

**Lucas de Melo**

**ESTUDO DE IMPACTOS NA MICROESTRUTURA  
DO AÇO ASTM A 312, TP 316L, APÓS O  
PROCESSO DE SOLDAGEM TIG, APLICADO EM  
AMBIENTE CORROSIVO.**

Monografia apresentada ao Programa de Educação  
Continuada em Engenharia da Escola Politécnica  
da Universidade de São Paulo para conclusão de  
curso de Especialização.

São Paulo

02/2016

**Lucas de Melo**

(Engenheiro Mecânico, FEI, 2008)

**ESTUDO DE IMPACTOS NA MICROESTRUTURA DO AÇO ASTM A 312, TP 316L, APÓS O PROCESSO DE SOLDAGEM TIG, APLICADO EM AMBIENTE CORROSIVO.**

Monografia apresentada ao Programa de Educação Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para conclusão de curso de Especialização.

Área de Concentração:

Engenharia da Soldagem

Orientador:

**Dr. Roberto Ferraboli Júnior**

São Paulo

02/2016

*"Quando nada parece ajudar, eu penso em um cortador de pedras martelando uma rocha talvez cem vezes sem que nem uma só rachadura apareça. No entanto, na centésima primeira martelada, a pedra se abre em duas e eu sei que não foi aquela a que conseguiu, mas todas as que vieram antes."*

Jacob Riis.

## **DEDICATÓRIA**

Agradeço a todos aqueles que direta e indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho, aos colegas de sala e principalmente a minha esposa Milena e meu filho Lucas com nossos familiares que mantiveram estímulos nos momentos mais árduos desta jornada. Em especial ao orientador doutor Roberto Ferraboli Júnior, que esteve sempre presente nas solicitações e participações no decorrer do trabalho. Ao engenheiro e colega de faculdade Vinicius Marono, que forneceu compartilhamento de conhecimento.

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus pela vida com possibilidades.

## **CURRICULUM VITAE**

Engenheiro Mecânico pela Faculdade Engenharia Mecânica (FEI) com ênfase em automobilística, pós graduado em Difusão Nuclear pela Universidade de São Paulo (USP), Projetista Mecânico pelo Centro Estadual de Educação Tecnológica Paula Souza (CEETEPS), Técnico em Pneumática e Hidráulica pelo Serviço Nacional de Aprendizagem Industrial (SENAI). Aplicando os conhecimentos no setor Nuclear e de transformação química no Cento Tecnológico da Marinha em São Paulo (CTMSP), dentre principais outras empresas do ramo alimentício (KHS), farmacêutico (PACKINTEC, PAKER) e automobilístico (ThyssenKrupp, SaintGobain).

## **RESUMO**

O presente trabalho tem o objetivo de estudar o impacto metalúrgico causado em aços de especificação ASTM A 312 Tipo 316 L, após sofrerem operações de soldagem pelo Processo TIG, operando em atmosferas corrosivas.

As operações de soldagem são aplicadas em tubos de diâmetro nominal 3" Schedule 80. Pretende-se estudar mudanças de estrutura em pontos distintos da região soldada: na extensão da zona afetada pelo calor (ZAC), na zona de diluição e metal de base. O foco da investigação é a avaliação do nível de sensitização do metal imposto pela energia de soldagem, e a degradação das propriedades pela formação da ferrita delta ( $\delta$ ) e seus resultados.

Os Processos de corrosão e oxidação podem oferecer à tubulação uma diminuição de sua capacidade estrutural, tanto em resistência à pressão, flexão, torção ou flexo-torção. Essa deterioração pode se processar por agressão em sua superfície em que trincas podem ocorrer. A elevação dos níveis nas propriedades de resistência à corrosão e resistência mecânica dos aços inoxidáveis é o resultado da adição controlada de elementos de liga, cada um deles originando atributos específicos com relação à resistência mecânica e possibilidade de resistir a diferentes meios ambientes. Os materiais utilizados na indústria química e em outras aplicações tem como principal característica a alta resistência a meios corrosivos e manutenção de estrutura segura após processo de soldagem.

