitizado ou sensibilizado. Para os aços austeníticos a temperatura de sensitização está entre 400-900 °C e para os ferríticos em torno de 925 °C (PAREDES, 2020).

A extensão do ataque pelo aquecimento de ligas, nessa faixa de temperatura, depende do tempo: aquecimento em temperaturas elevadas, cerca de 750 °C, durante alguns minutos, sendo equivalente ao aquecimento em temperaturas baixas durante algumas horas.

A extensão de sensitização, em uma dada temperatura e em um dado tempo, depende muito do teor de C no aço. Assim, um aço AISI 304 (18% Cr, 8% Ni), contendo 0,1% ou mais de C, pode ser severamente sensitizado quando aquecido a 600°C durante 5 minutos. Entretanto, um aço similar contendo 0,06% de C é muito menos sensitizado e um aço com 0,03% de C, nas mesmas condições de aquecimento, não sofre praticamente nenhum ataque intergranular quando colocado em meio corrosivo. As propriedades físicas do aço inoxidável após a sensitização, não são muito alteradas; entretanto a liga se torna menos dúctil e, quando colocada em meio corrosivo, se corrói ao longo dos contornos dos grãos a uma velocidade que vai depender do poder corrosivo do meio e da extensão da sensitização (GENTIL, 1996).

A corrosão intergranular de aços inoxidáveis deve ser sempre considerada quando esses materiais passam por um tratamento térmico prolongado em temperaturas inferiores a 500 °C, ou aquecimentos rápidos em temperaturas entre 500-950 °C como, por exemplo, na soldagem. A soldagem de aços austeníticos pode

torná-los sujeitos à corrosão intergranular, isto é, ficam sensitizados. A região de sensitização fica situada alguns milímetros em torno de toda a extensão do cordão de solda, daí ser chamada corrosão em torno de cordão de solda (PAREDES, 2020).

Pode-se explicar a razão dessa sensitização da seguinte forma: a placa metálica, perto da solda, estará naturalmente em temperatura muito elevada durante a operação de soldagem, pois ficará em contato com o material de solda fundido. O metal de solda atinge uma temperatura acima de 1.650 °C e devido à relativamente fraca condutividade térmica do aço AISI 304 e também à rapidez da operação da solda, há formação de um gradiente de temperatura no material, havendo na região de temperatura de sensitização a precipitação dos carbonetos ou carbonitretos. Quando esse material é colocado em meio corrosivo, há ataque localizado nessa região. Deve-se notar que a relação tempo-temperatura deve ser levada em consideração, pois a difusão sólida de C e Cr está envolvida. Assim, em chapas finas é menos frequente a sensitização, porque neste caso a soldagem é rápida, bem como o resfriamento. O mesmo acontece em soldas de ponto.

No caso dos aços inoxidáveis, a explicação repousa no empobrecimento de Cr no contorno de grãos. Com o aquecimento na faixa de temperatura entre 400-950 °C, verifica-se precipitação, nos contornos de grãos, de carboneto Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, ou em associação com ferro, na forma de (Cr, Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, deixando essa região deficiente em Cr. Tem-se então, a destruição da passividade do aço nessa região, com consequente formação de uma pilha ativa-passiva, onde os grãos constituem áreas catódicas grandes em relação às pequenas áreas anódicas que são os contornos dos grãos (Associação Brasileira de Corrosão - ABRACO).

Se a liga for rapidamente resfriada, não haverá tempo para a nucleação dos Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> no contorno de grão. A faixa de temperatura onde há sensitização é limitada superiormente pela temperatura acima da qual os carbonetos são solúveis na matriz austenítica e inferiormente pela temperatura mínima para que possa haver difusão do Cr e consequente formação dos carbonetos no contorno de grão (PAREDES, 1999).

A figura 15 apresenta as curvas de sensitização evidenciando que a rapidez de formação dos carbonetos depende dos fatores porcentagem de carbono, temperatura e tempo de aquecimento. A precipitação dos carbonetos ocorre nas regiões à direita das curvas.



# Figura 15 - CURVAS DE SENSITIZAÇÃO PARA VÁRIOS TEORES DE CARBONO.

Os ensaios para caracterizar a sensitização e a corrosão intergranular em aços inoxidáveis austeníticos estão especificados na Norma ASTM A 262 e se baseiam, em sua maioria, na imersão de pequenos corpos de prova em soluções ácidas aquecidas. Em seguida, é feita a determinação do grau de sensitização por perda de peso por unidade de área ou por dobramento do corpo de prova e verificação de fissuras (GENTIL, 1996).

A corrosão intergranular do aço inoxidável, uma das restrições mais severas para o uso desse material, é agora superada por meio de: tratamento térmico adequado, uso de aços inoxidáveis com baixo teor de C; e uso de aços inoxidáveis estabilizados, contendo Nb, Ti ou Ta. (ABINOX, 2020)

O tratamento térmico consiste no aquecimento a 1.050 -1.100 °C, seguido de resfriamento rápido. Essa elevada temperatura dissolve os carbonetos precipitados, ficando o C na solução sólida e o Cr uniformemente distribuído no aço, e o resfriamento rápido impede sua posterior formação. Esse processo só pode ser recomendado quando o tamanho e a situação de equipamentos permitirem, pois nem sempre é possível, já que pode ocorrer oxidação e empenamento ou deformação das peças a essas temperaturas, bem como choque térmico no resfriamento rápido.

A redução do teor de C diminuirá a tendência à sensitização e, consequentemente, à corrosão intergranular. Por isso quando as condições econômicas de produção permitem, recomendam-se aços contendo menos de 0,03% de C como, por exemplo, os aços AISI 304L ou 316L. O baixo teor de C nesses aços diminui muito a tendência à precipitação de carbonetos, mas não podem ser considerados totalmente imunes à corrosão intergranular, principalmente se houver possibilidade de absorção de carbono durante a fabricação ou utilização do material.

A adição de Ti, Nb ou Ta faz-se necessária nos casos em que é impraticável o tratamento térmico para evitar a sensitização do aço inoxidável. Procura-se eliminar a tendência da liga para o ataque intergranular adicionando-se esses elementos que têm maior afinidade pelo C do que o Cr. (GONÇALVES, 2019).

Os elementos mais usados são o Nb e o Ti, que têm a capacidade de reter o C formando carbonetos estáveis. As proporções entre esses elementos e o C recomendadas para aço AISI 304 são aproximadamente Ti/C: 5/1 e Nb/C:10/1. Aços contendo esses elementos são então ditos estabilizados, isto é, não estão sujeitos à corrosão intergranular (PAREDES, 1999).

Visando estabilizar o aço inoxidável durante soldagem procura-se usar eletrodo de solda contendo Nb ao invés de Ti, porque o último tende a oxidar-se a temperaturas elevadas, diminuindo-se assim sua concentração, que pode ficar abaixo da necessária para estabilizar o aço. O Nb se oxida, mas em muito menor proporção. Nem sempre o resultado é positivo, pois o Nb, ou Ti, pode sofrer oxidação antes que ocorra a sua difusão para o aço inoxidável.

Em certas condições, um fenômeno similar conhecido como corrosão em faca (*knife-line attack*), pode ocorrer após soldagem de aço inoxidável austenítico estabilizado com Ti ou Nb. Nesse caso, observa-se uma faixa de corrosão intergranular ao longo do material metálico e adjacente à ZF, ao contrário da corrosão em torno da solda onde a área atacada está afastada da ZF. (PAREDES, 2020)

O mecanismo da corrosão em faca se baseia na solubilidade em alta temperatura, dos carbonetos de Ti ou Nb, em aço inoxidável, e quando se tem resfriamento rápido como soldagem de chapas finas, esses carbonetos não têm tempo para precipitar. Se o material for novamente aquecido na faixa de sensitização, ocorre precipitação rápida do Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, mas a temperatura pode ser pequena para precipitar carbonetos de Ti ou Nb, ficando consequentemente o aço sensitizado. Para evitar a corrosão em faca, procura-se aquecer o material após soldagem, em torno de 1065 °C, a fim de que haja solubilização do Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> e formação dos carbonetos de Ti ou Nb. Entretanto, Castro e Cadenet afirmam que o tratamento térmico não regenera a resistência à corrosão bem como, na prática não devem ser utilizados aços inoxidáveis austeníticos com Ti ou Nb em equipamentos soldados, em meios contendo ácido nítrico concentrado aquecido (PAREDES, 1999).

Não se deve confundir corrosão em torno de cordão de solda com trincas que podem aparecer na ZTA vizinha à solda. Essas trincas são resultantes de um diferencial térmico, de expansão e contração, resultante da grande diferença de temperatura entre a região de solda e a área adjacente do material, relativamente fria. (FEDELE, 2019)

# 3.4 PROPRIEDADES FÍSICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

Um aço inoxidável tem propriedades físicas diferentes de um aço carbono, no que refere, por exemplo, a expansão térmica, condutividade térmica e resistividade elétrica. Estas diferenças têm de ser tomadas em consideração tanto no dimensionamento das peças como na fabricação de estruturas, peças e equipamentos. Na tabela 6 observam-se dados das propriedades físicas comparadas aos aços ao carbono.

No caso dos aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos o coeficiente de expansão térmica é sensivelmente o mesmo que o dos aços ao carbono. No caso de

um aço inoxidável austenítico o coeficiente é cerca de 50% mais elevado. Neste caso, esta diferença dá lugar a maiores esforços de contração, pelo que as chapas de menor espessura se deformam mais facilmente. (PAREDES, 2020)

A condutividade térmica de um aço inoxidável martensítico e ferrítico é cerca da metade a de um aço carbono. No caso de um aço inoxidável austenítico é apenas um terço do de um aço ao carbono. Desta forma, o calor permanece numa soldagem e nas suas vizinhanças durante mais tempo, gerando com isso muitas dificuldades de atingir as especificações dimensionais de uma estrutura e/ou equipamento. (PAREDES, 1999)

Propriedades		A		
Fisicas	Austeniticos	Ferriticos	Martensiticos	Ao Carbono
Densidade [g/cm <sup>3</sup> ]	7,8-8,0	7,8	7,8	7,8
E [GPa]	193-200	200	200	200
Coef. Expansão térmica	17-19,2	11,2-12,1	11,6-12,1	11,7
[10 <sup>-6</sup> m/m/°C]				
Condutividade Térmica	18,7-22,8	24,4-26,3	28,7	60
(100°C) [W/m.K]				
Calor Especifico (0°C a	69-108	59-67	55-72	12
100°C) [J/Kg.K]				

Tabela 6 - PROPRIEDADES FÍSICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS COMPARADAS AO AÇO AO CARBONO.

Fonte: PAREDES (1999)

A resistividade elétrica de um aço inoxidável é entre 4 e 7 vezes maior que a de um aço ao carbono. Isto significa que os eletrodos inoxidáveis revestidos atingem maior temperatura pelo calor gerado por efeito Joule, razão pela qual devem ser mais curtos, a fim de evitar excessivo aquecimento. Além disso, as correntes de soldagem, com os eletrodos inoxidáveis, são geralmente mais baixas que no caso dos eletrodos de aço ao carbono.

# 3.5 SOLDABILIDADE DOS AÇOS INOXIDÁVEIS

### 3.5.1 Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos

3.5.1.1 Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais

O comportamento metalúrgico dos aços inoxidáveis martensíticos é, similar ao dos aços carbono temperáveis. Como estes, eles podem ser austenitizados quando aquecidos a uma temperatura suficientemente alta e, ao serem resfriados, a austenita se transforma. Os produtos desta transformação dependem da velocidade de resfriamento. Para baixas velocidades, eles serão ferrita e carbonetos e, para velocidades suficientemente altas, a austenita se transforma em martensita.

De acordo com KUO (1953), a presença de Cr altera o diagrama Fe-C, resultando em um deslocamento do ponto eutetóide para menores teores de C e para maiores temperaturas, reduzindo a solubilidade deste elemento e causando a formação de carbonetos diferentes da cementita. Esta é comum em ligas com menores teores de Cr. Para teores maiores, aparecem carbonetos do tipo (Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> e (Cr, Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Como consequência, as propriedades destas ligas dependerão fortemente dos teores de C e de Cr e também dos tratamentos térmicos utilizados.

Devido ao seu elevado teor de Cr, os aços inoxidáveis têm elevada temperabilidade e podem ser temperados por um resfriamento ao ar desde temperaturas superiores a 820 °C, exceto para peças de grande espessura. Para um aço com 0,12% de carbono e 12% de cromo, as temperaturas Ms e Mf se situam, respectivamente, entre 300-350 °C e 150-180 °C. Estas temperaturas diminuem quando o teor de Cr ou de outro elemento de liga é aumentado. (MODENESI, 2001)

Os aços inoxidáveis martensíticos são normalmente utilizados na condição temperado e revenido ou na condição recozida. No primeiro caso, a têmpera induz uma estrutura dura e frágil, que pode ser amaciada pelo revenimento, que causa a precipitação de uma fina dispersão de carbonetos. A escolha das temperaturas de têmpera e de revenido, permite a obtenção de diferentes combinações de propriedades mecânicas. Na condição recozida, obtida geralmente por resfriamento em forno, o aço apresenta uma estrutura de ferrita e carbonetos macia e com menor resistência à corrosão. (REVISTA GEOLOGIA E METALURGIA, 1955)

Além de Fe, Cr e C, os aços inoxidáveis martensíticos podem ter adições de pequenas quantidades de outros elementos como Mo, W, V, ou Ni, usados principalmente para melhorar a resistência à fluência em altas temperaturas. Outros elementos estabilizadores da austenita podem ser usados em substituição parcial ao C, para melhorar a soldabilidade destes aços. É o caso, por exemplo, da utilização de 2 a 4% de Ni para a obtenção de um aço totalmente temperável, com 16 a 20% de Cr e apenas 0,1% de C. Neste caso consegue-se um aço com melhor soldabilidade, devido ao baixo teor de C, e com melhor resistência à corrosão, devido ao seu elevado % de Cr e baixo teor de C.

Formação da estrutura da zona fundida ZF e da ZTA:

A poça de fusão se solidifica na forma de ferrita delta, que posteriormente se transforma em austenita. A transformação completa da ferrita delta ocorre somente se os teores de Cr, C e outros elementos de liga estiverem corretamente ajustados. Si, Mo e Al, por exemplo, estabilizam a ferrita delta. Uma vez que formam carbonetos muito estáveis, Nb e V têm efeito comparável a uma redução no teor de carbono e sua presença exige uma redução no teor de Cr para garantir a formação de uma estrutura totalmente austenítica durante o resfriamento (MODENESI, 2001).

Contudo. mesmo а liga tenha uma que composição correta. termodinamicamente, a transformação da ferrita delta em austenita pode ser incompleta, devido à velocidade de resfriamento elevada, como é na soldagem. A segregação pode causar a estabilização da ferrita tanto no centro das dendritas (devido à rejeição de C pelo sólido) como nas regiões interdendríticas (pela concentração de elementos estabilizadores da ferrita no último líquido a se solidificar). Em geral, a presença de muita ferrita delta remanescente na ZF é indesejável, pois esta fase não pode ter suas propriedades controladas por tratamentos térmicos. Além do mais, a ferrita delta tende a ser um constituinte frágil, podendo prejudicar a tenacidade da solda. (HAMMAR, 1979)

Devido à sua elevada temperabilidade, tanto a ZF quanto a ZTA austenitizada pelos ciclos térmicos se transformam em martensita no resfriamento e a dureza destas regiões dependerá primariamente da composição química, particularmente do teor de C. O procedimento da soldagem e o tratamento térmico inicial da peça terão pouca influência nesta dureza. Dependendo de suas temperaturas Ms e Mf e da presença de segregação, a microestrutura destas regiões poderá ser formada por martensita, por martensita e ferrita delta ou por martensita (ou martensita com ferrita delta) e austenita retida.

Aços inoxidáveis austeníticos, tais como os tipos AISI 308, 309 ou 310 podem ser utilizados como metal de adição na soldagem dos aços martensíticos ou destes com outro tipo de aço inoxidável. Nestas condições, a ZF não é endurecível, possuindo boa tenacidade e ductilidade na condição soldada. Peças soldadas com este tipo de metal de adição são geralmente colocadas em serviço com tratamento térmico pós-soldagem. Entretanto, para a sua utilização, deve-se considerar cuidadosamente as possíveis consequências devido a diferenças de propriedades mecânicas, físicas e químicas entre a ZF e o metal de base.

Fissuração devido à formação de martensita:

A martensita é uma fase dura e frágil e a sua fragilidade aumenta com o teor de carbono. A presença de tensões elevadas, concentradores de tensão e, particularmente, de hidrogênio pode levar à formação de trincas na solda. Estas trincas podem se propagar rapidamente através de toda a solda. O mecanismo de fissuração parece ser similar ao que ocorre em aços carbono e de baixa liga temperáveis durante a soldagem. As trincas são formadas tanto na ZF quanto na ZTA. No primeiro caso, elas são mais comuns quando a temperabilidade da ZF é semelhante à da ZTA e no segundo caso, quando a ZF é menos temperável.

Segundo PAREDES 2020, o risco de fissuração aumenta com o aumento da dureza da martensita. Como no caso dos aços de baixa liga, a dureza da martensita aumenta com o teor de carbono (Tabela 7).

Teor de carbono (%)	0,068	0,133	0,206	0,45	0,6
Dureza Vickers (HV)	364	462	480	590	620

Tabela 7 - DUREZA DE UM AÇO COM 12% Cr, TEMPERADO DE 1050 °C.

Fonte: PAREDES (2020)

A dureza aumenta também com a temperatura de têmpera, o que é particularmente significativo para soldagem. Devido à sua elevada dureza, os aços inoxidáveis martensíticos com teor de C superior a 0,30% não são geralmente soldados. Entretanto, quando necessitarem ser soldados, estes aços exigirão a adoção de um procedimento de soldagem especial, para evitar a fissuração. Neste caso, eles são geralmente tratados termicamente imediatamente após a soldagem. Além do controle do teor de carbono do aço e do grau de restrição da junta, medidas adicionais devem ser tomadas para reduzir o risco de formação de trincas em aços inoxidáveis martensíticos. Estas medidas incluem, por exemplo:

 Minimizar o teor de hidrogênio na solda pela utilização de processos de baixo hidrogênio e de outras medidas que evitem a presença de umidade ou substâncias orgânicas na junta a ser soldada;

- Pré-aquecer a junta, controlar a temperatura entre passes e tratar termicamente a peça após soldagem, quando necessário e possível. A aplicação de pré-aquecimento e de controle da temperatura entre passes é considerada a melhor maneira de se evitar a fissuração. A efetividade destas medidas está ligada possivelmente ao alívio de tensões de contração e à maior difusão de hidrogênio para fora da junta, enquanto a temperatura está a uma temperatura acima do ambiente. O teor de C do aço é o fator mais importante na determinação das condições de pré-aquecimento. Espessura da junta, metal de adição, processo de soldagem e grau de restrição são outros fatores. Embora seja difícil definir antecipadamente o valor da temperatura de preaquecimento, esta se situa, em geral, entre 100 e 300 °C. Aços com 13% de Cr e com teor de carbono inferior a 0,1% podem frequentemente ser soldados sem pré-aquecimento, se a espessura for inferior a 10 mm. A Tabela 8 mostra algumas temperaturas de pré-aquecimento, energia de soldagem e tratamento térmico pós-soldagem a serem usados nos aços inoxidáveis martensíticos;

Tabela 8 - SUGESTÕES QUANTO À TEMPERATURA DE PRÉ-AQUECIMENTO, ENERGIA DE SOLDAGEM E TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM PARA AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS.

Teor (%) de carbono	Temperatura de preaquecimento 👷	Energia de soldagem	Tratamento térmico pós-soldagem
<0,10	15 (mínima)	Normal	Opcional
0,10 - 0,20	205 - 260	Normal	Resfriamento lento tratamento opcional
0,20 - 0,50	260 - 315	Normal	Tratamento necessário
>0,50	260 - 315	Elevada	Tratamento necessário

Fonte: PAREDES (2020)

Usar metal de adição austenítico. Neste caso, a ZF obtida é macia e dúctil à temperatura ambiente, reduzindo as solicitações mecânicas na ZTA e, reduzindo o risco de fissuração. Além disso, devido à maior solubilidade do hidrogênio e sua maior mobilidade na austenita, este tende a não atingir a ZTA.

Tratamento térmico pós-soldagem:

As funções do tratamento térmico pós-soldagem são:

• Revenir ou recozer a ZF e a ZTA para diminuir a dureza ou melhorar a tenacidade;

- Diminuir as tensões residuais associadas com a soldagem; e
- Permitir a difusão do hidrogênio.

O tratamento de revenimento é geralmente feito entre 600 e 850 °C, por algumas horas, para se obter na região de solda propriedades mecânicas semelhantes às do metal de base. Deste ponto de vista os resultados poderão ser diferentes se o revenimento for feito a partir de uma estrutura completamente martensítica ou de uma estrutura contendo quantidades elevadas de austenita. No segundo caso, a austenita pode se decompor resultando em uma estrutura ferrítica grosseira, com carbonetos também grosseiros, precipitados principalmente nos

contornos de grão. Devido a isso, essa estrutura é relativamente frágil. (SOLOMON, 1982)

Assim, se a operação de soldagem é terminada com a junta a uma temperatura próxima de Ms, e esta é colocada imediatamente em um forno para revenimento, as suas propriedades mecânicas poderão não ser melhoradas, mesmo que este procedimento se mostre efetivo para evitar a formação de trincas. As melhores propriedades podem ser obtidas submetendo-se a peça a um tratamento completo de têmpera e revenimento, o que geralmente não é possível, ou permitindo que a junta resfrie até completar a transformação martensítica e, só então, submetendo-se ao revenimento. Este último procedimento permite a obtenção de soldas com propriedades mecânicas semelhantes àquelas do metal de base no estado temperado e revenido. Ele exige, entretanto, o conhecimento do valor de Ms, do aço sendo soldado e, para estruturas pesadas, implica na necessidade de um controle rigoroso da temperatura da peça, pois, à medida que esta temperatura diminui, o risco de fissuração aumenta. (FORTES, 2005)

O recozimento completo da solda causa a formação de uma estrutura completamente ferrítica com carbonetos relativamente grosseiros. Este tratamento deve ser feito somente quando uma baixa dureza for necessária, pois esta estrutura apresenta uma menor resistência à corrosão e necessita de um elevado tempo de austenitização para redissolver os precipitados. A Tabela 9 mostra exemplos de temperaturas de tratamentos térmicos para aços inoxidáveis martensíticos. Para a eliminação do hidrogênio, um tratamento térmico a uma temperatura mais baixa do que as utilizadas para revenimento, por exemplo, em torno de 300 °C, pode ser utilizado. (D'OLIVEIRA, 2020)

Tipo	Faixa de temperatura para	Faixa de temperatura para
	revenimento [°C]	recozimento [°C]
403, 410, 416	650 - 760	830 - 890
414	650 - 730	Não recomendado
420	680 - 760	830 - 890
431	620 - 700	Não recomendado
440 A, B e C	620 - 650	845 - 900

Tabela 9 - TEMPERATURAS DE TRATAMENTO TÉRMICO PARA AÇOS INOXIDÁVEIS MARTENSÍTICOS.

Fonte: D'OLIVEIRA, 2020

### 3.5.1.2 Soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos macios

A ideia básica para o desenvolvimento dos aços inoxidáveis martensíticos com boas propriedades de soldagem foi baseada na diminuição da quantidade de carbono para melhorar a tenacidade da estrutura martensítica, diminuindo assim a sensibilidade a trincas a frio, sendo necessária a adição de 4 a 6% de níquel determinando uma estrutura com menor quantidade possível de ferrita  $\delta$ . Para melhorar a resistência à corrosão juntamente com a resistência à fragilização por revenido adiciona-se 0,5 a 2% de molibdênio (FOLKHARD, 2012). O efeito combinado de cromo e níquel na temperatura de transformação em um sistema com razão entre Cr/Ni de 3:1, é observado na figura 16.

Figura 16 - DIAGRAMA DE FASES FERRO-CROMO-NÍQUEL, PARA RAZÃO CROMO/NÍQUEL IGUAL A 3:1.



Fonte: THUM (1932)

Os aços inoxidáveis martensíticos macios solidificam a partir de cristais de ferrita  $\delta$ . A transformação de ferrita  $\delta$  em austenita  $\gamma$  tem início próximo a 1300 °C e sendo completada a transformação por volta de 1200 °C. Devido às altas taxas de resfriamento que ocorrem durante as operações de soldagem, pequenas quantidades de ferrita  $\delta$  são super-resfriadas durante a transformação de ferrita  $\delta$  em austenita  $\gamma$ . De forma similar, a transformação austenita  $\gamma$  em martensita leva a microestrutura a apresentar pequena quantidade de austenita retida, entre 1 e 20%, devido às taxas de resfriamento durante o processo de soldagem e a baixa temperatura de transformação martensítica (Ms), entre 200 e 250 °C. Portanto as uniões soldadas de aços inoxidáveis martensíticos macios do tipo CA6NM, na condição como soldada, apresentam estrutura martensítica macia com pequenas quantidades de austenita retida e ferrita  $\delta$  (FOLKHARD, 2012).

A excelente tenacidade destes aços deve-se principalmente a formação de uma dispersão fina e regular de austenita estável, não visível em microscópio ótico, obtida a partir do tratamento de revenido ao redor de 600 °C. Esta dispersão é estável mesmo em temperaturas próximas a -196 °C. Quando a temperatura passa de 615 °C, a austenita estável decresce, praticamente dissolvida novamente em austenita instável e novamente susceptível a transformação martensítica.

No tratamento térmico de revenimento o efeito da temperatura nas propriedades de: tensão de escoamento, tensão máxima, energia de impacto e configuração estrutural, existem três tipos de austenita: cerca de 7% de austenita residual, devido à transformação  $\gamma$  -  $\alpha$  em elevadas taxas de resfriamento; austenita fina dispersada de forma estável, precipitada durante o revenimento e austenita instável, sendo que esta transforma-se em martensita durante o resfriamento após o revenimento. Quando da necessidade de elevados valores de tenacidade, até mesmo em temperaturas abaixo de zero, TTPS (tratamento térmico pós-soldagem) a 600 °C ou normalização a 950 °C seguido de TTPS simples ou duplo podem ser necessários.

O processo de normalização é realizado em temperaturas entre 950 e 1050 °C. O princípio deste tratamento térmico é promover uma homogeneização da estrutura pela dissolução da ferrita δ e austenita retida, as quais são produtos da solidificação em uma condição fora do equilíbrio. O revenimento a 600 °C tem a função de precipitar uma dispersão fina de austenita ao longo das lamelas de martensita revenida e contornos de grão da austenita inicial conferindo assim uma maior tenacidade à estrutura.

Devido ao rápido resfriamento nas etapas de têmpera ou soldagem a arco o C permanece em uma solução supersaturada formando a martensita. Durante o revenimento este C em solução supersaturada precipita a partir da martensita na forma de carbonetos, como M<sub>3</sub>C, M<sub>2</sub>(C, N), M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> e M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. O revenimento irá produzir principalmente carbonetos relativamente grosseiros do tipo M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> e carbonetos finos irregularmente dispersos do tipo M<sub>2</sub>(CN) (PAREDES, 1999).

O processo de precipitação de carbonetos nestes aços ocorre principalmente na faixa de 400 a 550 °C, ocasionando o fenômeno de fragilização por revenido. Tratamentos térmicos pós-soldagem nesta faixa de temperatura, ou exposições durante o serviço, devem ser evitados. Este problema pode ser minimizado durante tratamento térmico pós-soldagem por um aquecimento acima desta faixa de temperatura, seguido de um rápido resfriamento. No caso de componentes de elevada massa como rotores, nenhuma taxa de resfriamento é rápida o suficiente e alguma fragilização é inevitável. Aços inoxidáveis martensíticos apresentam tenacidades à fratura menores quando revenidos na faixa de temperatura responsável pela precipitação de carbonetos.

3.5.1.3 Soldabilidade dos aços inoxidáveis supermartensíticos.

Trincas a frio induzidas por hidrogênio:

Devido à alta dureza e a fragilidade da martensita, os aços inoxidáveis martensíticos convencionais eram considerados como a família de aços inoxidáveis de maior dificuldade para a soldagem pois, durante a soldagem, a transformação da austenita em martensita é acompanhada de uma abrupta redução da solubilidade do hidrogênio. Esta redução resulta em uma supersaturação e na liberação de moléculas de hidrogênio em microdefeitos na ZTA e também na ZF. Esta liberação na forma molecular, introduz altas tensões capazes de dar origem a trincas na temperatura ambiente no interior de estruturas de alta dureza e fragilidade.

O menor teor de carbono dos aços inoxidáveis supermartensíticos resulta em uma martensita dúctil e macia a qual, quando da soldagem utilizando um processo de soldagem com baixo hidrogênio, torna o risco de trinca a frio praticamente nulo. Desta forma os aços inoxidáveis supermartensíticos são considerados de melhor soldabilidade comparado aos demais aços martensíticos.

De maneira geral, os aços supermartensíticos são soldados utilizando metais de adição similares ou ainda do tipo superduplex (tipicamente 25 Cr,10 Ni, 3,5 Mo 0,25 N %p). O uso de metais de adição similares deve ter preferência quando da necessidade de maior resistência mecânica do metal de solda em relação ao metal base. Por outro lado, ligas superduplex são utilizadas a fim de conferir maior tenacidade e resistência à corrosão (MÜRI, 2009).

As regiões de solda decorrentes de um simples passe de raiz sobre um aço inoxidável supermartensítico foram recentemente caracterizadas utilizando microscopia óptica por ENERHAUG, GRONG e STEINSMO (2001), CARROUGE, THIBAULT, PHILIPPE BOCHERB e MARC THOMAS (2008) como segue (Figura 17).

(i) Região parcialmente fundida, localizada adjacente à linha de fusão. É nesta região onde ocorre a formação dos novos grãos de ferrita delta durante o aquecimento.

(ii) Região na qual se transforma completamente em ferrita delta com significativo crescimento dos grãos. Também chamada de zona termicamente afetada de grãos grosseiros (ZTA GG).

(iii) Região com parcial transformação de austenita em ferrita delta a alta temperatura durante o aquecimento.

(iv) Região com completa formação de austenita durante o aquecimento.

 (v) Região com parcial transformação da martensita revenida em austenita a baixa temperatura durante o aquecimento.


### Figura 17 - DIAGRAMA ESQUEMÁTICO ILUSTRANDO MUDANÇAS ESTRUTURAIS QUE OCORREM NA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERMARTENSÍTICO

Fonte: adaptado de ENERHAUG, GRONG e STEINSMO (2001)

Propriedades da ZTA:

O comportamento da junta soldada está condicionada em grande parte ao desempenho da ZTA sob condições de esforço mecânico e de ambiente. Recentemente fraturas catastróficas foram registradas na ZTA de aços inoxidáveis supermartensíticos.

Dureza: Na ZTA, a partir do metal base, a dureza atinge um valor máximo entre 350e375 HV e então tende a diminuir suavemente em direção às regiões da ZTA submetidas à maiores temperaturas. O aumento inicial de dureza é decorrente da formação de martensita a temperaturas superiores a Ac1, enquanto a razão para o decréscimo desta, a princípio, estaria relacionada à formação de ferrita delta ou ainda pelo efeito do tamanho de grão grosseiro (PAREDES, 2020).

Resistência ao impacto: De maneira geral, os aços inoxidáveis supermartensíticos são capazes de alcançar altos valores de resistência ao impacto. Valores típicos para um aço 12 Cr 6 Ni 2 Mo %p encontram-se acima de 200 J a -60 °C (PAREDES, 1999).

Efeito da ferrita  $\delta$ : Visto que a ferrita  $\delta$  nem sempre se encontra presente no interior da estrutura dos aços supermartensíticos, seu efeito na resistência ao impacto é ainda pouco divulgado. No entanto, a redução da resistência ao impacto na ZTA em aços inoxidáveis martensíticos contendo consideráveis porcentagens de ferrita  $\delta$  foi bem documentada. A ZTA dos aços inoxidáveis semi-ferríticos pode ser quase que totalmente ferrítica com alguma martensita ou ao contrário, praticamente martensítica com alguma ferrita. Quando a ferrita é a fase predominante na ZTA, a presença de martensita nos contornos de grão reduz a temperatura de transição dúctil frágil. Por outro lado, a estrutura quase que totalmente martensítica contendo pequenas quantidades de ferrita. apresenta também reduzida tenacidade (CARROUGE; BHADESHIA; WOOLLIN, 2004).

Efeito da austenita: O efeito da presença da austenita sobre a resistência ao impacto na ZTA dos aços inoxidáveis supermartensíticos ainda não está totalmente caracterizado. Entretanto a presença de austenita na forma de finos finamente distribuídos no interior do metal de solda destes indica um aumento na resistência ao impacto a temperaturas subzero (KARLSSON et al., 2001).

Estudos de simulação térmica da ZTA dos aços inoxidáveis martensíticos revelaram a ausência de austenita em regiões da ZTA cuja temperatura tenha alcançado valores superiores à 1200 °C (WOOLLIN, 1998). Consequentemente, a menos da realização de tratamento térmico pós-soldagem, nenhuma austenita retida é esperada na região de alta temperatura da ZTA, considerando o depósito de um único cordão de solda.

Resistência à corrosão: A resistência à corrosão da ZTA dos aços inoxidáveis supermartensíticos é similar à resistência do material base considerando-se corrosão generaliza e CST induzida pelo enxofre. Na prática, entretanto, a ZTA revelou maior corrosão por *pitting* quando comparada ao metal base e à região da solda. Enerhaug et al. afirmam que a microestrutura não é o maior responsável por tal desempenho e sim camada de óxido de Cr а natureza е а espessura da

(ENERHAUG; GRONG; STEINSMO, 2001). *Pitting* foi observado a uma distância de 5 a 7 mm da linha de fusão (zona de baixa temperatura na ZTA) sendo que a princípio, a presença de ferrita delta, não necessariamente reduz a resistência este tipo de corrosão. Destaca-se que nenhum tratamento pós soldagem foi efetuado e a presença deste microconstituinte reduz a resistência à corrosão sob tensão mesmo na condição revenida. Portanto ainda há dúvidas com relação à presença da ferrita delta na resistência à corrosão da ZTA dos aços inoxidáveis supermartensíticos.

Previsão de ferrita  $\delta$ : Poucos trabalhos têm sido realizados sobre a retenção de ferrita  $\delta$  na ZTA de aços inoxidáveis supermartensíticos, e que esta fase é aparentemente indesejável, é interessante conhecer como e quando se forma e ainda ser capaz de estimar o seu conteúdo (HENKE; PAREDES; CAPRA, 2013).

Formação e decomposição da ferrita  $\delta$ : A formação da ferrita  $\delta$  na ZTA dos aços inoxidáveis supermartensíticos, se dá quando do aquecimento acima da temperatura Ac4. Assim como Ac1 e Ac3, o aumento da temperatura Ac4 ocorre para taxas de aquecimento elevadas (30 °C para 300 °C/s). Caso a liga possua a capacidade se transformar completamente em ferrita, a ferritização é concluída na temperatura Ac5. Acima desta temperatura ocorre o crescimento do grão e o início da fusão do metal.

Previsão de ferrita  $\delta$  na ZTA: Esta envolve fenômenos de dissolução da austenita durante o aquecimento acima de Ac4, seguido do crescimento de grão da ferrita e consequentemente da dissolução desta durante o resfriamento até a temperatura ambiente. Umas das conclusões é atribuída à presença do nitrogênio o qual promove o aumento da temperatura na qual a estrutura torna-se completamente ferrítica (Ac5) e, portanto, num menor crescimento do grão desta fase facilitando a formação da austenita quando do resfriamento.

Previsão da retenção de ferrita  $\delta$  na solda: A previsão do porcentual de ferrita  $\delta$  no interior da solda de aços inoxidáveis martensíticos pode ser estimada com o uso de diagramas. Dentre estes o digrama de Schaeffler, desenvolvido na década de 1950, fornece uma maneira aproximada de representar o conteúdo das fases em termos de Cr e Ni equivalentes. O diagrama de Delong refinou a previsão do diagrama de Schaeffler com a introdução do N. Mais recentemente um diagrama desenvolvido por Balmforth (SCHOEFER, 1973; ASTM 800/A 800M-01) representa um incremento

significativo na previsão do percentual de ferrita dos aços inoxidáveis martensíticos (Figura 18).

Ressalta-se, porém, que, apesar de práticos, tais diagramas não levam em consideração os efeitos da taxa de resfriamento sobre a microestrutura dos aços.

Figura 17 - NOVO DIAGRAMA FERRÍTICO-MARTENSÍTICO (BALMFORTH) COM OS % DE FERRITA EM VOLUME.



Cr + 2 Mo + 1.5 Si + 10 (Al + Ti) (em %p)

Fonte: BALMFORTH e LIPPOLD (2000)

3.5.2 Soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos

3.5.2.1 Soldabilidade dos aços inoxidáveis ferríticos convencionais

Alterações microestruturais na região da solda

A) Ligas parcialmente transformáveis:

Nestas ligas, a solda apresentará as seguintes regiões:

- Região bifásica: corresponde à porção da ZTA que foi aquecida até o campo de coexistência da austenita e da ferrita. A austenita se forma preferencialmente nos

contornos de grão da ferrita e, após resfriamento nas condições usualmente encontradas em soldagem, se transforma em martensita. Em aços austeno-ferríticos, a austenita permanece inalterada;

- Região de crescimento de grão: corresponde à região da ZTA aquecida acima da coexistência da austenita e da ferrita. É caracterizada por um intenso crescimento de grãos e pela dissolução e posterior reprecipitação dos carbonetos e nitretos presentes. Durante o resfriamento, pelo afastamento da poça de fusão, esta região da ZTA atravessa o campo bifásico, de modo que austenita é formada preferencialmente nos contornos de grão, em geral com estrutura de placas do tipo Widmanstätten. A temperaturas mais baixas, esta austenita pode se transformar em martensita (GONÇALVES, 2019);

- Zona fundida: caso a composição química da zona fundida seja igual à do metal de base, esta apresentará uma estrutura semelhante à da região anterior, tendo, entretanto, grãos colunares.

De uma maneira geral, a solda é caracterizada por uma estrutura de granulação grosseira, apresentando uma rede de martensita junto aos contornos de grão e precipitados finos de carbonetos e nitretos nos contornos e no interior dos grãos.

B) Ligas não transformáveis:

Aços inoxidáveis ferríticos com teor mais elevado de Cr, com menor teor de elementos intersticiais e/ou adições de elementos estabilizantes podem ter um balanço entre elementos alfagêneos e gamagêneos tal que a austenita não se forme em nenhuma temperatura. Nestas condições, a ZTA será formada essencialmente por uma região de crescimento de grão e a ZF apresentará uma estrutura grosseira e colunar, com precipitados finos intra e intergranulares. Em aços estabilizados com Nb ou Ti, o crescimento de grão pode ser reduzido apenas parcialmente, pela maior estabilidade dos carbonitretos destes elementos, em relação aos de Cr. Em aços com menores teores de intersticiais, o problema de crescimento de grão é mais intenso, já que a quantidade de precipitados é menor (FILHO; FERRARESI, 2006).

Problemas de soldabilidade.

Os aços inoxidáveis ferríticos são considerados materiais de baixa soldabilidade, particularmente se comparados com os austeníticos, pois a sua solda é caracterizada por baixa ductilidade e tenacidade, além de sensibilidade à corrosão intergranular. Trincas de solidificação também podem ocorrer na zona fundida. Estes problemas de soldabilidade têm limitado, até recentemente, a aplicabilidade destes aços a estruturas soldadas. De uma maneira geral, a fragilização da solda é mais intensa para aços com maiores teores de Cr e intersticiais e a sensibilização à corrosão intergranular é maior com maiores teores de intersticiais e menores teores de Cr (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992).

Assim, ligas comerciais ferríticas com 12% de Cr, na forma de chapa, podem ser soldadas de forma a se obter boas propriedades. Já aquelas com teor de Cr mais elevado (AISI 430, 442, 446, etc.) são mais sensíveis a problemas de fragilização durante a soldagem. Este efeito é mais pronunciado para ligas com maiores teores de intersticiais.

% Cr	Limites de teor de intersticiais [ppm]		
	Corrosão intergranular	Ductilidade da solda	
19	60-80	<700	
26	100-130	220-500	
30	130-200	80-100	
35	até 250	<20	

Tabela 10 - TEORES MÁXIMOS DE INTERSTICIAIS PARA BOAS DUCTILIDADE E RESISTÊNCIA À CORROSÃO NA CONDIÇÃO SOLDADA EM LIGAS Fe-Cr.

Fonte: STEIGERWALD (1977)

A fragilidade da região da solda é atribuída a três fatores principais (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992):

a) formação de uma rede de martensita ao longo dos contornos de grão ferríticos (no caso de ligas com maiores teores de intersticiais);

b) granulação grosseira nas regiões de crescimento de grão e na zona fundida (quando esta também for um aço inoxidável ferrítico);

c) ocorrência de "fragilização a alta temperatura", uma forma de fragilização relacionada com a reprecipitação de carbonitretos em uma forma muito fina após soldagem.

A tenacidade dos aços inoxidáveis ferríticos, em geral, e da solda, em particular, pode ser melhorada pela redução de seu teor de intersticiais. Adições de elementos estabilizantes também parecem favorecer uma melhor tenacidade na solda (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992).

Os aços inoxidáveis ferríticos podem sofrer problemas de corrosão intergranular, de forma semelhante aos aços inoxidáveis austeníticos e, atualmente, admite-se um mesmo mecanismo para explicar o problema nestes dois materiais. Segundo este mecanismo, a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão, em uma dada faixa de temperaturas, causa o empobrecimento de cromo nas regiões imediatamente adjacentes, que se tornam sensíveis preferencialmente à corrosão. Esta se processará imediatamente ao longo dos contornos de grão, causando praticamente o seu desprendimento (HERNÁNDEZ, 2012).

A corrosão intergranular dos aços inoxidáveis ferríticos apresenta algumas características próprias, que são mesmo opostas às observadas nos aços austeníticos. Nestes últimos, o nitrogênio, devido à sua alta solubilidade na austenita, não causa problemas, o que não é verdade para os ferríticos, em que a presença de nitretos também causa a sensibilização à corrosão intergranular. Nos aços inoxidáveis, a sensibilização é produzida pela precipitação durante o resfriamento após aquecimento acima 925 °C. Assim, este problema ocorre nas regiões da ZTA mais próximas da zona fundida e também nesta região. Nos austeníticos, a corrosão intergranular é mais problemática em regiões que atingiram temperaturas de pico da ordem de 675 °C.

Nos dois tipos de aço, o problema pode ser minimizado com a utilização de menores teores de intersticiais. Entretanto, no caso dos ferríticos, são necessários teores extremamente baixos se a utilização de aços estabilizados com Nb e Ti permite minimizar o problema com maiores teores de intersticiais. A resistência à corrosão de aços ferríticos não estabilizados pode ser recuperada por um tratamento térmico entre 700 e 850 °C (MODENESI, 2001).

Segundo KAH e DICKINSON (1981) os aços inoxidáveis ferríticos podem apresentar problemas de fissuração na solidificação. O enxofre seria o elemento mais prejudicial para a resistência à fissuração em um aço AISI 430. Para este aço, foi observada a seguinte ordenação de elementos em função de sua influência na sensibilidade à fissuração:

## S>C>N>Nb>Ti>P>Mn

Sendo que, um aço inoxidável do tipo AISI 430 pode ser considerado um material sensível à formação de trincas de solidificação, apresentando uma maior facilidade para trincar que um aço tipo AISI 304 com teores semelhantes de intersticiais e impurezas.

Métodos para reduzir a fragilização em soldas de aços inoxidáveis ferríticos convencionais:

A) Tratamento térmico pós-soldagem: Se a região da solda apresenta uma rede de martensita nos contornos de grão, um tratamento pós-soldagem entre 750 e 850 °C pode ser utilizado para revenimento desta martensita. Este tratamento também pode causar um coalescimento dos precipitados, reduzindo a fragilização de alta temperatura. A granulação grosseira da estrutura, entretanto, não pode ser refinada.

B) Utilização de metal de adição austenítico: Metal de adição de aço inoxidável austenítico ou liga de Ni pode ser usado na soldagem de aços inoxidáveis ferríticos entre si ou entre metais dissimilares. Para a soldagem destes aços com outros tipos de aços inoxidáveis ou com aço carbono ou de baixa liga, metais de adição que possuem uma quantidade relativamente elevada de ferrita delta, como os tipos 309 e 312 são recomendados. Para a soldagem entre aços similares ou com aços carbono

ou de baixa liga, ligas de Ni podem ser usadas. A utilização de metal de adição austenítico permite a obtenção de uma ZF dúctil e tenaz, que não precisa de qualquer tratamento térmico pós-soldagem. Problemas devido às diferenças de propriedades químicas e físicas (coeficiente de expansão térmica) precisam, contudo, ser consideradas, como no caso dos aços martensíticos. Esta técnica, porém, é incapaz de resolver o problema de fragilização da ZTA. Entretanto, pode-se considerar que as propriedades da junta como um todo são melhoradas, devido à pequena largura da ZTA e à grande ductilidade da ZF (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992).

C) Escolha do processo ou procedimento de soldagem: O crescimento de grão e a largura da ZTA podem ser reduzidos pela utilização de uma menor energia de soldagem. Portanto, a fragilização da ZTA e da ZF pode ser, pelo menos em parte, reduzida pela escolha de um processo e/ou procedimento de soldagem adequados.

3.5.2.2 Desenvolvimento de aços inoxidáveis ferríticos dúcteis, soldáveis e resistentes à corrosão.

A maior desvantagem na utilização dos aços inoxidáveis ferríticos tem sido a perda de resistência à corrosão e na ductilidade após exposição a temperaturas elevadas, como em soldagem e em certos tratamentos térmicos. Outros problemas com estes aços (fragilizações a 475 °C e por fase sigma) são menos comuns porque requerem tempos de exposição relativamente longos a temperaturas moderadas para sua ocorrência. Contudo, caso o material não apresente boa resistência à corrosão e boa ductilidade na condição soldada, sua utilidade como material de construção fica severamente limitada. Por outro lado, estes aços apresentam alguns aspectos interessantes, se comparados com os aços inoxidáveis austeníticos, em particular o seu menor custo, menor coeficiente de expansão térmica e insensibilidade à corrosão sob tensão em meios que contenham cloretos ou sulfetos.

Como já discutido anteriormente, a severa fragilização e perda de resistência à corrosão dos aços ferríticos, quando submetidos a temperaturas elevadas, e sua baixa tenacidade na condição soldada dependem, em grande parte, do seu teor de elementos intersticiais. Pesquisas realizadas a partir dos anos 60 resultaram no desenvolvimento de uma série de ligas ferríticas com melhores características de ductilidade, soldabilidade e resistência à corrosão. Estas ligas estão baseadas na

redução dos teores de intersticiais a valores muito baixos (inferiores a 0,04%), na estabilização conjunta com Nb e Ti e na adição de uma certa quantidade de Mo, para melhorar sua resistência à corrosão (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992).

Estes aços inoxidáveis ferríticos têm sido utilizados principalmente na Europa, nos EUA, no Japão e na Austrália, em substituição a aços inoxidáveis austeníticos, ligas de cobre etc. São citadas aplicações em tanques de água quente (com ou sem pressão), na indústria nuclear, ou aplicações em água marinha contendo sulfetos, em tubos condensadores de vapor, etc. (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992).

Soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos convencionais: Os aços inoxidáveis ferríticos são considerados materiais de baixa soldabilidade, particularmente se comparados com os austeníticos, pois a sua solda é caracterizada por ductilidade e tenacidade baixas, além da sensibilidade à corrosão intergranular. Trincas de solidificação também podem ocorrer na zona fundida. De uma maneira geral, a fragilização da solda é mais intensa para aços com maiores teores de cromo e intersticiais. A sensibilização à corrosão intergranular é maior com maiores teores de intersticiais e menores teores de cromo, conforme mostra a tabela 11 (PAREDES, 1999).

%Cr	Limites de teor de intersticiais (ppm)	
	Corrosão <u>intergranular</u>	Ductilidade da solda
19	60-80	<700
26	100-130	220-500
30	130-200	80-100
35	Até 250	<20

Tabela 11 - TEORES MÁXIMOS DE INTERSTICIAIS (C + N) PARA UMA ADEQUADA DUCTILIDADE E RESISTÊNCIA À CORROSÃO NA CONDIÇÃO COMO SOLDADA EM LIGAS Fe-Cr.

Fonte: STEIGERWALD (1977)

A soldabilidade dos aços inoxidáveis é analisada através de diagramas como o de Espy, WRC e Schaeffler. O estudo destes diagramas permite prever a microestrutura das juntas soldadas através da composição das ligas e contribui para a previsão dos problemas que podem ocorrer durante a soldagem. O diagrama de Schaeffler, como mostra a figura 19, permite conhecer com antecedência a composição química da estrutura de uma solda Cr-Ni e permite escolher os eletrodos apropriados para cada soldagem (PAREDES, 1999).

Para os aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais, o processo de gás inerte com eletrodo não-consumível (GTAW) é o mais utilizado devido a qualidade da solda para espessuras menores de 3 mm. Para espessuras maiores se utiliza os processos com baixa proteção gasosa (GMAW) e com eletrodo revestido (SMAW).

#### Figura 18 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER



Fonte: ASM INTERNATIONAL (Dec.1999)

Para cálculo do cromo-equivalente utiliza-se a fórmula da equação 2:

Para cálculo do níquel-equivalente utiliza-se a fórmula da equação 3:

Metalurgia da soldagem dos aços inoxidáveis ferríticos:

Durante a soldagem, ocorrem mudanças microestruturais dentro da ZTA. Um fator que limita a utilização dos aços ferríticos é a sua possível fragilização, quando na condição soldada. Esta fragilidade pode ter diversas causas como a formação de martensita e o crescimento de grão para aços não-estabilizados, e com crescimento de grão para os estabilizados (FOLKHARD, 2012; PADILHA; GUEDES, 1994).

Na soldagem ocorrem alterações microestruturais na zona termicamente afetada (ZTA), o aço é aquecido à temperatura de aproximadamente 1500 °C, podendo ocorrer algumas alterações nesta região. Para os aços não estabilizados e cujo teor de elementos intersticiais é suficiente para causar a formação de austenita a alta temperatura, a solda apresentará as regiões: bifásica, crescimento de grão e zona fundida. A região bifásica corresponde à porção da ZTA que foi aquecida até o campo de coexistência da austenita e da ferrita. A austenita se forma preferencialmente nos contornos de grão da ferrita. A região de crescimento de grão corresponde à região da ZTA aquecida acima do campo de coexistência da austenita e da ferrita. É caracterizada por um intenso crescimento de grãos e pela dissolução e posterior precipitação dos carbonetos e nitretos presentes. A ZF é caracterizada por uma estrutura semelhante à de região de crescimento de grão, caso a composição química da ZF for igual a do metal de base (MODENESI, 2001).

Na figura 20 observa-se o aparecimento da martensita durante o resfriamento da região soldada na região bifásica.