O material que é base para a análise neste trabalho tem matriz austenítica da série 300, e é de grande aplicabilidade em indústrias de processo. Esses aços inoxidáveis austeníticos podem ser considerados os melhores em soldabilidade e em maior aplicação em indústrias químicas. Certamente estes aços são os mais amplamente utilizados na indústria de processos químicos. Eles servem vasta gama de ambientes corrosivos e a temperaturas mais elevadas. Somando a isso, os aços inoxidáveis do tipo austenítico pode ser facilmente processados em forma soldadas, não apresentando transição dúctil/frágil como observado em muitos aços ferríticos.

## **ABSTRACT**

This work aims to study the metallurgical impact on the standard steel ASTM A 312 Type 316 L, after suffering welding operations by TIG process, applied in corrosive atmospheres.

The objective is study structural changes at different points of the welded region: extent of the heat affected zone (HAZ), dilution zone and base metal. In the research, are assessing metal sensitization level imposed by the welding power, and degradation of properties for the formation of ferrite Delta and its results.

Processes of corrosion and oxidation, can offer to pipe a decrease of its structural capacity, both in resistance to pressure, bending, twisting or bending-torsion. This loss can sue for assault on its surface where cracks may occur. Increased levels in the corrosion resistance and mechanical properties of stainless steels is the result of controlled addition of alloying elements, each giving specific attributes with respect to mechanical strength and ability to withstand different environments. The material used in the chemical industry and in other process application has as main characteristic the high resistance to corrosive media and secure structure maintenance after welding process. In chemical industries which are applied, needs evaluation of the results of the welding process. There are five basic families: ferritic, martensitic, austenitic, duplex and precipitation hardening.

The material which is the basis for the analysis in this paper has austenitic matrix which is classified as austenitic stainless steel of the 300 series, and is of great applicability in process industries. These stainless steels, austenitic grades can be considered the best weldability and greatest application in this type of industry. Surely these steels are the most widely used in the process industry. They serve wide range of corrosive environments at both slow, and at higher temperatures. Adding to this, austenitic can be easily forged, shaped and welded, not presenting transition ductile / brittle fracture as observed in many ferritic steels.

## LISTA DE FIGURAS

<u>Figura 1.1</u> - Ponte da cidade de Kobe, caída devido ao não resistir abalos sísmicos.....	1
<u>Figura 1.2</u> - Propagação da trinca na lateral da estrutura da aeronave após poucos ciclos de pressurização.....	2
<u>Figura 1.3</u> - Fratura frágil ocorrida no navio Liberty.....	2
<u>Figura 1.4</u> - Fratura frágil por concentração de tensão por solda.....	3
<u>Figura 1.5</u> - Acidente ocasionado pela falha por soldagem.....	3
<u>Figura 1.6</u> - Acidente ocasionando a morte de Ayrton Senna no Autódromo de Imola na Itália.....	4
<u>Figura 1.7</u> - Corrosão por pite formando "poço" .....	5
<u>Figura 3.1 (a)</u> - Modelo atômico da esfera rígida atômica.....	6
<u>Figura 3.1 (b)</u> - Modelo atômico da célula unitária.....	6
<u>Figura 3.1 (c)</u> - Geometria das células unitárias para sete tipos de sistemas cristalinos.....	7
<u>Figura 3.1 (d)</u> - Estrutura cristalina CFC.....	8
<u>Figura 3.1 (e)</u> - Estrutura cristalina CCC.....	10
<u>Figura 3.1 (f)</u> - Estrutura cristalina HC.....	10

<u>Figura 3.1 (g)</u> - Arranjo regular estrutural.....	10
<u>Figura 3.2 (a)</u> - Estrutura metalúrgica do aço inoxidável martensítico.....	12
<u>Figura 3.2 (b)</u> - Estrutura metalúrgica do aço inoxidável ferrítico.....	13
<u>Figura 3.2 (c)</u> - Esquema gráfico sobre a influência do teor de carbono sobre a capacidade de endurecimento das ligas ferro-cromo.....	14
<u>Figura 3.2 (d)</u> - Gráfico de Potencial por Pite v.s. temperatura.....	15
<u>Figura 3.3</u> - Efeito do cromo em corrosão às altas temperaturas.....	16
<u>Figura 3.3.1 (a)</u> - Família dos Aços inoxidáveis austeníticos.....	17
<u>Figura 3.3.1 (b)</u> - Liga de Fe-Cr mostrando a variação das fases em função da variação da quantidade de níquel.....	19
<u>Figura 3.3.1 (b)</u> : Redução da solubilidade do carbono obtida pela adição.....	21
<u>Figura 3.3.1 (c)</u> : Aspecto micro gráfico de aço inoxidável austenítico tipo 18-8, mostrando zona superficial de corrosão Intergranular, Sem ataque. Aumento 100 vezes.....	22
<u>Figura 3.3.1 (d)</u> - Núcleo não corroído do mesmo aço mostrado na Figura 3.3.1 (c). Ataque percloro de ferro; aumento 1000 vezes.....	22
<u>Figura 3.3.1.2 (a)</u> - Diagrama Fe-Cr.....	26
<u>Figura 3.3.1.2 (b)</u> - Diagrama Fe-Ni.....	27