Figura 19 - MICROESTRUTURA DA SOLDA DE UM AÇO INOXIDÁVEL FERRÍTICO NÃO ESTABILIZADO. ATAQUE: ÁGUA-RÉGIA. (a) MICROSCOPIA ÓTICA – (b) MICROSCOPIA ELETRÔNICA. M – MARTENSITA. α – FERRITA



50x

Fonte: MODENESI (2001)

Os aços inoxidáveis com teor mais elevado de Cr, com menor teor de elementos intersticiais e adição de elementos estabilizantes, podem ter um balanço entre elementos alfagêneos e gamagêneos tal que a austenita não se forme em nenhuma temperatura. A ZTA será formada por uma região de crescimento de grão e a zona fundida apresentará uma estrutura grosseira e colunar, com precipitados finos intra e intergranulares.

Quanto menor o teor de intersticiais, maior será o crescimento de grão devido à quantidade de precipitados que é menor. Entretanto, estabilizando o aço com Nb ou Ti, o crescimento de grão pode ser reduzido pela maior estabilidade dos carbonitretos de nióbio e titânio em comparação com os carbonitretos de cromo (MODENESI, 2001; MORGENFELD, 1983).

3.5.2.3 Efeitos da solda sobre as propriedades dos aços inoxidáveis ferríticos extra baixo intersticiais (EBI).

Precipitação de Carbonetos e Nitretos de Cromo em aços EBI:

O intervalo de precipitação se dá entre 500 e 900 °C, com máxima velocidade de precipitação entre 540 e 600 °C (M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> e NCr<sub>2</sub>). Para o aço AISI 446, o resfriamento rápido produz precipitação nos contornos de grão, assim como a formação de precipitados finos no mesmo (LOPES, 2005).

A figura 21 mostra o cordão de solda de um aço AISI 446, onde pode-se observar certa uniformidade dos grãos e a formação de precipitados nos contornos de grãos e precipitados finos no interior dos grãos.

Figura 20 - CORDÃO DE SOLDA EM AÇO INOXIDÁVEL TIPO AISI 446. a) VISTA GERAL (25x) – b) DETALHE ZTA (ATAQUE ÁCIDO OXÁLICO 10%).



Fonte: MORGENFELD (1983)

Estudos realizados em aços com (29%Cr, 4%Mo, 2%Ni  $\rightarrow$  C< 110 ppm, N < 200 ppm e C+N < 250 ppm) demonstram que apresentam uma boa ductilidade e tenacidade, o qual representa uma notável melhora em comparação com os aços ferríticos convencionais. As propriedades mecânicas dependem do tratamento térmico ao qual estes aços são submetidos. Em chapas, onde se quer maior resistência ao impacto, se estabiliza com Nb, e quando se quer tubos, onde se precisa ductilidade e resistência ao impacto, utiliza-se uma combinação de Ti e Nb, lembrando que, os carbonetos e nitretos de titânio são concentradores de tensão (LOPES, 2005).

Transformações de Fases.

**Fases**  $\sigma$  e  $\chi$ : A fase  $\sigma$  é um composto intermetálico, fragilizante, de composição nominal Fe/Cr. A transformação  $\alpha \rightarrow \sigma$  aparece a temperatura entre 815 °C e 480 °C. Segundo BUNGARDT, BORCHERS e KOLSCH (1963), a fase  $\sigma$  aparecerá em aços ferríticos contendo aproximadamente 18% Cr apenas depois de 10<sup>3</sup> a 10<sup>4</sup> horas em uma temperatura de aproximadamente 550 °C. A precipitação da fase  $\sigma$  em aços ferríticos, irá começar a se formar após a precipitação de carbonetos na matriz ferrítica.

Seus efeitos nas propriedades mecânicas dependem da quantidade e distribuição da mesma, fragilizando o material se for uma rede contínua. Esta fase é muito similar ao precipitado M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> quanto à diminuição da resistência à corrosão, uma vez que ao seu redor também se forma uma zona empobrecida em Cr e Mo. A adição de 2% de Ni acelera a formação de fase σ. Elementos como Mo, Si e Mn deslocam a faixa de formação da fase sigma para menores teores de Cr (FARIA, 2000; MORGENFELD, 1983; FOLKHARD, 2012; HAMMOND, 1981; PECKNER; BERNSTEIN, 1977). A morfologia da fase sigma se apresenta glóbulos irregulares, algumas alongados como vezes (FUKUDA; SUENAGA; TANINO, 1991).

HULL (1973) investigou a influência da adição de ligas na precipitação da fase sigma a uma temperatura de 816°C e o tempo para a precipitação de 1000 horas. Com os dados do ensaio, desenvolveu-se a equação do cromo equivalente que indica que os elementos com sinal positivo aumentam a precipitação da fase sigma (equação 4).

# Cr equivalente (% peso) = %Cr + 0,31% Mn + 1,76% Mo + 0,97%W + 2,02%V + 1,58% Si + 2,44% Ti + 1,70% Nb + 1,22% Ta – 0,226% Ni – 0,177% Co (4)

Para valores de cromo equivalente acima de 17,8 é esperada a precipitação de fase  $\sigma$  (LEITNAKER; BENTLEY, 1977) e se o aço contiver Mo também de fase  $\chi$ .

A fase  $\chi$  possui composição nominal Fe<sub>2</sub>CrMo. Aparece vinculada a fase  $\sigma$  em aços inoxidáveis ferríticos que contém Mo. É produzida à temperatura entre 50e590 °C afetando a tenacidade em função da quantidade da mesma. A adição de Ni, Ti ou Nb acelera a formação de fase  $\sigma$  e  $\chi$ . Entretanto a presença de Ni aumenta a ductilidade e tenacidade da fase  $\chi$  (FARIA, 2000; FOLKHARD, 2012; MORGENFELD, 1983). De acordo com THIER, BAUMEL e SCHMIDTMANN (1969) o N diminui a formação de fase  $\chi$  para o aço com a composição de 17%Cr, 13%Ni e 5%Mo. Segundo estes autores, para uma porcentagem de 0,25%N não há formação de fase  $\chi$ .

**Fase de Laves (η):** A precipitação da fase de Laves normalmente ocorre nos contornos de grão, sendo mais acelerada com a presença de Mo e Si (OHASHI et al., 1980). O Si tem o efeito de diminuir a solubilidade do Mo na ferrita e aumentar o coeficiente de atividade do Mo e do Fe na ferrita, acelerando a precipitação da fase de Laves (KUNIMITSU et al., 1991).

Como a fase  $\chi$  e a fase de Laves, que ao contrário da fase  $\sigma$ , podem dissolver carbono, é esperado que em aços com maiores teores de C e de Mo, sua precipitação seja favorecida com relação a fase  $\sigma$  (FONTANA, 1982). A morfologia da fase de Laves apresenta-se como glóbulos irregulares ou como plaquetas após a exposição em altas temperaturas (FUKUDA; SUENAGA; TANINO, 1991).

**Fase** α': Os aços que contém Cr entre 17 e 25% apresentam a "fragilização dos 475 °C" ao ser aquecidos entre 400e550 °C. O fenômeno é causado pela precipitação de partículas de uma fase rica em Cr. Esta fase, denominada α', possui estrutura CCC. Tem o efeito fragilizante, sendo este menor se houver o refino do grão. A precipitação desta fase rica em Cr pode ocorrer por dois mecanismos: decomposição espinodal, no caso de elevados teores de Cr, e nucleação e crescimento para baixos teores de Cr ou elevadas temperaturas (COURTNALL & PICKERING, 1976).

De acordo com BAERLECKEN e FABRITIUS (1955), DE NYS e GIELEN (1971), ETTWIG e PEPPERHOFF (1970), ALBRITTON e LEWIS (1971) e SOLOMON e LEVINSON (1978), a fragilização dos 475 °C é induzida pela segregação que ocorre na ferrita, que segrega em um componente ferro magnético que é rico em ferro e um componente rico em Cr paramagnético com aproximadamente 80%. No sistema binário Fe-Cr, estes dois tipos de ferrita são indicados, abaixo de 500 °C, como  $\alpha$  e  $\alpha$ '.

De acordo com HEGER (1951), o tempo e a temperatura para uma maior fragilização são influenciados por elementos de liga. Adição de Cr, Mo, Si e Al aumentam significativamente a fragilização. O C reduz a tendência da fragilização formando carbonetos de Cr, retirando-o da matriz. Entretanto, este efeito não pode ser considerado se houver a presença de Ti e Nb que combina com o C, permanecendo Cr na matriz. O N não influencia significativamente na fragilização dos 475 °C. Ensaios foram realizados por GROBNER (1973) com aços com 14 e 18% de Cr com adição de 2% Mo a fim de verificar o efeito destes elementos na fragilização a 475 °C. A adição de Mo faz com que a fragilização dos aços inoxidáveis ferríticos ocorra em tempos mais curtos. O tempo necessário para o início da precipitação desta fase em um aço com cerca de 18% Cr, pode variar de duas até milhares de horas.

Devido ao tempo longo necessário para a precipitação da fase α' (acima de 1 hora, dependendo da composição do aço), esta fragilização não é geralmente considerada como um problema para a soldagem de aços inoxidáveis ferríticos (MORGENFELD, 1983).

**Martensita:** A presença de elementos austenitizantes pode produzir, durante o aquecimento, transformação parcial da estrutura austenítica, e durante o resfriamento rápido a produção de martensita, deteriorando as propriedades de impacto. Ao baixar o teor de carbono, que é austenitizante, se reduz a possibilidade de formação de martensita. (Figura 22).



Figura 21 - EFEITO DA QUANTIDADE DE Cr E C NA ESTABILIDADE DA AUSTENITA A ELEVADA TEMPERATURA.

Fonte: Chiaverini (1996)

**Ferrita Widmanstätten:** A ferrita Widmanstätten pode se formar dependendo da composição do aço e das condições expostas como temperatura, tempo de exposição e velocidade de resfriamento. Preferencialmente, se formam nos contornos de grãos na forma de placas, conforme a figura 23.

Figura 22 - MICROESTRUTURA Fe-0,15%C. A AMOSTRA FOI AUSTENITIZADA, MANTIDA A TEMPERATURA DE 500°C POR 2s E RESFRIADA À TEMPERATURA AMBIENTE. (300x).



Fonte: PORTER (1981)

O crescimento está associado à interface entre as fases, que podem ser semicoerentes ou incoerentes. Quando duas fases possuem diferentes estruturas cristalinas e interfaces semi-coerentes, temos como consequência uma mobilidade muito baixa. Entretanto, interfaces incoerentes possuem alta mobilidade. Quando há duas interfaces, uma incoerente e outra semi-coerente entre duas fases, o crescimento do precipitado será na forma de placas ou disco como pode ser verificado pela figura 24. Isto originou a morfologia Widmanstätten.

> Figura 23 - O EFEITO DO TIPO DE INTERFACE NA MORFOLOGIA DO CRESCIMENTO DO PRECIPITADO.



Fonte: PORTER (1981)

- A) Baixa mobilidade Interface semi-coerente,
- B) Alta mobilidade Interface incoerente.

**Fragilização por Hidrogênio:** Os aços Fe-Cr são susceptíveis a fragilização por H. Em soldagens "autógenas" efetuadas em aços 18%Cr – 2%Mo – 0,25%Ti com 0,014%C e 0,011% N, a presença de hidrogênio reduz drasticamente a ductilidade causando a fratura. O recomendável é fazer tratamento térmico imediatamente após a soldagem, se o gás de proteção conter hidrogênio.

**Fragilização por Oxigênio:** Concentrações de oxigênio superiores a 0,025% causam a formação de inclusões não metálicas e perda da resistência à corrosão por pites. Pode ocorrer também o aparecimento de fissuras durante a têmpera em água. Deve-se controlar a incorporação de oxigênio durante os processos de soldagem.

**Fissuração a quente**: A fissuração a quente em aços inoxidáveis deve ser considerada, devido a sua má soldabilidade. Verificou-se que os aços inoxidáveis extra baixo intersticiais são menos susceptíveis a fissuras. Consegue-se uma boa resistência à fissuração usando teores de C+N<0,04%, Ti ou Ta, ou uma combinação de ambos estabilizantes, não ocorrendo isto, se adicionar exclusivamente Nb (MORGENFELD, 1983).

## 3.5.3 Soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos

### 3.5.3.1 Soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos convencionais

Os aços inoxidáveis austeníticos são o maior grupo de aços inoxidáveis em uso, representando cerca de 65 a 70% do total produzido. Ao contrário dos aços inoxidáveis ferríticos e principalmente dos martensíticos, cujas propriedades se assemelham àquelas dos aços baixa liga, os aços austeníticos têm uma série de características próprias, que os distingue das outras classes de aços. Devido a isto, a sua soldagem apresenta também alguns aspectos próprios. Esta classe de materiais é caracterizada pelas seguintes propriedades:

- Tenacidade e ductilidade superiores à da maioria dos outros aços. Estas propriedades são mantidas até temperaturas muito baixas. Assim, estes aços são considerados para estruturas soldadas a serem utilizadas na temperatura de fusão do hélio (4 K), como, por exemplo, a estrutura de magnetos em reatores experimentais de fusão nuclear;

- Boa resistência mecânica e à corrosão a temperaturas elevadas, o que permite a sua utilização em temperaturas consideravelmente superiores à temperatura máxima de serviço de aços de baixa liga ou de aços inoxidáveis martensíticos e ferríticos. Estas características são conseguidas principalmente em aços ligados com Mo ou Si;

- Elevada capacidade de endurecimento por deformação plástica (em geral). Esta endurecibilidade não é acompanhada por uma elevada perda de ductilidade;

- Soldabilidade relativamente boa. A ausência de transformação martensítica e sua boa tenacidade implicam na sua insensibilidade à fissuração pelo hidrogênio. A sensibilidade à formação de porosidades também é baixa e a zona fundida tem propriedades que se assemelham à do metal de base. Assim, é geralmente fácil se obter soldas adequadas sem pré-aquecimento e que podem ser postas em serviço sem tratamentos térmicos pós-soldagem. Entretanto, este resultado somente pode ser obtido pela escolha adequada do processo de soldagem e do metal de adição, o que deve ser feito de acordo com os princípios da metalurgia da soldagem destes aços, de sua soldabilidade e de suas condições de serviço (DEMARQUE et al., 2018).

Existe um grande número de tipos de aços inoxidáveis austeníticos, mas as ligas utilizadas são aquelas contendo cerca de 18% de Cr e 10% de Ni. Por isto, a discussão sobre a estrutura destas ligas pode se iniciar pelo diagrama pseudo-binário Fe-18%Cr-Ni (figura 25).



Figura 24 - SEÇÃO VERTICAL DO DIAGRAMA TERNÁRIO Fe-Cr-Ni COM 18% DE CROMO, VÁLIDO PARA TEOR DE CARBONO INFERIOR A 0,03%.

Fonte: MODENESI (2014)

Segundo este diagrama, para teores de Ni inferiores a 1-1,5%, o material se comportaria como um aço completamente ferrítico durante o resfriamento a partir de altas temperaturas. Acima deste teor, existe uma faixa de temperaturas em que a liga é bifásica (austenita + ferrita delta), que se amplia com o aumento do % de Ni. Finalmente, acima de cerca de 3,5% Ni, existe um intervalo de temperaturas em que a liga é completamente austenítica, e que se amplia com maiores % de Ni. Com o aumento na quantidade deste elemento, a temperatura Ms é diminuída, mas até cerca de 7 a 8% de Ni esta temperatura permanece acima do ambiente e o aço é, portanto, do tipo martensítico. Assim, os aços inoxidáveis austeníticos são, em geral, ligas contendo 18%Cr e % de Ni > a 8% (MODENESI, 2014).

Alterações na quantidade de Cr têm um efeito similar ao já discutido para os outros tipos de aços inoxidáveis. Um aumento na quantidade deste elemento amplia a faixa de existência da ferrita delta e, consequentemente, torna necessário um aumento no % de Ni para obtenção de uma estrutura austenítica à temperatura ambiente. Entretanto, um aumento na % de Cr aumenta a estabilidade da austenita em relação ao resfriamento e à deformação plástica, pois causa uma diminuição na

temperatura Ms. Assim, em diversos aços inoxidáveis austeníticos, a austenita existe à temperatura ambiente como uma fase metaestável. Em particular, em aços do tipo 17%Cr e 7%Ni (AISI 301), a austenita pode se transformar em martensita por deformação a temperatura ambiente ou por tratamento a baixa temperatura (PAREDES, 2020).

O efeito do carbono sobre a estrutura dos aços inoxidáveis austeníticos acima de cerca de 900 °C é similar ao do Ni, isto é, ele tende a ampliar a faixa de existência da austenita e, consequentemente, reduz a quantidade de ferrita delta presente a altas temperaturas. Entretanto, a solubilidade do C na austenita diminui com a queda da temperatura. Para ligas com menos de cerca de 0,03% de C, este efeito tem pouca importância metalúrgica. Para teores superiores, o C é, em geral, completamente solúvel na austenita a temperaturas superiores a 1000 °C. Entretanto, durante um resfriamento lento, ou durante uma breve permanência entre cerca de 500 e 900 °C, um carboneto de Cr M<sub>22</sub>C<sub>6</sub> ou (Cr, Fe)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> pode se precipitar e prejudicar certas propriedades do material, particularmente sua resistência à corrosão e sua ductilidade a baixas temperaturas. A precipitação de carbonetos pode ocorrer em diversos pontos da microestrutura, porém sua cinética é mais rápida para precipitação em contornos de grão ou de macla.

A precipitação de carbonetos é uma condição necessária para causar certos efeitos, mas não suficiente. Por exemplo, no caso da corrosão intergranular, esta se atrasa consideravelmente em relação à iniciação da precipitação. O "joelho" da curva de corrosão ocorre entre 600 e 700 °C, que corresponde à faixa de temperaturas onde o problema é mais crítico (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992).

Os aços inoxidáveis austeníticos são geralmente usados após um tratamento térmico de estabilização, isto é, são aquecidos a temperaturas entre 1000 e 1100 °C e resfriados rapidamente ao ar ou em água. Este tratamento tem como objetivos permitir a recristalização da microestrutura encruada, manter em solução sólida o carbono, e com isto dar ao material uma estrutura com menor quantidade possível de outros constituintes, em particular carbonetos. Esta estrutura representa uma otimização em termos de ductilidade e resistência à corrosão.

**Estrutura da zona fundida:** A microestrutura da solda dos aços da série 300 difere em alguma extensão da microestrutura do metal de base. Esta, no caso de um

material trabalhado e solubilizado, é, em geral, constituída inteiramente de austenita, enquanto soldas podem reter quantidades variáveis de ferrita à temperatura ambiente. Esta estrutura pode ser analisada com o auxílio da figura 26 ou com o diagrama pseudo-binário do sistema Fe-Cr-Ni para 70% de ferro. De acordo com este diagrama, um líquido contendo 70% de Fe, além de Cr e Ni, pode se solidificar inteiramente como austenita ou inicialmente como austenita e posteriormente como ferrita ou inicialmente como ferrita e depois como austenita ou ainda inteiramente como ferrita, à medida que a relação Cr/Ni aumenta (MODENESI, 2001). Posteriormente, durante o resfriamento parte da ferrita formada durante a solidificação pode se transformar em austenita.

A transformação da ferrita delta em austenita é completa somente se o aço permanecer por um tempo suficientemente longo na faixa de temperaturas na qual a cinética é mais rápida. Este não é geralmente o caso de soldas, onde o resfriamento rápido causa a retenção de alguma ferrita até a temperatura ambiente (PADILHA; GUEDES, 1994).

A morfologia e quantidade de ferrita delta irá depender da composição química (no caso acima, representado pela relação Cr/Ni) e da velocidade de resfriamento. Quanto maior esta velocidade, menor deve ser a extensão desta transformação. A figura 27 mostra algumas morfologias possíveis da ferrita delta em função da relação Cr/Ni.





Fonte: LIPPOLD e KOTECKI (2005)



Figura 26 - EXEMPLOS DE MORFOLOGIAS DA FERRITA DELTA NA ZONA FUNDIDA DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS.

Algumas características das soldas dos aços inoxidáveis austeníticos resultam desta estrutura. Ela é predominante austenítica, possui excelente ductilidade, comparável à do metal de base, e não é sensível à fissuração pelo hidrogênio. Devido a isto, não é necessária a utilização de pré-aquecimento nem, em geral, tratamentos térmicos pós-soldagem. A ferrita delta é considerada, em geral, um constituinte desejável na zona fundida devido ao seu efeito favorável na resistência à fissuração na solidificação.

Por outro lado, a sua quantidade deve ser controlada em aplicações em que a junta deva apresentar uma resistência à corrosão ótima, em que seja necessária uma alta tenacidade da solda a baixas temperaturas e, finalmente, em que a peça deva ser completamente não magnética (a ferrita delta é uma fase ferromagnética) (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992).

Em aços comerciais, a estrutura da solda não depende somente da velocidade de resfriamento e da relação Cr/Ni, pois outros elementos, que afetam a estabilidade das fases, estão presentes. Entretanto, de uma forma geral, estes elementos podem ser divididos em formadores de ferrita (por exemplo, Cr, Mo, Si, Nb e AI) e em formadores de austenita (por exemplo, Ni, C, N e Mn). O efeito relativo destes elementos para a estabilização de uma fase ou outra pode ser expresso em termos de expressões equivalentes de cromo ou níquel e a sua influência combinada pode ser resumida em diagramas constitucionais. Destes, o mais conhecido e utilizado até hoje, é o levantado por Schaeffler na década de 1940, que é mostrado na figura 28.

32 - 5% 0% 28 AUSTENITA Ni<sub>eq</sub>= Ni + 30 C + 0,5 Mn 8 71 91 C + 0,5 Mn 10% 20% A + M 40% 80% 100% MARTENSITA 4 M+F FERRITA 0 0 4 8 12 16 20 24 28 32 36 40 Cr<sub>eq</sub> = Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Nb

Figura 27 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARA O METAL DE SOLDA DO SISTEMA Fe-Cr-Ni.

Fonte: ASM INTERNATIONAL (Dec.1999)

Este diagrama permite a predição da microestrutura da zona fundida quando a sua composição química é conhecida e não é restrito aos aços inoxidáveis austeníticos, podendo ser usado também para aços ferríticos e martensíticos. Baseado neste diagrama, Séférian propôs a fórmula abaixo (equação 5) para a previsão da quantidade ferrita delta ( $\delta$ ) na zona fundida de uma solda cuja composição caísse na região de coexistência da ferrita e austenita:

O diagrama de Schaeffler não considera o efeito do N, um elemento fortemente formador de austenita. Baseado nisto, DeLong propôs uma modificação naquele diagrama, tomando um equivalente em Ni igual ao anterior, acrescido de um termo N. igual а trinta vezes 0 teor de mostrado na figura 29 (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992).



Figura 28 - DIAGRAMA DE DELONG.

Fonte: DELONG (1960)

Deve-se observar nos diagramas de Schaeffler ou de DeLong não levam em consideração a velocidade de resfriamento. Assim, estes diagramas fornecem apenas o valor estimado da quantidade de ferrita na solda. Entretanto, na soldagem com eletrodos revestidos, as diferenças devido à velocidade de resfriamento podem ser ignoradas para a maioria das aplicações. A quantidade de ferrita  $\delta$  presente na zona fundida à temperatura ambiente pode também ser medida diretamente em amostras metalográficas ou, indiretamente, por difração de raios X ou pela medida de propriedades magnéticas da solda. Procedimentos baseados nesta última técnica são, em geral, os mais aceitos (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992); o *Ferrite Number* mostrado por DeLong é obtido por um método magnético.

Em aços austeníticos Cr-Ni contendo uma proporção de ferrita, uma exposição a temperaturas entre cerca de 600 e 350 °C por um período de tempo pode resultar na transformação parcial da ferrita em fase sigma. Esta transformação pode causar uma pequena fragilização em aços tipo 18%Cr-10%Ni contendo menos de 10% de ferrita. Entretanto, aços deste tipo com maior quantidade de ferrita ou aços com maior teor de cromo (por exemplo, do tipo 25%Cr-20%Ni) podem sofrer uma substancial perda de ductilidade.

Formação de trincas de solidificação: Os fatores que influenciam a formação de trincas de solidificação em soldas de aços inoxidáveis austeníticos Cr-Ni são basicamente os mesmos que afetam outros aços e ligas, isto é, a estrutura de solidificação e o nível de impurezas.

De uma maneira geral, as soldas destes aços podem se solidificar com uma estrutura completamente austenítica, ferrítica ou como uma mistura destas duas fases. Observa-se na prática que as soldas que contêm alguma ferrita à temperatura ambiente (e possivelmente uma quantidade maior durante a solidificação) apresentam uma resistência adequada à fissuração para a maioria das aplicações, enquanto soldas completamente austeníticas são muito sensíveis. Para BROOKS, THOMPSON e WILLIANS (1984), a quantidade de ferrita necessária, para garantir imunidade à fissuração depende do nível de restrição da junta e da quantidade e tipo dos elementos de liga e impurezas presentes na zona fundida. Em condições usuais de soldagem, para aços do tipo 18%Cr - 10%Ni e 24%Cr-12%Ni, esta quantidade mínima

de ferrita está entre cerca de 1 e 8% e os consumíveis de soldagem são, em geral, formulados para fornecerem um depósito contendo alguma ferrita.

Algumas das causas mais prováveis para explicar o efeito da ferrita na sensibilidade à formação de trincas na solidificação são:

 - a maior solubilidade de impurezas prejudiciais (S e P) na ferrita causa uma menor segregação destes elementos quando a solidificação ocorre inicialmente como ferrita;

os contornos austenita-ferrita apresentam menor molhabilidade por filmes
líquidos do que contornos ferrita-ferrita ou austenita-austenita;

 - os contornos austenita-ferrita são muito sinuosos, o que dificulta a propagação das trincas;

- a presença da ferrita resulta em uma maior quantidade de superfícies internas devido às interfaces austenita-ferrita. Este aumento de superfície dispersa as impurezas que tendem a segregar nos contornos.