<u>Figura 3.3.1.2 (c)</u> - Diagrama ternário Fe-Cr-Ni do aço inoxidável austenítico tipo 18-8 a 900°C.....	28
<u>Figura 3.3.1.2 (d)</u> - Diagrama Tridimensional Fe-Cr-Ni.....	29
<u>Figura 3.3.1.2 (e)</u> - Diagrama Schaeffler.....	29
<u>Figura 3.3.1.4 (a)</u> - Curva de da taxa de corrosão por sensitização variada no tempo e temperatura.....	31
<u>Figura 3.3.1.2 (b)</u> - Micrografia do aço Superaustenítico tipo UNS N08637 mostrando a formação de precipitação de fase ( $\sigma$ ) .....	32
<u>Figura 3.3.1.4 (a)</u> : Detalhe de uma das curvas e flange soldado com detalhe das trincas reveladas por exame de líquidos penetrantes.....	32
<u>Figura 3.3.1.4 (b)</u> - Macrografia da aba de um dos flanges. Ataque: ácido oxálico 10% - aumento de 200 vezes. ....	33
<u>Figura 3.3.1.4 (c)</u> - Macrografia da aba de um dos flanges. Ataque: ácido oxálico 10% - aumento de 200 vezes - Superfície.....	33
<u>Figura 3.3.1.4 (d)</u> - Macrografia na proximidade à ZAC. Ataque: ácido oxálico 10% - 200X - Superfície.....	34
<u>Figura 3.3.1.4 (e)</u> - Macrografia evidenciando a trinca. Ataque: ácido oxálico 10% - aumento 200 vezes - Superfície.....	35
<u>Figura 3.3.1.5 (a)</u> - Precipitação de carbonetos de Cromo.....	36
<u>Figura 3.3.1.5 (b)</u> - Região soldada com a região suscetível a corrosão devido a precipitação de carbonetos de cromo.....	37

<u>Figura 3.4.1</u> - Corrosão por Pite nas Proximidades do Cordão de Solda.....	38
<u>Figura 3.4.2</u> - Corrosão Intergranular atacada com Hidróxido de Sódio NaOH...	39
<u>Figura 3.4.2.1</u> - Micrografia (MEV) do aço UNS S31254 Sensitizados.....	40
<u>Figura 3.4.3</u> - Corrosão sob tensão fraturante Inter cristalina em peça de latão produzida por estampagem profunda (Cu 37Zn) exposta por três meses a uma atmosfera rural, contendo traços de amônia; aumento 250 vezes.....	42
<u>Figura 3.5 (a)</u> - Curva de polarização anódica e catódica.....	43
<u>Figura 3.5 (b)</u> - Representação de um experimento de corrosão.....	44
<u>Figura 3.5 (c)</u> - Curva de polarização anódica de aços inoxidáveis em solução 40% NaOH a temperatura ambiente. Aço A:19Cr-25Ni-3Mo (austenita+ferrita); aço C:20Cr-12Ni-3Mo (austenita+fase sigma); aço D: 33Cr (ferrita+fase sigma+Cr7C3) .....	44
<u>Figura 3.5 (d)</u> - Curva de polarização típica de aços inoxidáveis em meio ácido..	46
<u>Figura 3.6</u> - Esquema do Processo TIG.....	46
<u>Figura 3.6.2</u> - Figura do efeito da polaridade da soldagem.....	50
<u>Figura 3.7 (a)</u> - Diagrama WRC-1992.....	53
<u>Figura 3.7 (b)</u> - Formação de Ferrita primaria na região da ZAC.....	53
<u>Figura 4.1(a)</u> - Especificação e procedimento de soldagem.....	57