Em zonas fundidas de estrutura completamente austenítica, como as obtidas em aços resistentes ao calor do tipo 25%Cr-20%Ni, podem ser formadas microtrincas intergranulares que podem ser observadas em micrografias ou por seu efeito de reduzir a ductilidade e a resistência mecânica. Alternativamente, fissuras intergranulares grosseiras podem ser formadas e serem detectadas por inspeção com líquidos penetrantes, quando atingem a superfície (MODENESI; MARQUES; SANTOS, 1992).

Os efeitos combinados do Mn e S são similares àqueles observados nos aços carbonos e de baixa liga, a relação Mn/S deve exceder um certo valor (no caso de soldas completamente austeníticas) em torno de 35 para evitar a fissuração. Normalmente, o teor de enxofre na alma do eletrodo é restrito a um máximo de 0,02%, tendo em mente que a diluição do metal de base e a contaminação do revestimento podem aumentar o teor final de enxofre na ZF.

O fósforo tem um efeito similar ao do enxofre e promove ativamente a fissuração quando presente com um teor superior a cerca de 0,025% em soldas

completamente austeníticas. O teor deste elemento deve ser severamente limitado para se evitar a fissuração destas soldas.

O Si é considerado um elemento indesejável em termos da sensibilidade à fissuração e seu teor precisa, normalmente, ser controlado. Quando inferior a cerca de 0,3%, o metal líquido é muito viscoso e pode apresentar inclusões de escória. Entretanto, para teores acima de 0,7%, o risco de fissuração aumenta e a excessiva fluidez da poça de fusão pode reduzir a penetração na soldagem TIG. Em aços austeníticos resistentes ao calor, o Si pode estar presente em maiores teores. Contudo, o efeito prejudicial do Si parece ser bem contrabalançado pela otimização do teor de C (também presente nestes aços em maiores teores). O efeito combinado destes dois elementos em uma solda do tipo 15%Cr-35%Ni com baixos teores de enxofre e fósforo é mostrado na figura 30. Como se observa, as melhores características da solda são obtidas para a seguinte relação entre os teores de carbono e silício (equação 6):

$$1 < \frac{\%C}{(\%Si + 0.8)} < 6$$

(6)

Este requerimento não pode ser obtido em depósitos de aços resistentes ao calor que contenham baixo teor de C. Neste caso, necessita-se entre 4 e 6% de Mn e 0,1 a 0,15% de N para melhorar a resistência à fissuração. A fissuração devido ao Si pode ser um sério problema na soldagem de peças fundidas resistentes ao calor, onde o Si é adicionado para melhorar a facilidade de fabricação e em aços tipo 15%Cr-35%Ni-2%Si, onde este elemento é colocado para aumentar a resistência à formação de carepa. Em ambos os casos, a utilização de um metal de adição de baixo teor de silício e o controle da diluição pode ser importante durante a soldagem.



Figura 29 - EFEITO COMBINADO DO CARBONO E DO SILÍCIO NA MICRO-FISSURAÇÃO E NA DUCTILIDADE DE UMA SOLDA DO TIPO 15%Cr-35%Ni.

Fonte: PAREDES (1999)

Nióbio é uma adição comum em soldas do tipo 18%Cr-10%Ni, geralmente em teores de 1% ou menos. Este elemento forma um constituinte intergranular de baixo ponto de fusão que pode ser observado em amostras metalográficas. Este constituinte aumenta a sensibilidade à fissuração em soldas austeníticas e deve ter um efeito semelhante em soldas com estrutura bifásica, exigindo, uma maior quantidade de ferrita para controlar a fissuração. Cu, Zr e Ta também parecem aumentar a fissuração. Por outro lado, o molibdênio tende a tornar o depósito mais resistente à fissuração e liga 18%Cr-12%Ni-3%Mo pode ser usada para a união de metais de soldagem difícil.

Fissuração na zona termicamente afetada durante soldagem: Em alguns casos, trincas podem surgir no metal de base adjacente à linha de fusão, após a soldagem. Esta forma de descontinuidade é muito menos comum do que a fissuração da ZF, sendo mais problemática durante a soldagem com elevado grau de restrição ou de seções relativamente espessa (acima de cerca de 20 mm) de certos tipos de aços inoxidáveis, particularmente os do tipo 18%Cr-13%Ni-1%Nb. As trincas formadas são intergranulares e frequentemente se iniciam na superfície da peça adjacente à

margem da solda e se propagam internamente na direção normal à superfície ou seguindo o perfil da solda.

Diferentes testes em materiais sensíveis indicam que Nb, Zr e B são elementos prejudiciais e que a sensibilidade é aumentada quando o tamanho de grão de um metal de base contendo Nb é aumentado por um tratamento térmico alta temperatura. Por outro lado, a utilização de um depósito de solda cuja temperatura de fusão seja inferior à do metal de base pode suprimir a formação de trincas, indicando que a fissuração ocorre a temperaturas muito elevadas. O mecanismo desta forma de fissuração não é ainda bem compreendido. A fissuração ocorre em regiões submetidas a altas temperaturas onde existem evidências metalográficas da liquação de constituintes de baixo ponto de fusão, mas pode se propagar até regiões submetidas a temperaturas consideravelmente menores, onde não ocorreu liquação.

Fissuração ao reaquecimento: Além de ser sensível à fissuração na ZTA durante a operação de soldagem, o aço tipo 18%Cr-13%Ni-1%Nb pode também fissurar na região adjacente à ZF durante tratamento térmico pós-soldagem ou serviço de alta temperatura. Este tipo de problema tem sido observado em soldas de materiais espessos (> 20 mm) e quando a temperatura de serviço ou tratamento térmico é superior a 500 °C. Este tipo de problema e o anterior têm sido citados na soldagem em estações geradoras do vapor, refinarias de petróleo, peças forjadas de grande espessura e na indústria nuclear. As trincas são intergranulares e se desenvolvem na ZTA, em geral junto à linha de fusão.

O mecanismo desta forma de fissuração parece ser semelhante ao descrito para os aços transformáveis e envolveria a formação de finos precipitados de carbonetos intergranulares que tornariam o grão duro e resistente à relaxação de tensões por deformação durante a exposição à temperatura elevada. Assim, estas deformações se concentrariam nos contornos do grão e, se esta deformação excedesse a capacidade de deformação do contorno de grão, trincas poderiam ser formadas. A fissuração poderia ser facilitada pela fragilização dos contornos de grão devido à segregação de impurezas, como o fósforo, nos contornos de grão, semelhantemente ao que parece ocorrer nos aços transformáveis.

A presença de entalhes produzidos por mordeduras e outras descontinuidades próximas da superfície da solda aumenta o risco de fissuração e este risco pode ser reduzido pelo esmerilhamento da margem da solda antes do tratamento térmico ou da colocação da peça em serviço. Entretanto, como no caso dos aços de baixa liga, a solução mais efetiva é a seleção de uma liga não sensível.

Dos aços inoxidáveis austeníticos comumente utilizados, os mais sensíveis à fissuração são os estabilizados com Nb, seguidos pelos estabilizados com Ti e finalmente pelos tipos não estabilizados. Os aços ligados com Mo, do tipo 18%Cr-10%Ni-2,5%Mo têm tendência muito fraca à fissuração na ZTA. Entretanto, se o Nb estiver presente, a precipitação e a fissuração ao reaquecimento são possíveis e o risco de fissuração aumenta com o teor de Nb. De uma maneira geral, os teores de Nb e Ti devem ser controlados quando as condições de fabricação ou de serviço implicarem em risco de fissuração. (PAREDES, 2020)

**Corrosão intergranular:** Se um aço não estabilizado do tipo 18%Cr - 10%Ni, contendo cerca de 0,1%C, é brasado ou moldado e então exposto a certos meios corrosivos, este material pode ser rapidamente atacado em regiões ligeiramente afastadas da solda e paralelas a esta. A região atacada é, em geral, associada com a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão da austenita e a corrosão se processa ao longo destes, causando a separação dos grãos. Estas regiões foram aquecidas, durante a soldagem, a temperaturas em tomo de 650 °C. A severidade deste tipo de ataque (*"weld decay"*) aumenta com o teor de carbono e com a agressividade do meio. Aços contendo menos de 0,08% de carbono podem, em geral, sofrer corrosão intergranular devido à soldagem somente em juntas de maior espessura, onde a necessidade da execução da soldagem em vários passes pode aumentar o tempo de permanência na faixa crítica de temperaturas ou então em ambientes altamente agressivos. Aços contendo menos de 0,03% de carbono e carbono e aqueles estabilizados com Nb ou Ti são, em geral, imunes a este problema.

A corrosão intergranular pode ocorrer em numerosos meios, particularmente em condições ácidas, como em ambientes ricos em ácido sulfúrico, misturas de ácido sulfúrico e nítrico ou clorídricos e nítricos, ácido nítrico quente e ácido orgânico quente. Aços contendo Mo e com um teor máximo de 0,08% sofrem corrosão intergranular devido à soldagem somente em condições severas como, por exemplo, quando imersos em ácido acético quente com cloretos. (PAREDES, 2020) A teoria mais aceita para a corrosão intergranular em aços inoxidáveis austeníticos soldados envolve a formação de uma região empobrecida em Cr, junto aos contornos de grão, devido à precipitação de carbonetos de cromo. Os próprios carbonetos de cromo precipitados não são atacados, mas como eles contêm maior teor de cromo que a matriz, a sua formação requer a difusão deste elemento das áreas adjacentes, que se tornam empobrecidas de cromo e, portanto, menos resistentes à corrosão. A figura 31 ilustra este mecanismo.

Alternativamente, tem sido sugerido que os precipitados são coerentes e que as tensões devido a esta coerência se concentram nos contornos de grão, tornandoos sensíveis à corrosão preferencial. Outra teoria baseia-se no ataque preferencial dos contornos de grão devido à precipitação dos carbonetos, que seriam mais nobres e que, portanto, tornariam os contornos de grão anódicos. Em geral, não é possível achar evidências sobre qual teoria é mais provável. (PAREDES, 2020)

Existem várias maneiras de se minimizar o risco de corrosão intergranular em soldas. O método mais comum envolve a adição de Nb ou Ti ao metal de base, já que estes elementos possuem maior afinidade pelo carbono que o cromo e tenderiam a formar carbonetos do tipo NbC ou TiC. Estes possuem menor solubilidade que o carboneto de cromo, tendendo a não se dissolverem durante trabalho a quente e recozimento do aço. Assim a quantidade de carbono em solução em aços estabilizados com Nb ou Ti é, em geral, muito baixa e, quando o aço é aquecido na faixa de temperaturas de sensibilização à corrosão intergranular, o carboneto de cromo não se precipita. Para este objetivo é adicionado uma quantidade de titânio 4 a 5 vezes maior que o teor de carbono do aço ou uma de nióbio 8 a 10 vezes maior. Estes aços são resistentes à corrosão intergranular na ZTA, exceto em circunstâncias especiais, que serão discutidas mais tarde (PAREDES, 2020).

Um método alternativo é a redução do teor de C do metal de base para um nível baixo, em geral inferior a 0,03%. Estes aços de baixo teor de C (L) não são sujeitos à precipitação de carbonetos durante a soldagem. Eletrodos e arames para soldagem de aços estabilizados devem ser também estabilizados, uma vez que, em soldas de vários passes, o metal de solda já depositado pode ser aquecido na faixa de temperatura de sensibilização pelos passes seguintes. Nos processos com eletrodo consumível, particularmente com eletrodos revestidos, o Nb é geralmente utilizado como estabilizante do metal de adição. Nos processos TIG e oxiacetilênico, o Ti também pode ser utilizado. Para a soldagem de aços com baixo teor de C, utilizase eletrodo de baixo C ou, alternativamente, estabilizado. (MODENESI, 2011)

SOLDAGEM 500 ( Tp ( 700 C) BERVICO CORROSAO

Figura 30 - MECANISMO DE CORROSÃO INTERGRANULAR BASEADO NO EMPOBRECIMENTO DE CROMO DAS REGIÕES ADJACENTES AOS CONTORNOS DE GRÃO.

Fonte: PAREDES (1999)

A sensibilidade à corrosão intergranular pode ser removida através de um tratamento térmico da junta soldada. Dois tratamentos alternativos existem: a) tratamento de solubilização, que envolve o aquecimento a uma temperatura entre 1000 e 1100 °C por um pequeno período de tempo, seguindo-se um resfriamento rápido até a temperatura ambiente, e b) tratamento de estabilização, que consiste em um aquecimento até uma temperatura entre 870 e 900 °C por cerca de 2 horas. Este tratamento pode completar a precipitação, remover microtensões junto aos contornos de grão ou causar difusão de Cr para as áreas empobrecidas. Entretanto, em ambos os casos, é necessário aquecer todo o componente, uma vez que o tratamento térmico localizado simplesmente causa o deslocamento da região solubilizada para fora da área aquecida. Em geral, a utilização de tratamentos térmicos não é possível devido às dimensões do componente ou pelos problemas de distorção que causa, ou então é inviável economicamente, quando comparada com a utilização de material estabilizado ou de baixo teor de carbono. (MACHADO, 2002)

A utilização de um processo de elevada energia de soldagem pode minimizar o problema da corrosão intergranular, por reduzir o tempo de permanência na faixa crítica de temperatura.

Embora os aços inoxidáveis austeníticos estabilizados com Nb ou Ti resistam à corrosão intergranular discutida anteriormente, eles podem se tornar, após soldagem, sensíveis ao ataque intergranular por meios altamente corrosivos à região imediatamente adjacente à solda. Esta forma de corrosão parece envolver a dissolução preferencial de carbonetos de Ti ou Nb precipitados nos contornos de grão por solução de ácido nítrico concentrado e quente. Um mecanismo alternativo de sensibilização envolve a dissolução parcial dos carbonetos nas regiões aquecidas a altas temperaturas (acima de 1.100 °C para aços estabilizados com Ti e acima de 1.300 °C para aços estabilizados com Nb durante a soldagem e a precipitação de carbonetos de Cr nos contornos de grão durante um reaquecimento em torno de 650 °C na soldagem em vários passes, durante o tratamento térmico de alívio de tensões ou em serviço a alta temperatura. O risco de corrosão pode ser diminuído pela redução do teor de C do aço.

**Fissuração por corrosão sob tensão:** CST é uma forma de ataque que pode afetar aços inoxidáveis austeníticos a tensões de tração e a ambientes corrosivos contendo cloretos. As trincas são tipicamente transgranulares e ramificadas e podem ser formadas em poucos minutos quando o material é exposto a soluções concentradas e quentes de cloretos ou em muitas horas em soluções mais diluídas e a temperaturas mais baixas.

Esta forma de corrosão não é específica em peças soldadas, mas a soldagem pode atuar indiretamente, causando tensões residuais que aumentam o perigo de ataque, e produzindo uma região diferente do metal de base em relação à CST.

As principais características desta forma de corrosão são:

- existe um período de incubação, durante o qual as trincas não são observadas. Após este período, as trincas se desenvolvem rapidamente;

- o problema é acelerado pela presença do oxigênio;

- a velocidade de ataque é reduzida quando o teor de Ni é superior a 40% ou inferior a 5%;

- ligas mais puras são mais resistentes;

 - as condições superficiais da peça podem desempenhar um papel importante.
Jateamento superficial aumenta a resistência, possivelmente por criar tensões residuais compressivas na superfície;

- a estrutura da liga é importante. Ligas ferríticas ou austeno-ferríticas têm melhor resistência que materiais completamente austeníticos. Aços inoxidáveis ferríticos não sofrem CST em presença de cloretos, mas podem ser afetados por sulfeto de hidrogênio.

Fissuração por CST é usualmente causada pela contaminação acidental dos líquidos utilizados em um processo por soluções aquosas contendo cloretos ou pela contaminação da superfície da peça por cloreto durante a fabricação ou transporte. As condições mais severas ocorrem em condições tais que soluções contendo cloretos se concentram em contato com a superfície do metal. O equipamento de aço inoxidável deve ser projetado de modo a se evitar a formação de reentrâncias e fendas, onde esta concentração possa ocorrer e, na fabricação, transporte e armazenagem, devem ser tomadas precauções para se evitar contaminação por água do mar. (GENTIL, 2007)

Aços inoxidáveis austeníticos podem também sofrer CST em soluções contendo elevada concentração de íons hidroxila. Fissuração por CST pode ocorrer em ambientes oxigenados com água fervente e, em reatores de água pressurizada, em ambientes estagnados de água boretada. Penetração e fissuração intergranular em aços inoxidáveis austeníticos podem ocorrer devido à contaminação superficial por elementos de baixo ponto de fusão, por exemplo, o zinco, seguida de exposição a alta temperatura. De uma forma geral, é aconselhável se evitar qualquer contaminação superficial (por exemplo, tintas) em um aço inoxidável austenítico, se este for exposto a temperaturas superiores a cerca de 400 °C.

A fissuração por CST pode ser reduzida ou prevenida por medidas como:

- diminuição do nível de tensões, por exemplo, através de um tratamento térmico de alívio de tensões. Em aços inoxidáveis austeníticos, este tratamento é feito normalmente entre 900 e 1000 °C. Cuidados devem ser tomados para se evitar o
desenvolvimento de tensões residuais nas extremidades da região aquecida, devido a gradientes térmicos elevados, e para se evitar a precipitação de fase ou de carbonetos;

 eliminação do componente ambiental crítico, por exemplo, através de destilação;

 substituindo a liga, se não for possível atuar no ambiente nem reduzir o nível de tensões. Os aços inoxidáveis podem ser substituídos por ligas mais ricas em Ni ou por aços inoxidáveis que não contêm ou contêm menor quantidade de Ni;

- aplicando proteção catódica;

- aplicando inibidores no ambiente, e

- aplicando revestimentos por barreira.

3.5.3.2 Soldabilidade do aço inoxidável AISI 904L

**Dureza**: Os valores de dureza observados na figura 32, medidos no metal de base, zona fundida (ZF) e zona termicamente afetada (ZTA) são compatíveis com o material de microestrutura austenítica. A dureza mais elevada do depósito feito com o eletrodo revestido, da ordem de 231 HV10, mostra que esse valor fica ainda abaixo do limite fixado pela norma NACE (248 HV) para aços sujeitos a corrosão sob tensão em meios contendo H<sub>2</sub>S (PAREDES et al., 2003).

**Tração:** Com relação aos resultados no ensaio de tração de corpos de prova soldados (figura 33), pode-se comentar que as fraturas ocorreram no metal de base nos corpos de prova soldados com eletrodos revestidos (ER1 e ER2). Nos corpos de prova soldados com o processo MIG/MAG (MIG 1 e MIG2), a fratura ocorreu no cordão de solda, sendo que só no corpo de prova MIG2 a resistência à tração ficou menor que a do metal de base.

**Tenacidade:** Os resultados da medição da tenacidade apresentados na figura 34 mostram que em todas as soldas os valores obtidos são significativamente menores que o metal de base (40 a 65 %).

De acordo com a literatura nos aços inoxidáveis austeníticos (AISI 316L), após soldagem apresentam queda da tenacidade no metal de solda (20 a 30 %) quando comparado ao metal de base (PAREDES et al., 2003).

Nestes aços a queda de tenacidade na ZF poderia estar associada à segregação, que é comum nesses materiais de estrutura puramente austenítica de elevado teor de Ni, Cr, Mo e Cu.

Este fenômeno é acentuado pela estrutura de solidificação dendrítico-celular que facilita a segregação interdendrítica, o que ainda é incrementado pelo tipo de estrutura de solidificação grosseira produzida no centro do cordão de solda (ROJAS; ROJAS; CORTÉS, 1992).



Figura 31 - RESULTADOS DAS MEDIÇÕES DE DUREZA HV10 DO METAL DE BASE E UNIÃO SOLDADA.

Figura 32 - RESULTADOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO, MEDIDO NO METAL DE BASE E NAS UNIÕES SOLDADAS (ESC = ESCOAMENTO, RUP = RUPTURA).

Fonte: PAREDES (1999)



Fonte: PAREDES (1999)

Figura 33 - RESULTADOS DA MEDIÇÃO DA TENACIDADE DO METAL DE BASE E DAS UNIÕES SOLDADAS.



Fonte: PAREDES (1999)

Em geral, pode-se comentar que o procedimento de soldagem permitiu evitar trincas de solidificação, principalmente no primeiro cordão de solda, onde após testar várias temperaturas de pré-aquecimento, a que apresentou melhor resposta foi a de 200 °C. Por conseguinte, podemos deduzir que as trincas foram eliminadas pela redução da contração térmica do metal de base (PAREDES et al., 2003).

Um outro comentário se faz com relação a formação de fases intermetálicas indesejáveis, tais como fases sigma ( $\sigma$ ) e qui ( $\chi$ ), que segundo PADILHA e GUEDES (1994) pelo elevado cromo equivalente que apresenta o aço inoxidável AISI 904L (Creq. = 24,6) é esperada a precipitação destas fases. Isso poderia explicar também a sensível queda da tenacidade em todas as uniões soldadas.

No caso da união soldada com eletrodo revestido ER2, a menor tenacidade poderia ser explicada também pela participação do nitrogênio (presente no metal base, além do nitrogênio possível de ficar retido na solda durante a soldagem) na forma de carbonitretos complexos o que permite aumentar a dureza, porém, a estrutura fica com menor resistência quando exposta ao ensaio de impacto (PAREDES; D'OLIVEIRA, 2001).

**Microestrutura e defeitos de soldagem**: Os procedimentos de soldagem adotados permitiram evitar trincas de solidificação durante a soldagem nos cordões de solda. Entretanto, em todas as soldas realizadas pelos dois processos (sem utilizar pré-aquecimento do substrato e controle da temperatura de interpasses), foram detectadas trincas de liquação. Na figura 35 observam-se microtrincas, que tem entre 150 e 200 µm de extensão alongando-se intergranularmente entre a zona de ligação e a ZTA de grãos grosseiros.

A formação de trincas de liquação pode ser atribuída ao crescimento de grãos na ZTA, aos esforços de contração térmica que produz deformação na região de maior crescimento de grão austenítico e ao elevado teor de Mo (4 a 4,8 %), que favorece a segregação ao longo da área reduzida dos contornos de grãos, levando a formação de filmes líquidos locais.

Entre as recomendações para minimizar ou eliminar a incidência das trincas de liquação na ZTA, além de realizar a solda com baixa energia de aporte, é pré-aquecer o substrato (200 °C no primeiro passe), tal recomendação foi colocada em prática com sucesso, não ocorrendo trincas de liquação em corpos de prova mantendo-se em 100

°C a temperatura de interpasse entre cada cordão de solda. Isto foi possível pela redução das tensões trativas na fase de resfriamento durante a soldagem (PAREDES et al., 2003).

As trincas de liquação são favorecidas pelo crescimento de grão na ZTA, uma vez que isso acentua a segregação nos contornos de grão e com isso a formação de fases de baixo ponto de fusão, principalmente porque na região não misturada ou parcialmente fundida apresenta um nível elevado de segregação, principalmente de Mo, como foi verificado (Technical, 2006; How to Weld, 2012) num aço inoxidável 904L.

Figura 34 - — MICROESTRUTURA DA ZONA DE LIGAÇÃO MOSTRANDO A FORMAÇÃO DAS MICROTRINCAS DE LIQUAÇÃO, (A) SOLDAGEM COM ELETRODO REVESTIDO ER1 E (B) SOLDAGEM MIG



Fonte: PAREDES e D'OLIVEIRA (2001)

O recurso conhecido para minimizar ou eliminar a tendência à fissuração a quente é utilizar materiais de adição que permitam a formação de ferrita delta (2 a 3%) o que permitiria reduzir a concentração de segregação, porém, nestes aços quando expostos a condições de serviço em meios corrosivos, a ferrita delta presente traz consigo uma redução da resistência à corrosão (PADILHA; GUEDES, 1994).

Com relação à precipitação da fase sigma ( $\sigma$ ), se o Cr equivalente for superior a 17,8 % é esperada a precipitação desta fase e se o aço contiver Mo também pode precipitar a fase qui ( $\chi$ ), sendo que a fase  $\sigma$  não dissolve elementos intersticiais (C, B e provavelmente N) e a fase  $\chi$  pode dissolver carbono (PADILHA; GUEDES, 1994). Por conseguinte, além de outras razões de ordem metalúrgica, nos aços superausteníticos, há necessidade do empobrecimento prévio da matriz, o que pode ser feito pela precipitação de carbonetos e boretos ou limitando o teor de carbono a níveis baixos, como é o caso dos aços AISI 904L. De qualquer forma as fases  $\sigma$  e  $\chi$  quando presentes no metal de solda, são consideradas negativas para as propriedades mecânicas e corrosivas dos aços superausteníticos.

Ao analisar as estruturas de solidificação não foi constatada a presença de fase sigma nem fase χ, como era esperado, só foi verificado que a estrutura de solidificação dendrítica é muito fina e com segregação entre as dendritas. Por conseguinte, a baixa tenacidade pode ser atribuída principalmente à presença de segregação de Mo (PAREDES et al., 2003).

## 3.5.3.3 Solidificação de aços inoxidáveis austeníticos

O metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos geralmente tem estrutura duplex de austenita e ferrita delta. Experimentalmente tem sido demonstrado que um conteúdo de 4% de ferrita delta pode prevenir a fissuração a quente, sendo que ainda com 5% de ferrita delta o metal de solda pode apresentar fissuração a quente. Isto indica que ainda não está totalmente resolvido o problema da fissuração à quente, além de que a quantidade de ferrita delta não é o único parâmetro que deve ser controlado (PAREDES, 2020).

Quando solidifica um aço inoxidável austenítico a primeira fase a ser formada pode ser a austenita ou ferrita delta. Muitos dos aços inoxidáveis de tipo comercial têm composição química, em que a presença de ambas as reações tem importância prática. A figura 36 apresenta algumas das possíveis estruturas de solidificação. Nos casos 1 e 2 a primeira fase em precipitar é austenita, onde se observa que seu crescimento é em forma dendrítica. (BUSSINGER, PETROBRÁS)

Em ambos os casos, precipita no espaçamento interdendrítico um eutético formado por austenita e ferrita delta. A ferrita delta interdendrítica pode transformarse em forma parcial ou total em austenita secundária durante o resfriamento, gerando uma estrutura duplex ou totalmente austenítica no metal de solda (casos 1 e 2 da figura 35).

Nos aços da série AISI/ASTM que tem uma relação entre o cromo equivalente e níquel equivalente menor que 1,48 (Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> <1,48) solidificam em austenita

primária. Sendo o cromo equivalente determinado por: Cr =%Cr + %Mo + %0,5 Nb; e o níquel equivalente Ni = %Ni + 30%C + 0,5 %Mn. A morfologia da ferrita interdendrítica é do tipo vermicular, típica das estruturas de fundição. Impurezas, como o enxofre, aparecem segregadas fortemente na forma interdendrítica. Nas estruturas de solidificação 3 e 4 da figura 36 a solidificação começa com a precipitação da ferrita delta primária com morfologia dendrítica. No caso 3 a região interdendrítica é formada por um eutético separado, composto por austenita e ferrita delta. Durante o resfriamento posterior, a austenita do eutético cresce consumindo parte da ferrita eutética e da ferrita primária por meio da transformação de fases no estado sólido, controlada pela velocidade de resfriamento.

A segregação que ocorre durante as transformações líquido-líquido e sólidosólido determina que parte da ferrita delta primária se estabiliza pelo seu elevado teor de cromo e baixo teor de níquel. A ferrita delta, interdendrítica, pode apresentar diferentes morfologias, segundo seja a cinética de transformação. Na figura 36 observa-se que o crescimento da austenita em forma poligonal, que é controlada por difusão, onde a ferrita delta retida aparece com morfologia vermicular situada nos eixos das ramas dendríticas, neste caso, a estrutura duplex formada, pode ser confundida com uma estrutura de solidificação. (UFPR/DEMEC/LABATS)

Os esquemas da figura 36- 3b, 3c e 3d mostram precipitações de austenita do tipo Widmanstäten, gerando uma estrutura formada por placas de austenita e ferrita delta retida entre as placas. As estruturas do caso 3 se formam para relações 1,48 $\leq$  Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub>  $\geq$  1,95. Por último, quando a relação Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> é maior que 1,95, a fase primária é ferrita delta, nucleando na austenita só no estado sólido preferencialmente nos contornos de grão, geralmente o crescimento da austenita é em forma de placas através dos grãos primários, como mostra o caso 4 da figura 36. O resultado é uma estrutura de placas de austenita com ferrita delta retida. A característica principal da solidificação em fase ferrítica se relaciona com a distribuição do enxofre, que resulta mais uniforme dentro dos grãos primários. As relações de Cr<sub>eq</sub>/Ni<sub>eq</sub> que delimitam a aparição dos diferentes tipos de morfologias da ferrita, associados com as diferentes formas de solidificação, podem ser modificados em função da velocidade de resfriamento. O clássico diagrama de Schaefler-Delong, que considera só o efeito da

composição sobre o conteúdo de ferrita delta, é válida só para uma determinada faixa de velocidades de resfriamento.

Figura 35 - ESQUEMAS DE ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO DE AÇOS INOXIDÁVEIS.











3.c





γ -+ γ + (γ e + δ e) -+ y + y s + 5 -γ+(γe+δe)-= y + y 5 3. -b + (y c + b e)--δ + γ s + γ 4.-+ 5 ----►5 + γs -L

Fonte: PAREDES (1999)



Foi verificado que nem todas as estruturas de solidificação dos aços inoxidáveis austeníticos podem sofrer fissuração a quente, ainda que tenham o mesmo conteúdo de ferrita delta. As estruturas menos suscetíveis são aquelas em que a ferrita delta é a fase primária. No caso em que a estrutura austenítica na fase primária o enxofre apresenta-se altamente segregado, aumentando a tendência à fissuração a quente. Sendo que quando o conteúdo de P + S é menor que 0,01% não se produz fissuras a quente, seja estrutura primária de ferrita ou austenita na solda.

No diagrama Schaefler-Delong a linha que realmente separa o campo dos metais de solda suscetíveis de trincas a quente não coincide com um valor fixo de ferrita delta (por exemplo, 4%), aumentado seu teor na medida que aumentam os valores de níquel e cromo equivalente (LIMA, 2006).

Para evitar a trinca a quente nos procedimentos de soldagem se especifica o teor de ferrita delta admissível, indicando sua provável presença através do diagrama de Schaefler-Delong ou por meios magnéticos ou metalográficos.

Principais elementos estruturais presentes no metal de solda de aços austeníticos:

→ Originados durante a solidificação:

- Austenita primária (%)

- Ferrita delta primária (% e localização)

- Ferrita delta eutética (% e localização)

- Microsegregação (conteúdo de P + S e distribuição)

- Inclusões não metálicas (tipo, tamanho e distribuição).

 $\rightarrow$  Originados durante as transformações de fase em estado sólido:

- Austenita poligonal (% de austenita em contorno de grão + austenita poligonal)

- Placas de austenita (%)

- Ferrita delta globular (% e localização)

#### 3.5.4 Soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex e superduplex

3.5.4.1 Soldabilidade dos aços inoxidáveis duplex (AID)

Os aços inoxidáveis duplex podem ser soldados pela maioria dos processos de soldagem, tais como TIG, MIG, plasma, eletrodo revestido, arco submerso, resistência elétrica, feixe de elétrons entre outros (CUNHA; BRANDI, 1996). A soldabilidade é boa e muito parecida à dos aços austeníticos. Porém, deve-se tomar cuidados especiais com alguns tipos de fragilizações que podem ocorrer, principalmente em relação à precipitação de fases apresentadas anteriormente. Estas precipitações estão diretamente relacionadas à história térmica do material soldado, ou à energia de soldagem utilizada (FOLKHARD, 2012; CUNHA; BRANDI, 1996).

Nos aços inoxidáveis duplex, a energia de soldagem está diretamente associada às transformações microestruturais e ao desempenho da junta soldada. Assim, uma energia de soldagem elevada provoca uma baixa velocidade de resfriamento, favorecendo a precipitação de austenita e o equilíbrio microestrutural desejado. Porém, fases secundárias podem precipitar. Por outro lado, uma baixa energia de soldagem, resulta numa elevada velocidade de resfriamento, retardando a precipitação de austenita e o equilíbrio das fases na microestrutura (KARLSSON; PAK, 1991).

Além da busca de uma energia de soldagem ótima, deve-se ainda considerar o fato de que, na soldagem multipasse, a junta é submetida a vários ciclos térmicos. Isto significa que a região soldada passa por aquecimentos e resfriamentos consecutivos, comumente pouco controlados. Tais variações de temperatura podem modificar a microestrutura original e, consequentemente afetar o desempenho da junta (RAMÍREZ-LONDOÑO, 1997; BRANDI; RAMÍREZ, 1997).

Outro fator bastante relevante para a soldagem dos aços inoxidáveis duplex refere-se aos metais de adição. Os consumíveis de soldagem atualmente utilizados podem ser de dois tipos: ligados ao níquel e de mesma composição do metal-base (CUNHA; BRANDI, 1996).

A utilização dos consumíveis ligados ao níquel, evita toda a preocupação referente ao balanço de fases e controle microestrutural da zona fundida. Porém, a falta de nitrogênio e a presença frequente de nióbio nestas ligas contribuem para a

ocorrência de reações metalúrgicas desfavoráveis como a formação de precipitados e regiões com elevado teor de ferrita na zona afetada pelo calor (CUNHA; BRANDI, 1996).

Já os consumíveis de mesma composição do metal base são empregados somente quando a aplicação de um tratamento térmico pós-soldagem na faixa de 1050 °C for possível. Este tratamento visa balancear a microestrutura, fornecendo energia e tempo necessários para a precipitação da quantidade ideal de austenita do aço duplex. Uma variação destes consumíveis refere-se àqueles de mesma composição do metal base, porém enriquecidos em níquel. O aumento de níquel é feito para melhorar o balanço de fases na condição como soldado, aumentando a quantidade de austenita no metal de solda. Desse modo, as soldas realizadas com estes consumíveis não necessitam de tratamento térmico pós-soldagem, nem apresentam os problemas derivados da utilização dos metais de adição ligados ao níquel (FEDELE; BRANDI; LEBRÃO, 1999).

Portanto, nota-se que a soldagem dos aços inoxidáveis duplex envolve muitos detalhes e particularidades. Como exemplo tem-se: necessidade de controle do aporte de calor, risco de precipitação de fases fragilizantes, escolha do metal de adição correto, possibilidade de crescimento exagerado de grão na zona afetada pelo calor, etc. Além disso, informações sobre tipos de chanfro, pré-aquecimentos, tratamentos térmicos pós-soldagem, temperaturas interpasse e velocidades de resfriamento também são necessários e de vital importância para a qualidade da junta soldada (FEDELE; BRANDI; LEBRÃO, 1999).

O processo de soldagem por eletrodo revestido é versátil, simples, barato, de tecnologia amplamente difundida e pode ser aplicado aos aços duplex. Porém, a quantidade de artigos técnicos sobre a soldagem multipasse dos aços inoxidáveis duplex por eletrodo revestido é bastante reduzida.

### 3.5.4.2 Soldabilidade dos aços inoxidáveis superduplex (AISD)

São caracterizados pela composição química similar à dos aços inoxidáveis duplex, com maiores teores de Cr, Ni, Mo e N e com adições menores de Cu e W. São caracterizados por um comportamento de transformação e precipitação

complexo. Durante processamento, resfriamento. desenvolvem-se 0 no microestruturas contendo frações volumétricas comparáveis de fases austeníticas e ferríticas com diferentes propriedades físicas e mecânicas. Isto leva à evolução de níveis elevados de tensões internas, tornando o material susceptível à formação de trincas durante o resfriamento e fazendo com que o processamento de tais fundidos seja complicado e custoso. Esta fragilização é atribuída à precipitação da fase sigma nos contornos de fase. Produzir uma distribuição vantajosamente homogênea da fase sigma, através da formação de uma microestrutura primária refinada durante a solidificação pode ser uma maneira de contornar este problema (SANTOS; BOLFARINI, 2005).

Os aços inoxidáveis superduplex são amplamente utilizados em ambientes contendo íons da família dos halogênios, principalmente por íon cloreto (CI-). Os ambientes mais comuns, onde se utilizam esses materiais, são as águas dos oceanos, onde as concentrações de NaCI variam de 3,0% a 21,0% (LIMA, 2006).

Os aços inoxidáveis superduplex têm propriedades mais nobres em relação aos duplex e apresentam uma superior resistência equivalente à corrosão por pite (P. R. E., *pitting resistance equivalent*) maior que 40.

Na tabela 5 em anexo apresenta-se a composição química típica do AID e AISD comerciais mais comuns, sendo ressaltados os aços inoxidáveis superduplex.

Existem elementos, que, em conjunto com o cromo e o níquel fazem parte da composição destes materiais e cujas consequências nas propriedades e estabilização dos AID podem ser observadas na Tabela 12.

Elemento	Aumenta	Estabiliza	Diminui		
Cromo	Ferrita	P.R.E.	Tenacidade		
Molibdênio	Ferrita	P.R.E.	Tenacidade		
Niquel	Austenita	Tenacidade			
Manganês	Austenita	Solubilidade do Nitrogênio			
Cobre	Austenita	Resistência à corrosão			
		Dureza			
Nitrogênio	Austenita	P.R.E.			
		Dureza			
Nióbio	Ferrita	Resistência Mecânica	Tenacidade		

Tabela 12 - INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NAS PROPRIEDADES E ESTABILIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX.

Fonte: PAREDES (2020)

Na soldagem de AID, a microestrutura varia desde a poça de fusão até o metal adjacente à solda como consequência da história térmica (ciclos térmicos e repartição térmica) experimentada. Na Figura 37, apresenta-se o diagrama esquemático que relaciona a repartição térmica com o diagrama de fase pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% Fe e as zonas presentes: zona fundida, zona de ligação e uma zona afetada pelo calor formada pela zona de crescimento de grão da ferrita, zona parcialmente transformada e o metal de base não afetado. A microestrutura final depende da velocidade de resfriamento a partir de cada temperatura máxima presente na repartição térmica.

Figura 36 - DIAGRAMA ESQUEMÁTICO QUE DEFINE AS DIFERENTES ZONAS DA JUNTA SOLDADA DE ACORDO COM A REPARTIÇÃO TÉRMICA PARA UM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX.



Fonte: INTERNATIONAL STANDARDS CONVERSION TABLE FOR STAINLESS STEEL

Transformações na poça de fusão durante a solidificação:

Na ZF, o balanço microestrutural austenita-ferrita é ajustado pela composição química. Ela pode ser controlada pelo metal de adição, pelos gases utilizados na soldagem e pelas condições térmicas durante a soldagem. A solidificação pode ser baseada no diagrama pseudobinário Fe-Cr-Ni com 70% Fe apresentado na Figura 38. Os AID solidificam como ferrita em temperaturas próximas de 1450 °C. A microestrutura permanece ferrítica até atingir a linha *solvus* da ferrita.

Durante o resfriamento no estado sólido, ocorre a precipitação de austenita em temperaturas menores que as da linha *solvus* da ferrita. A temperatura de início de precipitação depende da relação dos elementos estabilizadores da ferrita e da austenita. Quando esta relação é baixa, a transformação começa em temperaturas levemente abaixo do intervalo de solidificação. Nestas temperaturas, a difusão é bem rápida propiciando uma fração de austenita elevada. Quando a relação entre os elementos estabilizadores da ferrita e da austenita é alta, a precipitação de austenita

começa em temperaturas mais baixas e é fortemente influenciada pela velocidade de resfriamento (BAESLACK; LIPPOLD, 1988).





Fonte: Kim e Shin (1995)

A austenita começa a precipitar nucleando no contorno de grão ferrítico. A quantidade de austenita formada é função do tempo e da temperatura, produzindo-se uma maior fração volumétrica da austenita nas velocidades de resfriamento menores.

Na poça de fusão, a microestrutura pode apresentar altos teores de ferrita (GIRALDO; 2001) quando a soldagem for autógena. O teor de ferrita deve ser limitado já que altos teores de ferrita diminuem a tenacidade da junta (GRONG, 1994). A utilização de nitrogênio no gás de proteção e/ou metal de adição com teor de níquel elevado pode resolver este problema causado pela microestrutura da zona fundida.

Solidificação de aços inoxidáveis duplex e superduplex:

Quando solidifica um aço inoxidável austenítico a primeira fase em ser formada pode ser a austenita ou ferrita delta. Muitos dos aços inoxidáveis de tipo comercial têm composição química, em que a presença das duas reações tem importância prática. A Figura 36 apresentou algumas das possíveis estruturas de solidificação. Nos casos 1 e 2 a primeira fase a precipitar é austenita, onde se observa que seu crescimento é em forma dendrítica. Em ambos os casos precipita, no espaçamento interdendrítico, um eutético formado por austenita e ferrita delta. A ferrita delta interdendrítica pode transformar-se em forma parcial ou total em austenita secundária durante o resfriamento, gerando uma estrutura duplex ou totalmente austenítica no metal de solda (casos 1 e 2 da Figura 36).

Transformações na zona termicamente afetada (ZTA):

Na ZTA o balanço microestrutural austenita-ferrita é determinado somente pelas condições de aquecimento e resfriamento, pela temperatura máxima atingida e pelo tempo de permanência nessa temperatura. Eles são consequência de fatores como: espessura do material, energia da soldagem transferida, temperatura de pré-aquecimento e temperatura de interpasses. As transformações no estado sólido podem envolver a dissolução parcial da austenita e dos precipitados durante o aquecimento, e a formação da austenita e precipitados durante o resfriamento em contorno de grão ferrítico e em alguns sítios intragranulares. Na figura 39 observa-se microestruturas do aço AISD UNS S32750, da amostra soldada com 0,8 kJ/mm.

Figura 38 - MICROESTRUTURAS DO AISD UNS S32750, DA AMOSTRA SOLDADA COM OS PARÂMETROS DE SOLDAGEM 1[0,8 kJ/mm], SEM SUBMISSÃO A CICLOS TÉRMICOS. (a) METAL DE BASE (200x); (b) INTERFACE CORDÃO/ZTA (200x); (c) ZF (200x). ATAQUE: BEHARA II



Fonte: LIMA (2006)

As transformações na ZTA podem ser explicadas com a ajuda do diagrama apresentado na Figura 40, para um ponto aquecido a uma temperatura maior que a *solvus* da ferrita (LIPPOLD; VAROL; BAESLACK III, 1992).



Figura 39 - CICLO TÉRMICO NA ZTA PARA TEMPERATURA ACIMA DA SOLVUS NA FERRITA.

Fonte: LIPPOLD, VAROL e BAESLACK III (1992)

Na região I, as mudanças microestruturais são dominadas pela dissolução de austenita e os precipitados presentes no material base. Assim, um aquecimento rápido retarda a dissolução da austenita e dos precipitados, enquanto o aquecimento lento permitirá a completa dissolução da austenita em temperaturas próximas à temperatura *solvus*.

Na região II, representa-se a porção do ciclo térmico que passou completamente ao campo ferrítico, que é adjacente à linha de fusão, e predomina o crescimento de grão ferrítico.

Na região III, onde ocorre o resfriamento abaixo da linha *solvus*, as mudanças microestruturais incluem a reformação de austenita e a precipitação de fases intermetálicas, como produto da velocidade de resfriamento, que é relacionado ao tempo de resfriamento (BERNHARDSSON, 1991; HEAT FLOW IN WELDING).

A quantidade de ferrita presente na ZTA na temperatura ambiente é função da velocidade de resfriamento no intervalo de temperatura entre 1200 e 800 °C e pode ser predita usando-se a mesma equação que se usa para todos os modelos de fluxo

de calor existentes, como foi verificado por TERASAKI e GOOCH (1995) o erro é de aproximadamente 15% com relação às medidas experimentais.

Quanto mais altas as temperaturas e maior o tempo de exposição às mesmas, maiores são as possibilidades de transformação da estrutura bifásica dos AID e AISD. Portanto, para a soldagem desses aços, é recomendada a utilização de processos de soldagem de baixa energia térmica, como o processo de soldagem TIG.

## 3.6 PROCESSOS DE SOLDAGEM

### 3.6.1 Definição do processo de soldagem

A definição da Associação Americana de Soldagem (AWS) para o processo de soldagem é a seguinte: "O processo de soldagem abrange processos distintos, mas é o mais importante para a união de materiais usados para obter a coalescência (união) localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem uso de pressão ou material de adição". Há outras definições em áreas como Química e Física que definem a soldagem como: processo pelo qual massas separadas de substâncias miscíveis parecem se atrair ao mais leve contato ou a união de gotas ou de bolhas ao contato, uma com a outra, em um meio fluído (líquido ou gás) ou na superfície de um corpo. É acompanhada da ampliação das gotas (bolhas) e é causada pelo efeito das forças da atração intermolecular (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2001).

Em metalurgia usa-se tanto a definição da física como a da química, principalmente na metalurgia do pó, onde o conceito se estende a estruturas cristalinas desordenadas.

#### 3.6.2 Soldagem TIG e MIG/MAG

No caso das soldas para materiais ferrosos, existem diversas tecnologias disponíveis, sendo as mais comuns: oxiacetilênica, eletrodo revestido, MIG/MAG, TIG, feixe de elétrons e plasma. Algumas variantes do processo MIG/MAG também

merecem destaque, como as soldagens com Arame Tubular e ao Arco Submerso (PEIXOTO, 2012). A seguir, um descritivo dos processos TIG e MIG/MAG, os quais foram objeto de estudo do presente trabalho:

# 3.6.2.1 Soldagem TIG

O processo TIG (*Tungsten Inert Gas*) utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e a peça a soldar. A proteção da região da soldagem é feita por um fluxo de gás inerte.

Os equipamentos necessários para a soldagem manual pelo processo TIG são mostrados na Figura 41. A fonte de energia é sempre de corrente constante e pode ser gerador, retificador ou transformador, dependendo do metal a ser soldado. A unidade de alta frequência é fundamental para a soldagem em corrente alternada, e deve ter intensidade regulável e controle de pré e pós-vazão do gás inerte, quando não incluído na fonte de energia. A tocha TIG é o dispositivo que fixa o eletrodo de tungstênio, conduz a corrente elétrica e proporciona a proteção gasosa necessária à região circundante do arco elétrico e à poça de fusão (WAINER; BRANDI; DE MELLO, 2019).

As variáveis do processo para a qualificação conforme a norma ASME – Seção IX que são consideradas essenciais: metal base, metal de adição, pré-aquecimento, tipo de gás de proteção (AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS, 2017).



Figura 40 - PONTA DA TOCHA DO PROCESSO DE SOLDAGEM TIG

A energia de soldagem está relacionada com a Tensão, a Corrente e a Velocidade de soldagem. No caso de corrente contínua o calor fornecido é dado pela equação 7 (AMERICAN WELDING SOCIETY, 2001):

$$H = \frac{60 \cdot V \cdot I}{v} \tag{7}$$

onde: H = Energia de soldagem (J/cm)

V = Tensão de soldagem (V)

I = Corrente de soldagem (A)

v = velocidade de soldagem (cm/min)

a) Gases de proteção:

Os gases mais utilizados na soldagem TIG são o argônio, o hélio ou suas misturas. A pureza do gás de proteção deve ser 99,99% para qualquer dos gases. A Tabela 13 mostra a características desses gases.

Argônio	Hélio		
- Baixa tensão de arco - Menor penetração	- Elevada tensão de arco - Maior		
- Adequado à soldagem de chapas finas -	penetração - Adequado à soldagem de		
Soldagem manual devido ao pequeno gradiente	grandes espessuras - Soldagem automática		
de tensão - Maior ação de limpeza - Arco	- Menor ação de limpeza - Arco menos		
mais estável - Fácil abertura do arco -	estável - Dificuldade na abertura do arco -		
Utilizado em CC e CA - Custo reduzido -	Custo elevado - Vazão para proteção de 2 a		
Vazão para proteção pequena - Maior	3 vezes maior que argônio - Menor		
resistência à corrente de ar lateral	resistência à corrente de ar lateral		

Tabela 13 - CARACTERÍSTICAS DOS GASES DE PROTEÇÃO UTILIZADOS NO PROCESSO TIG.

Fonte: PAREDES (2020)

Para soldagem de aços inoxidáveis utilizando o processo TIG, utiliza-se o gás argônio com corrente contínua polaridade direta ou hélio também com corrente

contínua e polaridade direta. A característica da soldagem é um arco estável e de fácil controle, apresentando uma grande penetração.

A escolha do metal de adição deve levar em consideração alguns fatores. Por exemplo, o metal de adição deve ser de composição química próxima à do metal base. O anexo 6 mostra a composição química de arames e varetas de algumas classes de aço inoxidável conforme a norma AWS A5.9-93 (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1993).

## 3.6.2.2 Soldagem MIG/MAG

No processo MIG, o gás de proteção utilizado é um gás nobre ou inerte, em geral Argônio, enquanto no processo MAG o gás empregado é o CO<sub>2</sub>, considerado ativo, ou "não-inerte", embora sua reatividade seja considerada baixa. Tal preocupação deriva do contato da poça fundida com o oxigênio do ar, que resultaria em rápida oxidação dado o estado líquido do aço, a turbulência na zona fundida e as elevadas temperaturas envolvidas. Dessa forma, o gás de proteção, seja ele argônio, gás carbônico, ou uma mistura de ambos, é utilizado como atmosfera protetora do cordão de solda enquanto solidifica, reduzindo efetivamente o risco de formação de óxidos.

O processo MIG/MAG não pode ser autógeno e, em geral, se utiliza de arames metálicos adequados ao processo, sendo que a tocha de soldagem é continuamente abastecida de arame à medida em que é consumido no processo. Abaixo, na figura 42, um esquema simplificado do processo.



Fonte: PAREDES (1999)

3.6.3 Efeito da energia de soldagem na zona afetada pelo calor

3.6.3.1 Diluição

Na figura 43 observa-se informação sobre a diluição dos processos de soldagem, informação importante para a pesquisa proposta. Destacando que a diluição é a relação do metal fundido do metal base e do material de aporte.

Figura 42	- DILUIÇÃO	DOS PROCESSOS DE SOLDAG	
Diluiçã	io na Sold	agem	
Processo	Diluição [%]	Observações	
Brasagem	0	Neste processo não funde o metal de base	
Oxigas	1-5	Com material de aporte	
Eletroescória	5		
Eletrodo revestido	30	Primeira passada em junta a topo com chanfro	
Eletrodo revestido	10-20	Passadas seguintes	
Arco submerso	60		
Resistência	100	Não tem material de aporte	
MIG	20-40		
TIG	20-30		



Fonte: PAREDES (1999)

3.6.3.2 Simulação do efeito das propriedades físicas e energia de soldagem na ZF e ZTA.

Também na área não fundida, nas adjacências do cordão de solda, são percebidas alterações metalográficas devido aos ciclos térmicos a que são submetidas. Tal região, denominada "zona termicamente afetada" (ZTA), vem sendo estudada há muitos anos devido ao elevado número de problemas microestruturais possíveis, seja por gradientes de composição química, por diferenças no tamanho e forma dos grãos, ou ainda pela formação de fases indesejáveis que levam à condensação de tensões e consequentes trincas. Para facilitar o dimensionamento das áreas afetadas, foi desenvolvida a equação de Adams, disponível em MACHADO (2000) e Kou (2003), a seguir:

# Equação da Temperatura Máxima (ou Equação de Adams)

A previsão ou interpretação das transformações metalúrgicas em um ponto de metal sólido perto da solda requer algum conhecimento da temperatura máxima atingida em um ponto específico. Esta temperatura pode ser definida pela fórmula a seguir:

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{4,13\,\rho Cty}{H_{net}} + \frac{1}{T_m - T_0}$$

Sendo:

T<sub>p</sub> = Temperatura máxima (°C) a uma distância y (mm) a partir da linha de fusão;

T<sub>0</sub> = Temperatura inicial da chapa (°C);

T<sub>m</sub> = Temperatura de fusão (°C) – especificamente a temperatura LÍQUIDUS de metal a ser soldado;

H<sub>net</sub> = Energia líquida adicionada:

$$H_{net} = \frac{fEI}{v} \begin{cases} f = \text{eficiência na transferência de calor (0 a 1)} \\ E = \text{tensão de soldagem(volts)} \\ I = \text{corrente de soldagem (ampéres)} \\ v = \text{velocidade de soldagem (mm/s)} \end{cases}$$

ρ = Densidade do material (g/mm<sup>3</sup>)
C = Calor específico do metal (J/g.°C)
ρC = Calor específico volumétrico(J/mm<sup>3</sup>.°C)
t = espessura da chapa em (mm)

A equação de Adams pode ser usada para determinação da temperatura máxima em pontos específicos da ZTA, estimar a sua largura ou o efeito préaquecimento na sua largura, e ainda, estimar o efeito energia adicionada sobre a largura da ZTA.