<u>Figura 4.1 (a)</u> - Figura de posição de soldagem.....	59
<u>Figura 4.1 (b)</u> - Ensaio de Tração.....	59
<u>Figura 4.3</u> - Análise Metalográfica.....	65
<u>Figura 4.4 (a)</u> - Corpos de prova polido.....	65
<u>Figura 4.4 (b)</u> - Corpos de prova com a região soldada (ZF) exposta ao ataque corrosivo.....	66
<u>Figura 4.4 (c)</u> - Corpos de prova com a região do (MB) exposto ao ataque corrosivo.....	66
<u>Figura 4.4 (d)</u> - Ensaio de corrosão em meio NaCl 0,1Mol.....	67
<u>Figura 4.5</u> - Verificação óptica de Pites.....	67
<u>Figura 5</u> - Gráfico Termo-Calc.....	68
<u>Figura 5.1</u> - Esquema de divisão para análise micrográfica do corpo embutido.....	69
<u>Figura 5.1.1 (a)</u> - Micrografias do ensaio de sensitização na Zona Fundida; aumento de 100 vezes.....	70
<u>Figura 5.1.1 (b)</u> - Micrografias do ensaio de sensitização na Zona Fundida; aumento de 500 vezes.....	70
<u>Figura 5.1.1 (c)</u> - Micrografias do ensaio de sensitização na Zona Fundida; aumento de 1000 vezes.....	71

<u>Figura 5.1.2 (a)</u> - Micrografias do ensaio de sensitização na margem da linha de fusão aumento 100 vezes.....	72
<u>Figura 5.1.2 (a)</u> - Micrografias do ensaio de sensitização na margem da linha de fusão aumento 500 vezes.....	72
<u>Figura 5.1.2 (c)</u> - Micrografias do ensaio de sensitização na margem da linha de fusão aumento 1000 vezes.....	73
<u>Figura 5.1.3 (a)</u> - Micrografias do ensaio de sensitização no Metal de Base aumento 100 vezes.....	74
<u>Figura 5.1.3 (b)</u> - Micrografias do ensaio de sensitização no Metal de Base aumento 500 vezes.....	74
<u>Figura 5.2</u> - Fotografia do ensaio de corrosão por pite; aumento 20 vezes.....	75
<u>Figura 5.3</u> - Curva de polarização comparativo ZF e MB.....	76
<u>Figura 5.4 (a)</u> - Diagrama de Schaeffler para a previsão da microestrutura da região de solda.....	77
<u>Figura 5.4 (b)</u> - Diagrama de WRC-92 para a previsão do FN da região de solda.....	78

## **LISTA DE TABELAS**

<u>Tabela 3.2 (a)</u> - Valores PREN dos aços inoxidáveis ASI316L e 317L.....	15
<u>Tabela 3.3.1 (a)</u> - Classificação do aço inoxidável austenítico segundo a resistência mecânica conferida por encruamentos variados.....	20
<u>Tabela 3.3.1.1 (a)</u> - Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos.....	24
<u>Tabela 3.3.1.1 (b)</u> - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austenítico.....	25
<u>Tabela 3.7</u> - Tabela de Ferrita Number.....	52
<u>Tabela 4.1 (a)</u> - Tabela de verificação de PNumber.....	54
<u>Tabela 4.1 (b)</u> - Tabela de qualificação do soldador.....	55
<u>Tabela 4.1 (c)</u> - Tabela de qualificação do soldador.....	55
<u>Tabela 4.1 (d)</u> - Tabela de qualificação do tubo de teste.....	56
<u>Tabela 4.1 (e)</u> - Tabela de verificação do FNumber.....	58
<u>Tabela 4.1 (f)</u> - Tabela de 1A (CONT-D) limites de resistência.....	60
<u>Tabela 4.1 (g)</u> - Tabela de 1A (CONT-D) limites de resistência.....	61
<u>Tabela 4.1 (h)</u> - Tabela de máxima dureza aceitável.....	62

## **ANEXOS**

Anexo I - Relatório com valores do ensaio de tração.....60

Anexo II - Relatório anexo de ensaio/análise.....63

Anexo III - Resultado da análise de composição química na região de Metal de Base (MB).....64

Anexo IV - Resultado da análise de composição química na região da Zona Fundida (ZF).....64