Tal equação é, na verdade, uma simplificação prática da realidade, tratando um problema tridimensional de maneira unidimensional (variável "y"). Todavia, fornece uma boa aproximação da localização estimada de formação de algumas fases deletérias na ZTA, justificando sua utilização até hoje.

# 3.7 ASPERSÃO TÉRMICA

O grupo de processos de deposição através de aquecimento, fusão e aceleração de materiais metálicos, óxidos, cerâmicos e carbonetos, na forma de arames metálicos ou pós, sobre superfícies previamente preparadas, com o objetivo de melhorar determinadas propriedades mecânicas, é comumente chamado de Aspersão Térmica.

Tais processos utilizam uma fonte de calor, para aquecimento e fusão, associada a um gás de arraste de pressão elevada para induzir energia cinética ao metal ou pó, aplicado na forma de jato, que se deposita em camadas sucessivas e heterogêneas sobre o substrato, quase sempre a superfície de uma peça metálica que se deseja revestir.

Dentre os inúmeros processos existentes, destacam-se a aspersão por chama (FS - *Flame Spray*), a aspersão por arco elétrico (AS - *Arc Spray*), a aspersão por oxicombustão de alta velocidade (HVOF - *High Velocity Oxy-Fuel*), a aspersão por arma de detonação (DGS – *Detonation Gun Spray*), e a aspersão fria (CS – *Cold Spray*).

3.7.1 Aspersão por chama (FS – Flame Spray)

A aspersão por chama se utiliza da queima de um gás combustível para promover a fusão do arame metálico ou pó, enquanto um gás de arraste, quase sempre ar comprimido ou um gás inerte, induz a aceleração das partículas fundidas até o impacto com o substrato. A figura 44 mostra esquematicamente o processo de aspersão a chama oxiacetilênica.



Figura 43 - ESQUEMAS DAS INSTALAÇÕES DO PROCESSO A CHAMA ARAME

Fonte: PAWLOWSKI (2008)

3.7.2 Aspersão por arco elétrico (AS – Arc Spray)

Bastante similar ao processo FS, porém utiliza o calor gerado por um arco elétrico como fonte de energia para a fusão do arame ou pó.

3.7.3 Aspersão por Oxi-combustão de alta velocidade (HVOF – High Velocity Oxy-Fuel)

Trata-se de uma evolução do processo FS, onde o gás combustível cumpre também o papel de gás de arraste ao ser queimado em elevadas pressões, simultaneamente fundindo e acelerando o material a ser aspergido em velocidades típicas de 900 a 1000 m/s.

3.7.4 Aspersão por Arma de Detonação (DGS – Detonation Gun Spray)

O equipamento de aspersão por arma de detonação é bastante similar aos antigos arcabuzes, tendo princípio de funcionamento idêntico, daí justificando seu nome. Quantidades ajustadas de pó, gás combustível e ar são injetados em uma câmara de combustão e detonados por uma faísca elétrica de elevada tensão, obtida por meio de uma vela. A câmara de combustão possui uma única saída na forma de "cano de arma" que direciona o produto da combustão para a superfície a ser revestida. Como o processo é cíclico – repetido a cada ignição da vela – o substrato é atingido sucessivamente por gotas de material total ou parcialmente fundido e acelerado a altíssimas velocidades, da ordem de 3000 m/s, ocasionando um revestimento bastante coeso e resistente.

3.7.5 Aspersão fria (CS – Cold Spray)

Não utiliza calor para fundir o material de aspersão. A adesão é obtida através da deformação plástica dos grãos metálicos sujeitos a elevadas velocidade de arraste.

#### 3.7.6 Materiais utilizados na Aspersão Térmica Prévia à Soldagem

Nos últimos anos busca-se o desenvolvimento de novas ligas cada vez mais resistentes a ação externa como temperatura, pressão, corrosão, nesse contexto as ligas de aços inoxidáveis vêm se destacando cada vez mais devido a sua resistência principalmente quando aplicadas à indústria petrolífera.

Rovere (2014) aponta que os maiores desafios do uso de ligas compostas por aços inoxidáveis estão ligados à sua soldabilidade e ao desempenho mecânico e de corrosão do material soldado, bem como com o desenvolvimento de processos de soldagem rápidos, confiáveis e econômicos que minimizem ou até mesmo dispensem os caros e demorados tratamentos térmicos pós-soldagem.

Nesse contexto a otimização do processo de soldagem convencional com a minimização de perdas de materiais, tempo de soldagem, qualidade e resistência na junção dos materiais com o uso de previsão de microestrutura é considerado um grande avanço e de elevada importância para o avanço no desenvolvimento do processo de soldagem.

No âmbito do presente trabalho, o Diagrama de Schaeffler foi escolhido por se tratar de um trabalho bastante consolidado entre os estudiosos e profissionais de soldagem, sobretudo em se tratando de aços inoxidáveis. Este diagrama consiste num mapa constitucional de duas dimensões do estado final de solidificação de cordões típicos de solda em aços nas condições médias de produção, isto é, sem preocupações exaustivas quanto ao controle das condições ambientais e da taxa de resfriamento.

Schaeffler trabalha com duas tendências opostas de microestrutura presentes nos aços inoxidáveis: o reticulado cristalino CCC (cúbico de corpo centrado), característico da ferrita, e o reticulado cristalino CFC (cúbico de face centrada), presente na austenita. Ao estudar a contribuição de diversos elementos químicos na formação de uma ou outra estrutura, Schaeffler descobriu que a adição de cromo favorece a formação da ferrita, enquanto o níquel, a austenita. Além disso, todos os outros elementos estudados também, em maior ou menor grau, tenderiam a influenciar numa ou noutra direção. Dessa forma, foram estabelecidas as duas grandes classes de elementos de liga presentes nos aços inoxidáveis: a) elementos ferritizantes – também chamados ALFAGÊNEOS – que incluem o cromo, o

molibdênio, o silício demais elementos como alumínio, nióbio, titânio etc.; e b) elementos austenitizantes – ou GAMAGÊNEOS – quais sejam, níquel, carbono e manganês incluindo, mais tarde por Delong, também o nitrogênio.

## 3.8 PROGRAMAÇÃO EM MICROSOFT EXCEL®

A planilha eletrônica Microsoft Excel® é uma das mais disseminadas ferramentas de automatização de rotinas administrativas e de cálculo, devido principalmente ao rápido e fácil acesso às tecnologias Microsoft ainda nos primeiros anos da informática pessoal e corporativa. Sua alta penetração nos meios pessoal, escolar/acadêmico e profissional justificam o seu uso como ferramenta de simulação e previsão matemática.

O ambiente de trabalho em uma planilha Excel® permite o estabelecimento de interdependência lógica entre as diversas células – delimitadas por linhas e colunas identificadas, respectivamente, por letras e números – de uma maneira bastante análoga a uma linguagem de programação. Além disso, o programa inclui uma plataforma de desenvolvimento em Visual Basic® que permite integrar e suplementar as planilhas com instruções programadas – chamadas de Macros – que ampliam ainda mais as possibilidades de cálculo e iterações. As ferramentas gráficas do Excel permitem a construção de linhas de tendência para análise de variáveis, que se mostrou bastante útil para a delimitação dos campos de risco do diagrama de Schaeffler.

Os recursos lógicos do MS Excel® são demasiadamente extensos para uma abordagem completa, por isso, nesse trabalho, vamos descrever resumidamente apenas os recursos básicos mais importantes utilizados aqui, valendo-nos do Menu de Ajuda do próprio programa.

### 3.8.1 Fórmulas, funções e matemática básica

Cada célula pode conter valores digitáveis, sejam valores numéricos de diversos tipos (números inteiros, reais, data e hora, percentual, monetário etc.) ou

ainda texto simples. É possível operar dados de células distintas, tanto matemáticas quanto lógicas ou textuais.

Uma fórmula em uma célula do Excel® sempre se inicia com o símbolo de igualdade (=) seguido de um texto estruturado para cada função específica. Os operadores matemáticos mais simples, que representam as quatro operações matemáticas fundamentais são os de adição (+), subtração (-), multiplicação (\*) e divisão (/). Operadores mais complexos são a potenciação (^) e a concatenação (&), esta última utilizada para construir textos complexos a partir de textos menores. Os parênteses cumprem o papel de separadores de blocos de cálculo, de maneira similar aos cálculos manuais, com a diferença de não haver utilidade nos colchetes ([]) e nas chaves ({}) no Excel®, sendo a função destes totalmente suprida pelos parênteses. Alguns números constantes notáveis da matemática estão programados na lógica interna do Excel®, por exemplo o Pi ( $\pi$ ) = 3,14159..., que pode ser evocado com a expressão "=pi()".

Para exemplificar uma função simples (figura 45), o cálculo da área de um círculo de raio informado na célula A1 é realizado pela seguinte expressão (equação 8) digitada em outra célula, por exemplo, A2:

## =(pi())\*((A1)^2)

A figura 45 traz essa função no Excel®:

Figura 44 - EXEMPLO DE APLICAÇÃO NA PLANILHA DE DADOS

A2 $\checkmark$ : $\times \checkmark f_x$ =(PI())*((A1)^2)								
	А	В	С	D	E	F		
1	10							
2	314,159							
3								
4								
5								
6								
7								

Fonte: O autor (2021)

O anexo 7 fornece uma lista com uma breve descrição das funções mais úteis para a construção da planilha de simulação utilizada no presente trabalho.

(8)

# 4 METODOLOGIA

O conceito deste trabalho pode ser dividido em três partes principais:

 a) a proposição do processo de soldagem com adição prévia de material aspergido;

 b) a elaboração da planilha eletrônica em Microsoft Excel® para simulação da microestrutura de refusão por soldagem;

c) a simulação em planilha eletrônica para verificar e validar a previsão de aplicar revestimentos compostos sobre aços inoxidáveis.

# 4.1 SOLDAGEM PRÉ-ASPERGIDA

A metodologia de soldagem com adição prévia de material aspergido, ou ainda, a refusão por soldagem de material aspergido, pode ser compreendida pelas figuras 46 e 47 a seguir.





Fonte: O autor (2021)

O material aspergido deve ter composição química concentrada de modo a conferir ao cordão soldado uma microestrutura adequada a evitar ou a resistir aos defeitos nesses componentes. Para se calcular a melhor composição, se faz

necessária uma ferramenta de cálculo e simulação que, para nosso caso, é uma planilha de cálculo programada no Excel®.





Fonte: O autor (2021)

## 4.2 PLANILHA DO MS EXCEL®

A planilha eletrônica adotada neste trabalho, designada METALATS (onde "ATS" significa Aspersão Térmica e Soldagem), é uma adaptação da planilha SOLDINOX desenvolvida pelo autor e professor orientador- GUEDES e PAREDES (2017), como trabalho de conclusão de curso. A simulação compreendia o cálculo da distância da temperatura máxima de Adams para a ZTA e a composição química ponderada final do cordão de solda composto de até 5 matérias-primas diferentes, com possibilidade de outros 5 cordões subsequentes, de composição química igualmente variada. Os diagramas considerados foram os de Schaeffler, Delong, WRC e Balmforth.

Para o atual trabalho, a equação de Adams, abordada no subitem 3.6.3.2 da revisão bibliográfica, ganhou uma aba específica da planilha, onde os diversos parâmetros de soldagem devem ser estimados e informados, e a variável dependente será a distância entre a temperatura máxima T<sub>p</sub> e a linha de fusão, "y", em mm, dado que servirá de base para possíveis investigações metalográficas.

O METALATS concentra-se apenas no diagrama de Schaeffler e permite, também, o dimensionamento, em percentuais mássicos, de uma mistura de elementos químicos, na forma de pó metálico, a fim de permitir o fino ajuste da composição química através da aspersão térmica prévia à refusão por soldagem. Por exemplo, dadas as composições de dois metais, é possível o cálculo da composição de um terceiro, insumo da aspersão térmica, de modo a ajustar a microestrutura final até valores de cromo-equivalente e níquel-equivalente adequados. Para este trabalho, o par ordenado Cr<sub>eq</sub>. = 20,0 e Ni<sub>eq</sub>. = 10,8 foi considerado como a condição otimizadora da microestrutura pois, de acordo com o diagrama de Schaeffler, esta composição equivale à região central do "triângulo" ideal de redução dos riscos associados à soldagem de aços inoxidáveis.

Outro ganho de simulação da planilha METALATS é a descrição automática dos riscos associados a cada par Cr<sub>eq</sub>. x Ni<sub>eq</sub>. obtido do cálculo para cada matériaprima bruta considerada, de acordo com a pesquisa de MODENESI, MARQUES e SANTOS (1992). Tal melhoria foi executada através da obtenção das equações matemáticas correspondentes às linhas de fronteira dos problemas principais afeitos a cada microestrutura. Abaixo, o diagrama de Schaeffler (figura 48), indicando as linhas de fronteira empíricas:





Fonte: Adaptado de MODENESI (2001)

Regiões do gráfico associadas a riscos e defeitos:

 Formação de trincas de solidificação ou por perda de ductilidade acima de 1250 °C;

 Fragilização por formação de fases intermetálicas após aquecimento entre 450 e 900 °C;

3. Fragilização por crescimento de grão;

4. Fragilização e fissuração por formação de martensita.

O método para se obter as equações das linhas coloridas da figura anterior consiste na construção de tabelas de pares ordenados (Cr<sub>eq</sub>. x Ni<sub>eq</sub>) cujas curvas ajustadas pelo gráfico de dispersão XY coincidam com essas linhas. Sendo assim, existem 5 linhas de fronteira que caracterizam as regiões de risco:

- a. A linha vermelha que delimita, acima, a região 1;
- b. A linha verde que delimita, à sua direita, a região 2;
- c. A linha azul que delimita, abaixo, a região 3;
- d. A linha púrpura à direita da região 4;
- e. A linha púrpura à esquerda da região 4.

Dessas linhas, duas precisaram ser subdivididas pois não são funções, ou seja, nos dois casos há valores de Cr<sub>eq</sub>. que podem admitir mais de um valor de Ni<sub>eq</sub>., o que viola a definição de função e, por isso mesmo, não permite a obtenção de uma fórmula matemática adequada. Tal dificuldade foi contornada com a "quebra" dessas linhas em duas sublinhas, de modo que cada uma dessas sublinhas permita um, e apenas um valor de Ni<sub>eq</sub>. para cada valor de Cr<sub>eq</sub>. Tais linhas correspondem às linhas "b" e "d".

Como exemplo da obtenção das equações dessas linhas, abaixo segue o processo de obtenção da curva "a", de cor vermelha que, por conveniência, foi aproximada para 3 segmentos de curvas a seguir:

1. Uma linha reta entre  $Cr_{eq}$ . 0,00 e 10,00;

2. Uma parábola positiva de Creq. 10,00 a 17,55;

3. Outra linha reta de  $Cr_{eq}$ . 17,55 a 36,70, ponto em que a linha abandona o diagrama.

Para se caracterizar a função de uma linha reta é preciso, no mínimo, dois pontos ou pares ordenados, enquanto uma parábola – função de segundo grau – exige pelo menos três pares de pontos. Tomando visualmente os pontos necessários para cada caso, e chamando  $Cr_{eq}$ . de X e  $Ni_{eq}$ . de Y – os eixos cartesianos comuns, presentes também na lógica interna do Excel® – se obtém rapidamente as equações para os segmentos de linha para a curva "a" através da regressão linear, conforme a figura 49:



Figura 48 - EXEMPLOS DE REGRESSÃO LINEAR.



Dessa forma foi obtida a equação da linha "a" que consta da figura 50:

Figura 49 — EQUAÇÃO DA LINHA "a".

$$Ni_{eq} = \begin{cases} -0.45.Cr_{eq} + 14.00, & se \ 0.00 \le Cr_{eq} < 10.00; \\ 0.0829.Cr_{eq}^2 - 2.0648.Cr_{eq} + 21.86, & se \ 10.00 \le Cr_{eq} < 17.55; \\ 1.0888.Cr_{eq} - 7.958, & se \ 17.55 \le Cr_{eq} < 36.70 \end{cases}$$

Fonte: O autor (2021)


A figura 51 a seguir traz o gráfico obtido no Excel para a equação da linha "a":

Figura 50 - REPRESENTAÇÃO GRÁFICA DA EQUAÇÃO DA LINHA "a".

Pode ser observada a coerência de forma da linha de distribuição dos pontos obtidos por essa equação e aquela presente no diagrama de Schaeffler. Uma vez conhecida a equação da linha "a", é possível saber se determinado ponto do diagrama, correspondente à microestrutura de solidificação de um material qualquer, está acima, abaixo, ou até mesmo sobre essa linha de fronteira. Assim, é possível saber se o material está ou não está sob o risco delimitado pela linha.

O processo de investigação das funções associadas às linhas de campos de defeitos do diagrama de Schaeffler, executado de maneira similar para as outras linhas, resultou no gráfico da figura 52 a seguir, obtido pela superposição de pontos, obtidos pelas 7 funções determinadas graficamente, plotados sobre a imagem original do diagrama.

Fonte: O autor (2021)



Figura 51 - DIAGRAMA DE SCHAEFFLER PARAMETRIZADO.

## 4.3 SIMULAÇÃO

Por ser uma das situações mais comuns de soldagem, o cenário escolhido para a simulação é a soldagem de revestimento MIG/MAG sobre uma chapa de 4,75 mm de espessura de aço inoxidável AISI 304, com material de adição de mesma composição química, porém com aplicação prévia de revestimento em pó pelo processo de aspersão térmica *Flame Spray*, enriquecido de cromo, molibdênio e níquel, de modo a se obter uma camada fundida modificada equivalente ao aço inoxidável AISI 317. O esquema simplificado consta da figura 53.

Figura 52 - CAMADAS ADICIONADAS À CHAPA METÁLICA.



Fonte: O autor (2021)

Fonte: O autor (2021)

A camada aspergida (er) foi variada de 500 a 1000 micrômetros, ou de 0,50 a 1,00 mm, com incremento de 0,1 mm; o reforço (es), ou seja, o ganho de espessura da chapa devido ao material de soldagem, foi fixado em 2,50 mm, variando-se a penetração (eb) – ou seja, a espessura de material de base que participa da junta soldada, de modo a atingir uma diluição global média do processo de soldagem MIG/MAG, que foi simulada em 20, 30 e 40%, significando que o metal de adição AWS AISI 304 deve perfazer 80, 70 e 60%, respectivamente, da composição química da zona fundida. O anexo 3 traz as composições químicas médias das ligas mencionadas acima.

Com o auxílio da planilha eletrônica METALATS, é possível dimensionar o pó para aspersão, considerando eventuais perdas de volume devido a porosidades e óxidos, da ordem de 5% cada uma, a fim de se obter a zona fundida equivalente ao objetivo proposto. Além disso, é possível estimar a localização de microestruturas críticas na zona afetada pelo calor, fora da zona fundida, onde o metal de base pode apresentar fragilidades a trincas de diversas naturezas, dependendo da temperatura máxima atingida em cada ponto do metal de base a partir da superfície de fusão. Na sequência as faixas de temperatura de interesse para a formação das seguintes fases:

- Carboneto de cromo: 400 a 900 °C. A mais significativa é a 600 °C;
- Fase sigma: de 600 a 1000 °C, a mais crítica é 850 °C;
- Fase alfa linha: entre 350 e 550 °C e a mais crítica a 475 °C;
- Nitretos de cromo entre 600 °C e 1000 °C, a mais crítica a 800 °C;

 A ferrita delta forma-se na solidificação Líquida-Sólida ao redor dos 1400 a 1450 °C e chega levemente superior a 1200 °C, dependendo da composição química das impurezas de baixo ponto de fusão.

## **5 RESULTADOS E DISCUSSÃO**

ENTRADA

CAPA

Ao se rodar a simulação na planilha METALATS, o primeiro passo deve ser dado na aba "ENTRADA", onde se deve evocar os materiais AISI 304 e AISI 317 conforme constam do banco de dados da planilha, na aba "MATERIAIS". Pode-se consultar nessa aba, copiar e colar o nome do material constante na coluna "ESPECIFICAÇÃO", ou ainda, procurar o nome na lista suspensa adicionada ao próprio campo "ESPECIFICAÇÃO" da aba "ENTRADA". Logo em seguida, ao comando "CTRL+m", a tabela será preenchida automaticamente com a composição química de cada material. Observe o resultado dessa etapa na figura 54.

				C	omposiçâ	(o químic,	a média	. (%)		
VEIS	ESPECIFICAÇÃO	Carbono (C)	Cobre (Cu)	Cromo (Cr)	Manganês (Mn)	Molibdênio ( <u>Mo</u> )	Níquel (Ni)	Nitrogênio (N)	Silício (Si)	Outros*
sumí	AISI 304	0,080	0,000	19,000	2,000	0,000	9,300	0,0000	1,0000	0,0000
CON	AISI 317	0,080	0,000	19,000	2,000	3,500	13,000	0,000	1,000	0,000
IAIS E										
ATERI										
ž										

#### Figura 53 - ABA "ENTRADA" DA PLANILHA "METALATS".

Fonte: O autor (2021)

Em seguida, na aba "SCHAEFFLER" (figura 55), é necessário recarregar os materiais que, agora, se encontram exclusivamente na aba "ENTRADA", pois esta etapa foi justamente planejada para simplificar a programação da planilha, reduzindo o campo de busca pelo material na aba "MATERIAIS". Basta procurar na lista suspensa, por exemplo, das linhas 1 e 2 na coluna "ESPECIFICAÇÃO". As composições químicas de cada material serão carregadas e os parâmetros de cromo

e níquel-equivalente são calculados, assim como a microestrutura de solidificação e possíveis riscos associados, de acordo com as premissas do Diagrama de Schaeffler.

DIA	DIAGRAMA DE SCHAEFFLER			ER	CA	PA	α = Nb, Ti, Al, etc.					
N₽	ESPECIFICAÇÃO	TEOR (%)	Cr	Мо	si	α	Ni	с	Mn	Cr <sub>eq</sub> .	Ni <sub>eq</sub> .	MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO E POSSÍVEIS RISCOS ASSOCIADOS
1	AISI 317	100	19,000	3,500	1,000	0,000	13,000	0,080	2,000	24,000	16,400	Austenita + Ferrita; Formação de fases intermetálicas
2	AISI 304	100	19,000	0,000	1,000	0,000	9,300	0,080	2,000	20,500	12,700	Austenita + Ferrita; Sem risco associado
3		100								0,000	0,000	
4		100								0,000	0,000	
		100								0,000	0,000	

Figura 54 - VISTA PARCIAL DA ABA "SCHAEFFLER" DA PLANILHA "METALATS".



Um pouco abaixo, na base da aba "SCHAEFFLER", o diagrama apresenta os pontos 1 e 2, que correspondem aos parâmetros de cromo e níquel-equivalente dos materiais AISI 317 e AISI 304, respectivamente, corroborando a posição da microestrutura e possíveis riscos associados. A figura 56 traz esse detalhe.





Fonte: O autor (2021)

Na simulação para obter uma camada de aço AISI 317 sobre o metal-base de AISI 304, considerando que será aplicado o metal de adição também de AISI 304, deve ser dimensionado um pó de aspersão que forneça os elementos químicos necessários à transformação. O dimensionamento do pó é feito com o uso da calculadora, com base no par ordenado cromo e níquel-equivalente do material AISI 317 e na proporção que esse pó deverá ter na mistura diluída.

Todavia, dois passos anteriores são necessários:

Primeiro, ainda na aba "SCHAEFFLER", foi simulado a deposição do metal de adição AISI 304 sobre o metal base AISI 304, o que, na prática, se espera que resulte em 100% de material AISI 304; A figura 57 traz o material 6, uma junta com 70% de AISI 304 sobre 30% de AISI 304, cuja transformação para uma camada de AISI 317 é calculada em seguida. Note o mesmo valor para cromo e níquel-equivalente para os pontos 2 e 6.

DI	IAGRAMA DE SCHAEFFLE					<u>CAPA</u> α = Nb, Ti, Al, etc.				b, Ti, A	l, etc.		
N₽	ESPECIFIC	AÇÃO	TEOR (%)	Cr	Мо	si	α	Ni	с	Mn	Cr <sub>eq</sub> .	Ni <sub>eq</sub> .	MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO E POSSÍVEIS RISCOS ASSOCIADOS
1	AISI 3	17	100	19,000	3,500	1,000	0,000	13,000	0,080	2,000	24,000	16,400	Austenita + Ferrita; Formação de fases intermetálicas
2	AISI 3	04	100	19,000	0,000	1,000	0,000	9,300	0,080	2,000	20,500	12,700	Austenita + Ferrita; Sem risco associado
3			100								0,000	0,000	
4			100								0,000	0,000	
5			100								0,000	0,000	
		2	70										
6	2+2	2	30	19,000	0,000	1,000	0,000	9,300	0,080	2,000	20,500	12,700	Austenita + Ferrita; Sem risco associado

Figura 56 - PONTO 6 (JUNTA SOLDADA) ADICIONADA À ABA "SCHAEFFLER".

Segundo, na aba "ATS", se obtém o percentual do pó na junta final, respeitando as medidas de reforço e camada aspergida propostos na metodologia. Por exemplo, uma diluição típica para soldagem MIG/MAG é considerada 30%, que deverá ser proporcionalmente dividida entre o metal de base e a camada depositada por aspersão térmica. Esse estudo consta da figura 58.

Fonte: O autor (2021)



Figura 57 - ABA "ATS" PARA DETERMINAÇÃO DO PERCENTUAL DE REVESTIMENTO.

Fonte: O autor (2021)

Nessa aba da planilha, deve-se informar o reforço de soldagem (es), a espessura do revestimento (er) e a penetração da soldagem no metal de base (eb), todos em milímetros (mm). A espessura total (et) em milímetros (mm), assim como todos os percentuais relativos a cada camada são calculados pela planilha.

Como se pode observar, para se manter o reforço de soldagem (es) em 2,50 mm, e a espessura do revestimento (er) em 0,50 mm, a penetração da soldagem no metal de base (eb) será de 0,56 mm, perfazendo uma camada fundida de 3,56 mm de espessura total (et). Esses valores implicam num percentual de 14%p para o pó de aspersão, dado necessário ao seu cálculo de composição química. Somado ao percentual de 16% do metal de base, atinge-se a diluição global de 30% relativa ao processo MIG/MAG, ficando os restantes 70% ao metal de adição.

Aplicando o percentual de 14% do material de aspersão à calculadora de pó que consta logo acima do diagrama na aba "SCHAEFFLER", e também o valor dos percentuais de porosidade e óxidos em 5% cada, e cromo-equivalente de 24 e níquel-equivalente de 16,4 – correspondentes ao aço AISI 317 - na aba de mesmo nome, obtém-se a composição química estimada para se atingir o objetivo proposto, conforme apresenta a figura 59.



Figura 58 - CÁLCULO DO PÓ DE ASPERSÃO NA ABA "SCHAEFFLER".



São obtidas duas composições sugeridas para o pó de aspersão. Do lado esquerdo, a composição exata para obtenção do objetivo, no caso, o par ordenado cromo e níquel-equivalente do aço inoxidável AISI 317. Do lado direito, a composição majorada para compensar as perdas devido a porosidades e óxidos. Para fins de continuidade da simulação, será registrado na aba "MATERIAIS" o pó com as características exatas, porém, o que se recomenda é a elaboração do pó com os valores majorados, para compensação das perdas inerentes. O teor de carbono (C) é estimado em 0,3% residual da complementação com pó de ferro – quantidade de carbono propositadamente exagerada visando extrapolar possíveis erros de composição. A figura 60 traz a adição desse pó à aba "MATERIAIS", separando um percentual de 7% de molibdênio necessário à liga AISI 317.

ESPECIFICAÇÃO	* TIPO	* Carbono (C)	<ul> <li>Cobre (Cu)</li> </ul>	* Cromo (Cr)	<ul> <li>Manganês (Mn)</li> </ul>	<ul> <li>Molibdênio (Mo)</li> </ul>	<ul> <li>Niquel (Ni)</li> </ul>	<ul> <li>Nitrogênio (N)</li> </ul>	* Silicio (Si)	- Outros (Nb, Ti, Al, etc.) -
AWS ER317	EA	0,080	0,750	19,500	1,750	3,500	14,000	0,000	0,475	0,000
AÇO ESTRUTURAL CASO HDT	84.	0,087	0,063	5,873	0,873	1,973	0,610	0,012	1,160	0,790
AWS ER347	EA	0,080	0,000	19,000	1,000	1,200	15,000	0,130	1,500	0,800
AWS E309MoL-16	EA	0,030	0,000	23,000	0,000	2,500	13,000	0,000	0,000	0,000
SAE 4130	BL	0,305	0,000	0,905	0,500	0,200	0,000	0,000	0,225	0,075
AWS ER7018	ER	0,080	0,000	0,200	1,600	0,300	0,300	0,000	0,750	0,080
PÓ (0.3C 45.5[Cr+Mo] 30.1Ni)	AT	0.300		38.500		7.000	30,129			
<ul> <li>A second sec second second sec</li></ul>									- 1	

C000

MATERIAIS DE SOLDA MAIS COMUNS

Figura 59 - ADIÇÃO DO PÓ DE ASPERSÃO À ABA "MATERIAIS".

Esse novo material precisa ser evocado na aba "ENTRADA" e também carregado na aba "SCHAEFFLER", de maneira já descrita. O resultado da inclusão

Fonte: O autor (2021)

desse pó como um terceiro componente na junta de número 7 é apresentado na figura 61, apresentando a sua posição final no Diagrama.



Figura 60 — JUNTA NÚMERO 7 NA ABA "SCHAEFFLER".

Fonte: O autor (2021)

Nota-se o resultado da junta do ponto 7 coincidindo, em termos de cromo e níquel-equivalente, com o aço inoxidável AISI 317 (ponto 1), sendo atingido o principal objetivo da simulação.

Para outros valores de diluição, a simulação foi feita de maneira similar, e trouxe os seguintes resultados:

Para 20% de diluição global, a composição do pó ficou em 0,3%C,
 42,4%(Cr+Mo) e 26,8%Ni;

Para 40% de diluição global, a composição do pó ficou em 0,3%C,
 49,7%(Cr+Mo) e 34,5%Ni;

Com relação à zona adjacente ao cordão de solda, mais comumente referida como zona afetada pelo calor, a aba "ADAMS" da planilha nos auxilia na determinação das distâncias de possível ocorrência de fragilidades relacionadas a temperaturas críticas, responsáveis pelo surgimento de fases deletérias. A figura 62 nos traz o aspecto dessa interface com a aplicação de parâmetros comuns de soldagem aplicáveis ao problema proposto para uma temperatura de interesse de 1100 °C, cujo resultado é 0,013 mm, o que significa dizer que, considerando as grandezas aplicadas, é a esta distância da superfície de fusão, em todo o seu redor, que se espera o atingimento da temperatura de interesse como máximo.

	ADAMS	CAPA				
N DE	Temperatura inicial da chapa (ºC):	25,0	Eficiência de transferência de calor:	0,9	Velocidade de soldagem (mm/s):	5,0
A B	Temperatura de fusão (PC):	1510,0	Tensão de soldagem (V):	20,0	Densidade do material (g/cm <sup>a</sup> ):	7,850
19 U	Temperatura de interesse (PC):	1100,0	Corrente de soldagem (A):	200,0	Calor específico do metal-base (J/g.ºC):	90,000
PAR	Espessura da chapa (mm):	4,75	* Titânio (Ti), Nióbio (Nb), etc.			
			POSIÇÃO DA TEMPERATU	JRA DE INT	ERESSE (Equação de Adams - mm): 0,013	

Figura 61 — ABA "ADAMS" DA PLANILHA "METALATS".

Fonte: O autor (2021)

Aplicando-se 48 vezes esse cálculo sendo 08 (oito) temperaturas x 06 (seis) espessuras, para as várias temperaturas de interesse referidas no subitem 4.3 da metodologia, e para espessuras de revestimento variando de 0,5 até 1,0 mm, obtémse a tabela 14:

			y (n	nm)		
T (°C)	er = 0,5 mm	er = 0,6 mm	er = 0,7 mm	er = 0,8 mm	er = 0,9 mm	er = 1,0 mm
475	0,0728	0,0714	0,0701	0,0689	0,0676	0,0665
600	0,0501	0,0492	0,0483	0,0474	0,0465	0,0457
850	0,0253	0,0248	0,0244	0,0240	0,0235	0,0231
900	0,0221	0,0217	0,0213	0,0209	0,0205	0,0201
1000	0,0166	0,0162	0,0159	0,0157	0,0154	0,0151
1100	0,0121	0,0118	0,0116	0,0114	0,0112	0,0110
1200	0,0084	0,0082	0,0080	0,0079	0,0078	0,0076
1450	0,0013	0,0013	0,0013	0,0013	0,0012	0,0012

Tabela 14 - POSIÇÕES DA TEMPERATURA DE INTERESSE DA ADAMS.

Fonte: O autor (2021)

### A figura 63 a seguir traz a representação gráfica dos dados obtidos:



#### Figura 62 — POSIÇÕES x TEMPERATURAS DE INTERESSE DE ADAMS.

Fonte: O autor (2021)

Vale salientar que valores similares foram obtidos para outros teores de diluição na soldagem, ou seja, esta variável não interfere nas posições das temperaturas de interesse de Adams.

### 6 CONCLUSÕES

Um dos objetivos iniciais, o de preparar um documento com os fundamentos de metalurgia dos aços inoxidáveis e como esses aços se comportam quando expostos aos ciclos térmicos de soldagem, foi atingido, especialmente para a proposta de pesquisa a qual considera mudanças do metal de base para o revestimento após aspersão térmica e soldagem, e que a superfície ficou transformada em outro aço inoxidável.

O modelo proposto de simulação e previsão de transformação da superfície de um aço inoxidável austenítico AISI 304 em aço inoxidável austenítico 317 permite fazer as estimativas com precisão considerando inclusive a previsão dos efeitos térmicos impostos pela soldagem. Portanto pode-se concluir que o modelo testado é robusto e para garantir a sua precisão é necessário realizar a aplicação real sendo a proposta para trabalhos futuros.

Por se tratar de uma ferramenta computacional em planilha eletrônica é bastante versátil, simples e acessível, não exigindo conhecimentos especiais de programação ou tecnologia da informação para seu manuseio. Depende basicamente da acuracidade das informações solicitadas, tais como composições químicas, soldabilidade, parâmetros de soldagem, teores de diluição, entre outros.

Finalmente também pode-se concluir que o modelo, por estar baseado em um gráfico empírico – o Diagrama de Schaeffler – e numa equação unidirecional de distribuição de calor, a equação de Adams, sua simplicidade implica em erros inerentes, e os modelos podem e devem ser aperfeiçoados por experimentos práticos, o que não invalida sua utilidade como primeira aproximação de soluções envolvendo soldagem e/ou aspersão térmica, na transformação de superfícies com tecnologias diferentes porém complementares.

## Sugestões para Trabalhos Futuros:

- Testar o modelo através da realização de aplicações reais e realizar as caracterizações microestruturais para confirmar a previsão teórica da metalurgia e do modelo de previsão;
- Testar em transformação de superfícies de materiais dissimilares e realizar as caracterizações microestruturas para confirmar a previsão teórica da metalurgia e do modelo de previsão.

# REFERÊNCIAS

ABINOX, **Corrosão em aços inoxidáveis: corrosão intergranular**. cap. 7. Disponível em: https://www.abinox.org.br/site/capacitacao-aprenda-com-especialista-corrosao-em-acos-inoxidaveis-detalhes.php?cod=422&codSerie=395, acessado em: 15 de abril de 2020.

ALBRITTON, O.W; LEWIS, J.M. Computer Differentiation of Mossbauer Spectra. **Welding** J. 50, Weld. Res. Suppl, 1971, p. 327s-330s.

American Society of Mechanical Engineers. ASME section IX: Qualification standard for welding and brazing procedures, welders, brazers, and welding and brazing operators. **IX**, ed. New York **ASME**, 2017.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Specification for Bare Stainless Welding Electrodes and Rods**. ANSI/AWS A5.9-93, AWS, Miami, 1993.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook**: Welding Technology. Miami, v. 1, f. 1 e 7, 2001.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Specialty Handbook -Stainless Steels**: First printing. J.R. Davis, Dec.1999, p. 3-12.

ASTM 800/A 800M-01. Standard practice for steel casting, austenitic alloy, estimating ferrite content thereof. **American Society for Testing and Materials**.

BAERLECKEN, E; FABRITIUS, H. Einfluß der Auslagerung im Temperaturbereich der 475°C Versprodung auf einige magnetische Eigenschaften von Eisen-Chrom-Legierungen. **Stahl u**. Eisen 75, 1955, p. 1774-1784.

BAESLACK, W; LIPPOLD, J.C. Phase transformation behavior in duplex stainless steels weldments. **Metal construction**, v. 20, n. 1, p. 26R-31R, 1988.

BALMFORTH, M.C; LIPPOLD, J.C. A new ferritic-martensitic stainless steel constitution diagram. **Welding Journal**. 2000.

BERNHARDSSON, S. The corrosion resistance of duplex stainless steels. In: **CONFERENCE DUPLEX STAINLESS STEELS'91**, Beaune Bourgogne, France: Proceedings, 1991. 185-210 p.

BILMES, P.D et al. III Congresso Iberoamericano de Soldagem. In: METALURGIA DE LA SOLDADURA Y GUIAS DE LA SOLDABILIDAD DE LOS ACEROS INOXIDABLES AUSTENITICOS. **Anais [...]**. 1992.

BORSATO, K. S. Avaliação das Propriedades Mecânicas do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 Submetido à Soldagem por Arco Submerso. Curitiba, 2001. Tese () - **Universidade Federal do Paraná**, Curitiba, 2001.

BRANDI, S.D; RAMÍREZ, A.J. Precipitation of Intermetallic Phases in the HAZ of Multipass Welding of Duplex and Superduplex Stainless Steels. In: **INTERNATIONAL CONFERENCE DUPLEX STAINLESS STEELS'97**, Maastricht-The Netherlands: Proceedings. The Netherlands, 1997. 411-418 p.

BROOKS, J.A; THOMPSON, A.W; WILLIANS, J.C. A fundamental study of the benefical effects of delta ferrite in reducing weld cracking. **Welding Journal**, p. 71-83. 1984.

BRUNATTO, Prof. Silvio F. Apostila de Tratamentos Térmicos.

BUNGARDT, K; BORCHERS, H; KOLSCH, D. Untersuchung der Bildung der Sigmaphase in ferritischen Chromstahlen mit unterschiedlichen Gehalten an Silizium und Aluminium. **Arch. Eisenhuttenwes**, v. 34, 1963. 465-476.

BUSSINGER, E. R., **Soldagem dos Aços Inoxidáveis**, PETROBRÁS, Petróleo Brasileiro S/A, SEPES-DIVEN-SEN-RIO

CAMARGO, R. Verificação da usinabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos através do processo de furação. Campinas,SP, 2008. Dissertação () - Universidade Estadual de Campinas, Campinas,SP, 2008.

CAPRA, A.R et al. Desenvolvimento de procedimentos de reparo de trincas e recuperação de cavitação em turbinas hidráulicas fundidas em Aço Inoxidável Martensítico Macio CA6NM. In: V CONGRESSO DE INOVAÇÃO TECNOLÓGICA EM ENERGIA ELÉTRICA (V CITENEL). **Anais [...]** Belém, 2009. Disponível em: http://www.cgti.org.br/publicacoes/wp-content/uploads/2016/03/Desenvolvimento-de-procedimentos-de-reparo.pdf. Acesso em: 22 fev. 2021.

CARBÓ, H.M. Aço Inoxidável, Aplicações e Especificações, Apostila Assistência técnica **ACESITA**, 2005.

CARROUGE, D. Study off the microstructure developing in the HAZ of a range of supermartensitic stainless steel, p. 1-195. Tese (Department of Materials Science and Metallurgy at the ) - **University Of Cambridge**, 2002.

CARROUGE, D; BHADESHIA, H.K.D.H; WOOLLIN, P. Effect of d-ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 9, n. 5, 2004.

CHIAVERINI, V. Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos, f. 300. 1996. 599 p.

CIGWELD. **Technical and Trade Information**: Welding of Stainless Steel. Disponível em: http://www.cigweld.com.au/pages/images/techinfo/consumtech/st\_steel.pdf. Acesso em: 3 fev. 2020.

COURTNALL, M; PICKERING, F.B. The effect of alloying on 485°C embrittlement. **Metal Science**, v. 10, n. 8, p. 273-276, Aug 1976.

CUNHA, J.A.R; BRANDI, S.D. Aços Inoxidáveis Duplex: considerações sobre sua soldagem e processos empregados. **Núcleo Inox, ano IV**, v. 7, p. 6-8, 1996.

D'OLIVEIRA, A.S. Aços inoxidáveis. 42 slides. Disponível em: http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM206/Prof\_Marcondes/Acos%20inoxidaveis.pdf. Acesso em: 13 out. 2020.

DAVIS, Joseph R. **Handbook of Thermal Spray Technology**. ASM International, f. 169, 2003. 338 p.

DE NYS, T; GIELEN, P.M. Spinodal Decomposition in the Fe-Cr System. **Metallurg Trans**, 1971, p. 1423-1428.

DELONG, W.T. A modified phase diagram for stanless steel weld metals. **Metal Progress**, p. 98-100, 1960.

DEMARQUE, R et al. Avaliação do efeito do ciclo térmico sobre as características de juntas soldadas através da variação do aporte térmico em juntas soldadas dos aços autenísticos aisi 316l pelo processo gmaw. **Tecnol. Metal. Mater. Miner**. São Paulo, 2018. Disponível em: https://tecnologiammm.com.br/article/10.4322/2176-1523.1389/pdf/tmm-15-3-232.pdf. Acesso em: 15 dez. 2020.

DIETER, G.E. Metalurgia Mecânica, f. 327. 1980. 653 p.

ECKSTEIN, H.J. Korrosionsbestandige Stahle H., J. Eckstein (1990). **Deutscher Verlag fur Grundstoffindustrie GmbH**. Leipzig, Alemanha, 1990.

ENERHAUG, J; GRONG, O; STEINSMO, U. M. Factors Affecting Initiation of Pitting Corrosion in Super Martensitic Stainless Steel Weldments. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 6, p. 330-338, 2001.

ETTWIG, H.H; PEPPERHOFF, W. Untersuchungen uber das metastabile System EisenChrom mit Hilfe des Mossbauer-Efeektes. Arch Eisenhuttenwes 41, 1970, p. 471-474.

FARIA, R.A. Efeito da Composição química de aços inoxidáveis ferríticos no desempenho de juntas soldadas pelo processo a arco metálico gasoso (SAMG). São Paulo, 2000. Dissertação () - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2000.

FEDELE, R.A; BRANDI, S.D; LEBRÃO, S.G. Soldagem Multipasse do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 por Eletrodo Revestido. **Böhler Thyssen Welding**, 1999.

FILHO, D.F; FERRARESI, V.A. In: 16° SIMPÓSIO DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, Uberlândia: FEMEC/UFU, 2006.

FOLKHARD, E. Welding Metallurgy of Stainless Steels. **Springer Science & Business Media**, f. 140, 2012. 279 p.

FONTANA, M.G. Corrosion Engineering. Mc Graw-Hill, 1982, p. 58-108.

FORGAS, A. **Transformação de ferrita em austenita induzida por deformação plástica no aço inoxidável dúplex uns s31803.** São José dos Campos, 2016. Tese (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Aeronáutica e Mecânica, Área de Materiais e Processos de Fabricação.) - Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos, 2016.

FORTES, C, Apostila Eletrodos Revestidos **ESAB BR** 2005.

FUKUDA, T; SUENAGA, H; TANINO, M. Effect of morphology of carbide and nitride precipitades on the ductility in Fe-40%Cr alloys. **International conference on stainless steels**, Chiba, Tokio, pp. 533-540, 1991. ISIJ.

GENTIL, V. Corrosão, f. 173. 1996. 345 p.

GENTIL, V. Corrosão. 5. ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 2007

GEYER, R. T., DAL MOLIN, A.C.F, VILELEA. C. F., **Anais do 51° Congresso Anual da ABM**, Porto Alegre, RS (1996) 305-314

GIRALDO, C.P.S. Precipitação de fases intermetálicas na zona afetada pelo calor de baixa temperatura (ZACTB) na soldagem multipasses de aços inoxidáveis duplex. São Paulo, f. 144, 2001. Dissertação (Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.

GONÇALVES, C.N. Avaliação da adição de Ti, Nb e (Ti+Nb) na microestrutura e susceptibilidade à sensitização de aços inoxidáveis ferríticos submetidos à

**soldagem TIG. 2019**. Dissertação (Escola de Engenharia) - Universidade Federal de Minas Gerais, Minas Gerais, 2019.

GROBNER, P.J. The 885°F (475°C) embrittlement of ferritic stainsless steels. **Metallurgical transactions**, v. 4, p. 251-260, Jan 1973.

GRONG, O. **Metallurgical modeling of welding**. London: The Institute of Materials, 1994.

GUEDES, E.; PAREDES, R.S.C. Simulação Computacional da Microestrutura de Soldagem de Aços Inoxidáveis por meio de Planilha do "Microsoft Excel 2010®" – Soldinox. TCC. Curitiba, 2017. **Trabalho de Conclusão de Curso** (Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, 2017.

HAMMAR O.; SVENSSON U. (1979) Influence of steel composition on segregation and microstructure during solidification of austenitic stainless steel. In: **Solidification and Casting of metals**. London: The Metals Society. p. 401-410.

HAMMOND, G. The welding of 18%Cr-2%Mo ferritic stainless steels with low interstitial element contents. **Welding in the world**, v. 19, n. 9/10, 1981.

Heat Flow in Welding . Welding Handbook, v. 1. 68 p.

HEGER, J.J. 885°F Embrittlement of Ferritic Chromium-Iron Alloys. **Metal Prog. 60**, 1951, p. 55-61.

HENKE, S.L. Efeito da soldagem plasma pulsada na microestrutura e resistência à fadiga de um aço inoxidável supermartensítico. Curitiba, 2010. Tese (curso de doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2010.

HENKE, S.L; PAREDES, R.S.C; CAPRA, A.R. Desenvolvimento da ferrita delta na solda e ZTA resultante de soldagem plasma pulsada em um aço inoxidável supermartensíticos. **Soldag. Insp**, v. 18, n. 1, p. 057-063, Jan/Mar 2013.

HERNÁNDEZ, J.W. **EMCR**. 2012. 23 slides. Disponível em: https://edisciplinas.usp.br/pluginfile.php/5375731/mod\_resource/content/1/Corros%C 3%A3o%20Intergranular\_2020.pdf. Acesso em: 14 ago. 2020.

HOJO, T.; SUGIMOTO, K.; MUKAY, Y. Effects of Aluminium on Delayed Fracture Properties of Ultra High-strength Low Alloy TRIP-aided Steels. **ISIJ International**, v. 48, n.6, p.824-829, 2007. HOW TO Weld Fully Austenitic Stainless Steels Avesta Welding 101101 **EN-GB**. Centrumtryck, Avesta, 2012.

HULL, F.C. Effects of Composition on Embrittlement of Austenitic Stainless Steels. **Weld. J**, v. 52, p. 104S-113S, 1973.

HUTH, HANS-JÖRG, Fatigue design of hydraulic turbine runners, 2005, 178p., Tese (Doutorado) - Department of Engineering Design and Materials, Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norway.

HUNTER, G.B; EAGAR, T.W. Ductility of stabilized ferritic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, v. 11, p. 213-218, Feb 1980.

INFLUENCE of Alloying Elements on Steel Microstructure . **Key-to-Steel**. Disponível em: http://www.key-to-steel.com/articles/art50.htm. Acesso em: 20 ago. 2019.

INTERNATIONAL STANDARDS CONVERSION TABLE FOR STAINLESS STEEL. **Maryla and Metrics.** Disponível em: http://mdmetric.com/tech/ssgradetable.htm. Acesso em: 12 fev. 2020.

JEFFERSON, T. B. e WOODS, G., **Metals and How to Weld Them**. 2 ed. Cleveland, Ohio, USA, The James F. Lincoln Arc Welding Foundation, 1962

KAH, D.H; DICKINSON, D.W. Weldability of the Ferritic Stainless Steels. **Welding Journal**, p. 135s-142s, ago. 1981.

KARLSSON, L et al. Degassing response of supermartensitic weld metals. **Technical Report IIW-IX-H-514-2001, International Institute of Welding**, 2001.

KARLSSON, L; PAK, S. Welding of duplex stainless steels-properties of SMAW, FCAW and SAW welded joints. In: **Conference duplex stainless steel's91proceedings**, Beaune, Bourcogne-França, 1991. 413-420 p.

KOU, S. Welding Metallurgy. John Wiley & Sons, v. 1, f. 240, 2003. 480 p.

KUNIMITSU, S et al. Effect of Mo and Si on Laves phase precipitation in 10% chromium steels. In: **International conference on stainless steels, chiba**, Tokyo: ISIJ, 1991. v. 1 627-632 p.

KUO, K. – "Carbides in Chromium, Molybdenum and Tungsten Steels", J.I.S.I., 173(4):363-375, 1953.

KURTZ, J. Fórmulas do Excel: as 68 funções mais importantes do programa: Aprenda as principais fórmulas, básicas e avançadas, mais utilizadas no editor de planilhas da

Microsoft. **TECHTUDO**. 2019. Disponível em: https://www.techtudo.com.br/listas/2019/01/formulas-do-excel-as-68-funcoes-mais-importantes-do-programa.ghtml. Acesso em: 3 nov. 2020.

LEITNAKER, J.A; BENTLEY, J. Metalurgical Transactions A, v. 8, f. 1605. 1977.

LILJAS, M. Ulandender A, and Holmerg B. Welding of high molybdenum austenitic stainless steel.. **Metal construction**, 1985.

LIMA, D.B. **Avaliação da soldabilidade do aço inoxidável superduplex UNS s32750**. Curitiba, 2006. 124 p. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2006. Disponível em: http://www.pgmec.ufpr.br/dissertacoes/dissertacao\_067.pdf. Acesso em: 5 mai. 2020.

LIPPOLD, J.C; KOTECKI, D.J. Welding metallurgy and weldability of stainless steels. **Wile-Interscience**. In: . 2005.

LIPPOLD, J.C; VAROL, I; BAESLACK III, W.A. The influence of composition and microstructure on the HAZ toughness of duplex stainless steel at –20 °C. **WELDING RESEARCH SUPPLEMENT I**, 1992, p. 75-79. (Bulletin 371).