## **LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS**

AISI: American Iron and Steel Institute

ASME: The American Society of Mechanical Engineers

ASTM: American Society for Testing and Materials

AWS: American Welding Society

CCC: Cúbica de corpo centrada

CFC: Cúbica de face centrada

TCC: Tetragonal de Corpo Centrado

CST: Corrosão sob tensão

Ecor: Potencial de corrosão

Epit: Potencial de Pite

EPS: Especificação do procedimento de soldagem

FBTS: Fundação brasileira de tecnologia de soldagem

GTAW: Gas tungsten arc welding

PREN: Pitting resistance equivalent number

TIG: Tungstênio Inert Gas

ZAC: Zona afetada pelo calor

ZF: Zona fundida

ZAC: Zona Afetada pelo Calor

## SUMÁRIO

DEDICATÓRIA.....	I
AGRADECIMENTOS .....	II
CURRICULUM VITAE.....	II
RESUMO .....	IV
ABSTRACT .....	V
LISTA DE FIGURAS.....	VI
LISTA DE TABELAS.....	VII
LISTA DE RELATÓRIOS.....	VIII
LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS .....	IX
SUMÁRIO.. .....	X
1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	1
2. OBJETIVOS.....	5
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
3.1 Estruturas dos Materiais Metálicos, Sólidos Cristalinos.....	5
3.2 Classificações dos aços inoxidáveis.....	10
3.3 Metalurgias dos aços inoxidáveis.....	15
3.3.1 Aços inoxidáveis austeníticos.....	16
3.3.1.1 Propriedades gerais dos aços inoxidáveis austeníticos.....	23
3.3.1.2 Diagramas de equilíbrio.....	25
3.3.1.3 Transição dúctil-frágil.....	30
3.3.1.4 Precipitações de fases intermetálicas. ....	30
3.3.1.5 Fragilização do aço inoxidável austenítico. ....	36
3.4 Corrosão dos aços inoxidáveis. ....	37
3.4.1 Corrosão por Pite.....	38
3.4.2 Corrosão Intergranular.....	39
3.4.2.1 Sensitização. ....	40
3.4.3 Corrosão sob Tensão.....	41
3.5 Potencial de Corrosão.....	43
3.6 Processo de soldagem TIG. ....	46
3.6.1 Distância de trabalho.....	48
3.6.2 Corrente.....	49

3.6.3 Velocidade de soldagem.....	50
3.6.4 Gás de proteção.....	50
3.7 Soldabilidade do aço inoxidável 316L.....	51
4. MATERIAIS E MÉTODOS.....	54
4.1 Qualificação do procedimento de soldagem e soldador.....	54
4.2 Caracterização dos metais de base e de adição.....	64
4.3 Preparação Metalográfica.....	64
4.4 Ensaio eletroquímico de corrosão.....	65
4.5 Verificação de Pites.....	67
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO. ....	68
5.1 Ensaios de sensitização.....	69
5.1.1 Resultado na Zona Fundida.....	69
5.1.2 Resultado na margem da linha de fusão.....	71
5.1.3 Resultado no Metal de Base (MB) .....	73
5.2 Verificação de Pites.....	75
5.3 Curvas de Polarização.....	75
5.4 Diagrama de Shaeffler.....	77
5.5 Diagrama WRC-92.....	78
6. CONCLUSÕES. ....	79
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	79
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS: .....	80

## **1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.**

De acordo com Hogan (1992), com a revolução industrial ocorrida a partir do ano 1750 surgiram inúmeras cidades e a maioria delas sem nenhum planejamento. Há inúmeros casos em que a falha no dimensionamento do material ou da estrutura resultou em elevados prejuízos financeiros e vidas perdidas. Podem ser citados vários casos ocorridos nos séculos XIX e XX:

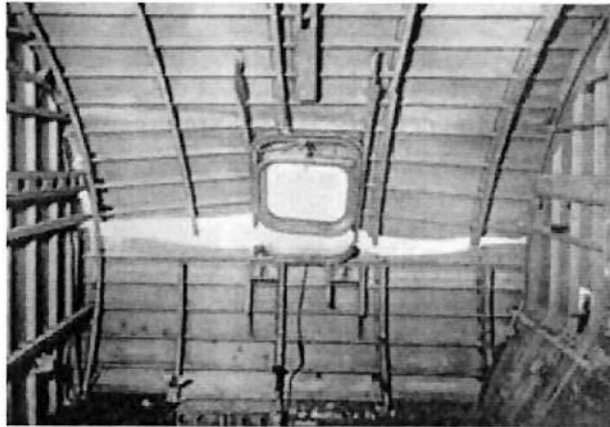
- A queda da ponte da cidade Kobe, ocasionada por terremoto. A ponte localizada na província de Hyogo-ken sofreu o grande "Hanshin Awaji Earthquake", que resultou na perda da ponte conforme pode ser visto na Figura 1.1.