LOPES, A.C. **Avaliação da soldabilidade dos aços inoxidáveis ferriticos extra baixo instersticiais ebi**/p444. Curitiba, 2005. Dissertação (Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Paraná, 2005.

MACHADO, I.G. **Condução do Calor na Soldagem: Fundamentos & Aplicações**. 1<sup>a</sup>. ed. Porto Alegre: Imprensa Livre, 2000. 67 p.

MACHADO, I. F. **Tratamentos térmicos e de superfície**. Apostila (Graduação) – Engenharia Mecatrônica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2002.

MARROW, J. Ferrous Alloys Stainless Steels . Manchester Materials Science Centre. 1999. Disponível em: http://www.umist.ac.uk/MatSci/teaching/year3/ml323/ferrous/ferrous.htm. Acesso em: 28 jul. 2020.

MAZZER, E.M; AFONSO, C.R.M. Avaliação da aplicação de recobrimento metálico amorfo para proteção contra corrosão e desgaste. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, v. 7, p. 123-130, 2012.

MODENESI, P. J. Aços Inoxidáveis e Aços Resistentes ao Calor. Belo Horizonte, 2014. **Trabalho de Disciplina** (Material Didático do Curso de Especialização em Soldagem) - Universidade Federal de Minas Gerais, 2014.

MODENESI, P.J. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis. **ABS – Associação Brasileira de Soldagem**, São Paulo, 2001.

MODENESI, P.J. Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis. Centro Nacional de Tecnologia em Metalurgia, São Paulo, 2001.

MODENESI, P.J. Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas **Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais** UFMG 2011.

MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V; SANTOS, D.B. **Curso de Metalurgia da Soldagem**. Laboratório de Soldagem e Ensaios Não Destrutivos: DEM/UFMG. Belo Horizonte, 1992.

MORGENFELD, J. Los Nuevos Aceros Inoxdables Ferriticos de Extra Bajos Intersticiales (EBI) y su Soldadura. Argentina, 1983, p. 273-296.

MÜRI, P. Nos aços inox supermartensíticos contendo 0,02C %p, isentos de Ti, a presença de austenita retida. Rio de Janeiro, 2009. **Trabalho de Conclusão de Curso** (Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2009.

NICHOLLS, J.M. Corrosion properties of duplex stainless steels: General corrosion, pitting and crevice corrosion. In: **CONFERENCE DUPLEX STAINLESS STEELS'94**, Glasgow- Scotland: Proceedings. England, TWI, 1994. paper KIII p.

OERLIKON METCO. An Introduction to Thermal Spray. Caderno informativo dofabricante.2016a.6p.Disponívelem:https://www.oerlikon.com/ecomaXL/files/metco/oerlikon\_BRO0005.6\_Thermal\_Spray\_Brochure\_EN.pdf&download=1. Acesso em: 10 mar. 2018.

OERLIKON METCO. Electric Arc Wire Spray Solutions. Caderno informativo do fabricante.. 2016b. Disponível em: https://www.oerlikon.com/ecomaXL/files/metco/oerlikon\_BRO0007.7\_Arc\_Solutions\_Brochure\_EN.pdf&download=1. Acesso em: 15 mar. 2018.

OHASHI, N et al. Effects of metallurgical and mechanical factors on Charpy impact toughness of extra low interstitial ferritic stainlees steels. In: **SYMPOSIUM ON** 

**FERRITIC STAINLESS STEELS**. 1979. ed, San Francisco: Philadelphia, ASTM, 1980. 202-220 p.

PADILHA, A.F; GUEDES, L.C. Aços Inoxidáveis Austeníticos Microestruturas e **Propriedades.** Printed in Brazil: Ed. Hemus, 1994.

PAREDES, R.C.S. Metalurgia e soldabilidade dos aços inoxidáveis. **UFPR**, p. 60-70, 1999.

PAREDES, R.S.C et al. **Avaliação da soldabilidade de aços inoxidáveis especiais a ser utilizados na indústria do petróleo**. In: 2º CONGRESSO BRASILEIRO DE P&D EM PETRÓLEO & GÁS. 2003, Rio de Janeiro, 2003.

PAREDES, R.S.C. Apostila de Soldagem. Curitiba, 1999.

PAREDES, R.S.C. **Aspersão Térmica**. Curitiba: Universidade Federal do Paraná, 2009. 102 p.

PAREDES, R.S.C. Aços inoxidáveis metalurgia e soldabilidade. Curitiba, 2020. **Trabalho de Disciplina** (Metalurgia de Soldabilidade de Aços Inoxidáveis) - Universidade Federal do Paraná.

PAREDES, R.S.C. Metalurgia y soldabilidade de los aceros inoxidables especiales. 53 slides. Disponível em: http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EME733/Arquivos%20da%20disciplina/Apresenta \_\_\_\_\_0%20Inox%20Especiais.pdf. Acesso em: 11 ago. 2020.

PAREDES, R.S.C; D'OLIVEIRA, A.S.C.M. Trincas de solidificação e liquação de aços inoxidáveis superausteníticos AISI 904I soldados por arco elétrico. In: **CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA DE FABRICAÇÃO**, 1º. 2001, Curitiba, 2001. Disponível

http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EME733/Arquivos%20da%20disciplina/Trincas%2 0904L.pdf. Acesso em: 22 fev. 2021.

PAWLOWSKI, L. The science and engineering of Thermal Spray Coatings: **John Wiley e Sons**. Second edition. ed. England: Ltd Publishing, 2008.

PECKNER, D; BERNSTEIN, I.M. Handbook of stainless steels. **McGraw-Hill**, New York, p. 5-5 a 5-7, 1977.

PEIXOTO, A. L. **Soldagem**. — Belém: IFPA; Santa Maria: UFSM, 2012.

PEREIRA, A.S.P. **Efeito da energia de soldagem na microestrutura de um aço inoxidável duplex e super duplex (**Dissertação) Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro – UENF Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais. Campos dos Goytacazes – RJ Julho – 2009.

PETROBRAS. NORMA nº 2568. Revestimentos Metálicos por Aspersão Térmica: Rio de Janeiro.

PICKERING, F.B. Physical metallurgy of stainless steel developments. **International metals reviews**, v. 21, n. o2270268, Dez 1976.

PORTER, D. Phase Transformation in Metals and Alloys. In: VAN NOSTRAND REINHOLD COMPANY, New York, 1981. 317-322 p.

PROATIVA, K; SAFEK, V. Toughness of ferritic corrosion resisting steel with low carbon and nitrogen content. **Hutnicke Listy**, v. 4, n. 3, p. 171-179, 1989.

PUKASIEWICZ, A.G.M., HENKE, S.L., CASAS, W.J.P., Influência do tratamento térmico pós-soldagem na propagação de trincas por fadiga em juntas soldadas do aço inoxidável martensítico macio ca6nm, soldagem & inspeção, VOL.10, NŞ3, P.109-116, 2005.

QUALITIES Equivalents Stainless Steel. **ME steel.** Disponível em: http://www.mesteel.com/info/carbon/qualities\_equivlent\_steel.htm. Acesso em: 13 abr. 2020.

RABENSTEINER, G. The welding of austenitic CrNi stainless with high Mo-content for seawater applications. **Welding in the world**, v. 23, p. Doc. IIS/LIW - 800-84, 1985.

RAMOS, M.A. Apostila de Seleção de Materiais da Petrobrás.

RAMÍREZ-LONDOÑO, A.J. Estudo da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada Pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex. São Paulo, 1997. Dissertação (Departamento de Eng. Metalúrgica -Escola Politécnica) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 1997.

REVISTA GEOLOGIA E METALURGIA: **Tratamento térmico dos aços: Recozimento, normalização, têmpera e revenido; coalescimento**. Disponível em: http://sites.poli.usp.br/geologiaemetalurgia/Revistas/Edi%C3%A7%C3%A3o%2011/a rtigo11.4.pdf Acesso em: 02 de fevereiro de 2019. RINALDI, Roberto et al. Síntese de biodiesel: uma proposta contextualizada de experimento para laboratório de química geral. 2017. vol.30, n.5 p. Disponível em: Quím. **Nova on line**. Acesso em: 17 dez. 2018.

ROJAS, M; ROJAS, E; CORTÉS, R. Estudio y soldabilidad del acero inoxidable AISI 904L. 1992. **Trabalho de Conclusão de Curso** (Projeto para obtener el Título de Ingeniero Mecánico) - Uta, Arica Chile, 1992.

ROLLO, J.M.D.A; BUTTIGNON, I.C; LORENZO, P.L. **O emprego do berílio em aços inoxidáveis austeníticos da série 300. Metalurgia e Materiais -** ABM: Qualis C. Área de Avaliação: Engenharias IV / Multidisciplinar. In: 1995. ISSN: 0104-0898. ed, São Paulo, 1995. 952-954 p.

ROVERE, Carlos Alberto Della et al. Microestrutura e resistência à corrosão de aços inoxidáveis supermartensíticos soldados por fricção radial. Soldag. insp. [online].. **Scielo**, v. 19, n. 3, p. 255-263, 2014. [citado 2020-02-11]. Disponível em: http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\_arttext&pid=S0104. Acesso em: 13 abr. 2020.

SALES, S. L. Envelhecimento na Martensita Induzida por Deformação em Aços Tipo AISI 304. (Dissertação). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas da Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG. Belo Horizonte-Brasil, 2006.

SANTOS, R.J; BOLFARINI, C. Controle da evolução microestrutural durante a solidificação de fundidos de aços inoxidáveis superduplex. In: **12° CONAF – CONGRESSO DE FUNDIÇÃO**, SÃO Paulo, 2005.

SCHEID, A. Curso Básico de Aços: AÇOS – Fabricação, Transformação e Usos. Curitiba. **Trabalho de Disciplina** () - Universidade Federal do Paraná, 2010.

SCHOEFER, E.A. Constitution diagram for stainless steel castings. **Metal Progress**, n. 2, p. 55, 1973.

SENATORE, M; FINZETTO, L; PEREA, E. Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. **Rem: Revista Escola de Minas**, Ouro Preto, v. 60, n. 1, Mar. 2007.

SILVA, A. **Instituto Superior Técnico - Materiais II.** Disponível em: http://www.dem.ist.utl.pt/~m\_mII/Download/02-Acos\_carbono\_baixa\_liga2.ppt. Acesso em: 30 set. 2019.

SILVA, V. C. da. Análise do revestimento em aço inoxidável duplex AF 2209 depositado via aspersão térmica chama arame com e sem substrato pré-aquecido. Curitiba. 120 p. Tese (Programa Interdisciplinar de Pós-Graduação em Engenharia e Ciências dos Materiais – PIPE) - Universidade Federal do Paraná, 2016.

SILVA, V.C; PAREDES, R.S.C. Avaliação da relação Cr eq. / Ni eq. para o revestimento AF2209 depositado por aspersão térmica com e sem pré-aquecimento. **Matéria**, Rio de Janeiro, v. 21, n. 2, p. 470-481, jun 2016. ISSN - 1517-7076.

SOLOMON, H.D; DEVINE, T.M. A tale of two fases. In: **CONFERENCE DUPLEX STAINLESS STEEL'S82-PROCEEDINGS**, ST. Louis, Estados Unidos, 1982. 693-756 p.

SOLOMON, H.D; LEVINSON, L.M. Mossbauer Effect Study of 475°C Embrittlement of Duplex and Ferritic Stainless Steels. **Acta Metalurg**, 26, 1978, p. 429-442.

STAINLESS Steel Table. **International Starch Institute**. Disponível em: http://home3.inet.tele.dk/starch/isi/tables/steels.htm. Acesso em: 16 jun. 2020.

STEIGERWALD, R.E. The physical metallurgy of Fe-Cr-Mo ferritic stainless steels. **Stainless Steels 77**, p. 57-76, 1977.

STEIGERWALD, R.E. The physical metallurgy of Fe-Cr-Mo ferritic stainless steels: **Stainless Steels** 77. 1977, p. 57-76.

TEBECHERANI, C.T.P. **Aços Inoxidáveis**. **Pipesystem**. Disponível em: http://www.pipesystem.com.br/Artigos\_Tecnicos/Aco\_Inox/Artigo\_para\_pipesystem\_ sobre\_inox1.pdf. Acesso em: 30 set. 2019.

TECHNICAL Data BLUE SHEET Allegheny Ludlum Corporation Stainless Steel Allegheny Ludlum AL 904L Alloy (UNS Designation N08904), Pittsburgh, 2006.

TERASAKI, T; GOOCH, T.G. Prediction of cooling time for ferrite-austenite transformation in duplex stainless steel. **ISIJ international**, v. 35, n. 10, p. 1272-76, 1995.

THIBAULT, D; PHILIPPE BOCHERB; MARC THOMAS, B. Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr–4%Ni martensitic stainless steel,: J.Mater. **Process. Tech**, 2008.

THIER, H; BAUMEL, A; SCHMIDTMANN, E. **Einfluß von Stickstoff auf das Ausscheidungsverhalten des Stahles X5 CrNiMo 17 13**. Arch: Eisenhuttenwes, v. 40, f. 333- 339, 1969. THOMAS, C.R; ROBINSON, F.P.A. Kinetics and mechanism of grain growth during welding in niobium stabilized 17% chromium stainless steels. **Metals technology**, v. 5, n. 4, p. 133-138, Apr 1978.

THOMAS, R.D; JR; WORKMAN. Weld Surfacing a Distillation Columns with 904L Stainless Steel. **Welding Journal**, August. 1986.

THUM, E.E. **The Book of Stainless Steels**: Corrosion Resisting and Heat Resisting Alloys, f. 316. 1932. 631 p.

VILMA, V. **Industria química sem neura**. 2011. Disponível em: http://valeriavilmaindustria.blogspot.com/2011/09/os-acos-inoxidaveis.html. Acesso em: 14 set. 2020.

WAINER, E; BRANDI, S.D; DE MELLO, F.D.H. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. Editora Edgard Blücher Ltda, 2019.

WELDABILITY of materials: Stainless steel. **TWI**, 1999. Disponível em: http://www.twi.co.uk/j32k/protected/band\_3/jk20.html. Acesso em: 12 nov. 2019.

WOOLLIN, P. The weldability of improved martensitic stainless steels: Technical Report 5673/9A/98. **Welding Institute Internal Report**, 1998.

ZABALA, A.I. Aceros Inoxidables y Aceros Resistentes al Calor. 1. ed. 1981.

ANEXO 1 — Composição química dos principais aços inoxidáveis martensíticos (MODENESI, 2001)

AÇ	OS INOX	IDÁVE	IS MA	RTENS	ÍTICOS - C	COMPOSIÇÂ	ÍO QUÍMI	CA(%)
AISI	C Máx.	Mn Máx.	Si Máx.	P Máx.	S Máx.	Cr	Ni	Outros Elementos
410	0,15	1	1	0,04	0,03	11,5 - 13,5	0,75 máx.	_
420	0,15 min.	1	1	0,04	0,03	12,0 - 14,0	—	_
420F	0,15 min.	1,25	1,25	0,06	0,15 min.	12,0 - 14,0	_	Mo 0,60 máx.
420FeSe	0,3 - 0,4	1,25	1	0,06	0,06	12,0 - 14,0	_	Se 0,15 min.
431	0,2	1	1	0,04	0, 03	15,0 - 17,0	1,25- 2,50	—
440A	0,6 - 0,75	1	1	0,04	0,03	16,0 - 18,0	_	Mo 0,75 máx.
440B	0,75- 0,95	1	1	0,04	0,03	16,0 - 18,0	_	Mo 0,75 máx.
440C	0,95- 1,20	1	1	0,04	0,03	16,0 - 18,0	_	Mo 0,75 máx.
440F	0,95- 1,20	1,25	1	0,04	0,10 - 0,35	16,0 - 18,0	0,08	Mo 0,75 máx.
440FSe	0,95- 1,20	1,25	1	0,04	0,03	16,0 - 18,0	_	Se 0,15 min.

ANEXO 2 — Composição química de alguns aços inoxidáveis ferríticos (MODENESI, 2001)

AISI	С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	Мо	Ν	Nb/Ti
405	0,08	1,0	1,0	0,04	0,03	11,5-14,5	-	-	-	-
409	0,08	1,0	1,0	0,05	0,04	10,5-11,7	0,5	-	-	-
430	0,12	1,0	1,0	0,04	0,03	16-18	-	-	-	-
430F	0,12	1,3	1,0	0,06	0,15	16-18	-	0,6	-	-
430FSe	0,12	1,3	1,0	0,06	0,06	16-18	-	-	-	-
439	0,12	1,0	1,0	0,04	0,03	16-18	-	0,75-1,2	-	-
442	0,20	1,0	1,0	0,04	0,03	18-23	-	-	-	-
443	0,20	1,0	1,0	0,04	0,03	18-23	0,5	-	-	-
444	0,025	1,0	1,0	0,04	0,03	17,5-19,5	1,0	1,75-2,5	0,035	*
446	0,20	1,5	1,0	0,04	0,03	23-27	-	-	0,25	-

3

(\*) 0,2 + 4(C+N)£Ti+Nb£0.8

AÇOS QUÍM	5 INOX IICA (9	XIDÁVEI %)	S AUSTE	NÍT ICO	OS NÃO	TEMPERA	ÁVEIS - CO	OMPOSIÇÃO
AISI	C Máx.	Mn Máx	Si Máx.	P Máx.	S Máx.	Cr	Ni	Outros Elementos
201	0,15	5,5-7,5	1	0,06	0,03	16,0-18,0	3,50 - 5,50	N 0,25 máx.
202	0,15	7,5-10	1	0,06	0,03	17,0-19,0	4,00 - 6,00	N 0,25 máx.
301	0,15	2	1	0,045	0,03	16,0-18,0	6,00 - 8,00	N 0,10 máx.
302	0,15	2	0,75	0,045	0,03	17,0-19,0	8,0-10,0	N 0,10 máx.
303	0,15	2	1	0,2	0,15 min.	17,0-19,0	8,0-10,0	Mo 0,60 máx.
304	0,08	2	0,75	0,045	0,03	18,0-20,0	8,0-10,5	N 0,10 máx.
304L	0,03	2	0,75	0,045	0,03	18,0-20,0	8,0-12,0	N 0,10 máx.
305	0,12	2	0,75	0,045	0,03	17,0-19,0	10,5-13,0	_
308	0,08	2	1	0,045	0,03	18,0-21,0	10,0-12,0	_
309	0,2	2	1	0,045	0,03	22,0-24,0	12,0-15,0	_
309S	0,08	2	0,75	0,045	0,03	22,0-24,0	12,0-15,0	_
310	0,25	2	1,5	0,045	0,03	24,0-26,0	19,0-22,0	_
310S	0,08	2	1,5	0,045	0,03	24,0-26,0	19,0-22,0	_
314	0,25	2	1,5-3,0	0,045	0,03	23,0-26,0	19,0-22,0	_
316	0,08	2	0,75	0,045	0,03	16,0-18,0	10,0-14,0	Mo 2,00 - 3,00
316L	0,03	2	0,75	0,045	0,03	16,0-18,0	10,0-14,0	Mo 2,00 - 3,00
317	0,08	2	0,75	0,045	0,03	18,0-20,0	11,0-15,0	Mo 3,00 - 4,00
347	0,08	2	0,75	0,045	0,03	17,0-19,0	9,0- 13,0	Nb 10xC- 1,00
348	0,08	2	0,75	0,045	0,03	17,0-19,0	9,0-13,0	Nb+Ta
								Ta 0,10 máx.

ANEXO 3 — Composição química dos principais aços inoxidáveis austeníticos (MODENESI, 2001)

Composição Química (%)											
Aços	UNS	Cr	Ni	Mo	Ν	Outros	PRE				
D1	\$32304	23	4,00	0,10	-	-	25				
Duplex	S31803	22	5,50	3,00	0,15	-	33 - 35				
Super	\$22750	25	7.00	2 50	0.20		12				
Duplex	352750	25	/,00	5,50	0,50	-	45				
	\$32550	25	6,50	4,00	0,25	-	41				
	\$32760	25	7,00	3,50	0,25	W e Cu = 0,7	41				

ANEXO 4 — Composição química típica de alguns aços inoxidáveis duplex e superduplex (% em peso)

Nome	Denominação	Cr	Мо	Ni	N	Outros	DDE*
Comercial	UNS	Cr	MO	M	IN .	Elementos	FIL
SAF 2304	S32304	23	0,2	4	0,1	-	25
UR35N	S32304	23	0,2	4	0,1	-	25
3RE60	S31500	18,5	2,7	5	0,07	1,5 Si	29
UR 45	S31803	22	3	5,3	0.17	-	35
SAF 2205	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
2205	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
FALC 223	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
AF 22	S31802	22	3	5,3	0,17	-	35
VS 22	S31803	22	3	5,3	0,17	-	35
10RE51	S32900	25	1,5	4,5	-	-	30
DP3	S31260	25	3	6,5	0,16	0,5 Cu - 0,3 W	37
UR52N	S32550	25	3	6,5	0,18	1,6 Cu	38
FERRALIUM 255	\$32550	25	3	6,5	0,18	1,6 Cu	38
UR 47N	S32200	25	3	6,5	0,18	-	38
ZERON 100	S32760	25	3,6	7	0,25	0,7 Cu - 0.7 W	41
UR52N+	S32550	25	3,8	6	0,25	1,5 Cu	42
SAF 2507	S32750	25	3,8	7	0,27	-	42

ANEXO 5— Composição química dos AID mais comuns, em destaque, os AISD (NILSSON, 1992).

\*PRE: equivalente de resistência ao pite

A 337C			(	Composiç	ão químio	a (% em pes	0)			
Aws	С	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Р	S	N	Cu
ER209	0,05	21-24	9,5-12	1,5-3	4 -7	0,9	0,03	0,03	0,1-0,3	0,75
ER218	0,1	16,0-18,0	8,0-9,0	0,75	7,0- 9,0	3,4-4,5	0,03	0,03	0,08- 0,18	0,75
ER307	0,04- 0,14	19,5-22,0	8,0-10,7	0,5- 1,5	3,3- 4,75	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308	0,08	19,5-22,0	9,0-11,0	0,75	1,0- 2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308H	0,04- 0,08	19,5-22,0	9,0-11,0	0,50	1,0- 2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
<u>ER308L</u>	0,03	19,5-22,0	9,0-11,0	0,75	1,0- 2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308Mo	0,08	18,0-21,0	9,0-12,0	2,0- 3,0	1,0- 2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER308Si	0,08	19,5-22,0	9,0-11,0	0,75	1,0- 2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
<u>ER309</u>	0,12	23,0-25,0	12,0- 14,0	0,75	1,0- 2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER309L	0,03	23,0-25,0	12,0- 14,0	0,75	1,0- 2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER310	0,08- 0,15	25,0-28,0	20,0- 22,5	0,75	1,0- 2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER312	0,15	28,0-32,0	8,0-10,5	0,75	1,0- 2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
ER316	0,08	18,0-20,0	11,0- 14,0	2,0- 3,0	1,0- 2,5	0,3-0,65	0,03	0,03	-	0,75
<u>ER317</u>	0,08	18,5-20,5	13,0- 15,0	3,0- 4,0	1,0- 2,5	0,30-0,65	0,03	0,03	-	0,75

ANEXO 6— Composição química de arames e varetas conforme a AWS A5.9-93 (AMERICAN WELDING SOCIETY, 1993).

ANEXO 7 — Funções importantes do Microsoft Excel® (KURTZ, 2019).

Condicional	
=SE()	Verifica se determinadas condições lógicas são verdadeiras. Estes
	testes incluem conferir qual valor é maior entre duas células ou o
	resultado da soma de determinadas entradas.
=E()	Confere se dois testes lógicos são verdadeiros ao mesmo tempo.
=OU()	Confere se apenas um de dois testes lógicos é verdadeiro.
=NÃO()	Confere se o valor inserido em uma célula é igual ao especificado.
=SEERRO()	Identificar se o resultado presente em uma célula (que, geralmente,
	contém outra fórmula) é um erro.
Procura	
=PROCV()	Procura determinados valores em células específicas e retornar o valor
	de outra célula na mesma linha.
=ÍNDICE()	Procura o resultado em uma linha e coluna específicos dentro de um
	conjunto determinado de células.
=CORRESP()	Procura por uma determinada célula em um conjunto determinado e
	retorna sua localização relativa.
=DESLOC()	Procura por um valor específico em uma coluna e retorna o valor de
	uma célula relativa.
=PROCH()	Procura um valor em uma linha e retorna o valor de outra célula na
	mesma coluna.
Matemática	
=SOMA()	Retorna a soma total entre os valores inseridos.
=SOMASE()	Adiciona os valores de um intervalo especificado apenas se elas
	passarem em um teste lógico.
=BDSOMA()	Adiciona os valores de um intervalo especificado se eles coincidirem
	com condições específicas.
=FREQÜÊNCIA()	Analisa uma matriz e retorna o número de valores encontrados em um
	determinado intervalo.
=MULT()	Multiplica os valores do intervalo.
=POTÊNCIA()	Calcula a potência entre dois números.
=MÍNIMO()	Retorna o menor número encontrado em um intervalo.
=MAXIMO()	Retorna o maior número encontrado em um intervalo.
=MENOR()	Igual a =MINIMO(), mas pode ser usada para identificar outros
	valores baixos na sequência.
=MAIOR()	Igual a =MAXIMO(), mas pode ser usada para identificar outros
	valores altos na sequência.
=FATORIAL()	Calcula o fatorial do número inserido.
Contagem	
=CONT.VALORES()	Conta o número de células que não estão vazias no intervalo.
=CONT.SE()	Conta o número de células que passam em um teste lógico.
=CONTA()	Conta o número de células que possuem números e verifica a presença
	de um número específico nelas.
=NÚM.CARACT()	Conta o número de caracteres em um determinado intervalo.