**Figura 1.1** - Ponte da cidade de Kobe, caída devido ao não resistir abalos sísmicos.

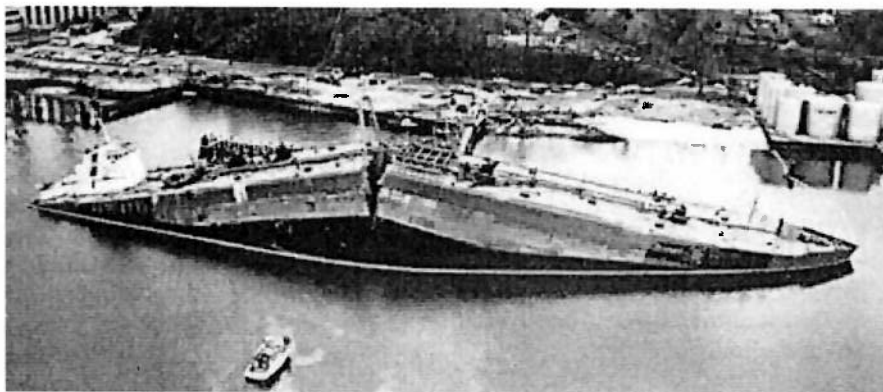
Na década de 50, a empresa britânica De Havilland passou a fabricar o primeiro avião comercial a jato, o COMET. A nova tecnologia foi colocada em xeque após o registro de vários incidentes envolvendo a aeronave. No dia 10 de janeiro de 1954, uma aeronave da companhia inglesa Boac se desintegrou no ar cerca de 20 minutos após decolar de Roma. Segundo o professor doutor da Universidade de São Paulo (USP) Jorge Medeiros, foi depois dos acidentes envolvendo o Comet que se descobriu a chamada "fadiga na estrutura". Falhas na fuselagem do Comet, provocadas por uma trinca na instalação de uma antena, se intensificaram com a pressurização e despressurização dos voos em maiores

altitudes. Além disso, as janelas quadrangulares da aeronave causavam pontos de alta tensão na fuselagem. Foi a partir do desastre aéreo que os projetistas passaram a adaptar janelas ovais e criaram projetos mais seguros de aeronaves a jato [5], [8] ver Figura 1.2.



**Figura 1.2** - Propagação da trinca na lateral da estrutura da aeronave após poucos ciclos de pressurização [GODEFROID, L. B., 1996].

Fraturas ocorridas nos navios-tanque de óleo para fins militares, construídos nos Estados Unidos durante a Segunda Guerra Mundial. Os navios "Liberty", construídos inovadoramente com juntas soldadas em lugar de juntas rebitadas, no início da década de 40. As falhas foram provenientes da conjugação entre o processo de soldagem, qualidade dos materiais utilizados e defeitos pré-existentes. Houve fratura frágil pela propagação de trincas ao redor do seu casco. A Figura 1.3 dá a ideia da magnitude da falha causada pela fratura [1].



**Figura 1.3** - Fratura frágil ocorrida no navio Liberty [CALLISTER, 2010].

A Figura 1.4 mostra uma fratura estrutural em que houve concentração de tensões nas juntas soldadas de componentes de sustentação de correia transportadora de uma mineradora localizada no Arizona - Estados Unidos.



**Figura 1.4** - Fratura frágil por concentração de tensão por solda.

Em 12 de Janeiro de 2007 ocorreu um acidente nas obras do Metrô de São Paulo na Linha 4 Amarela, ocasionando o rompimento nas paredes de sustentação de uma perfuração de 80 metros de diâmetro com e 30 metros de profundidade às margens da Marginal Pinheiros. Houve 7 mortes e danos estruturais em pelo menos 66 residências. As falhas ocorreram devido à má qualidade da seção de soldagem das estruturas de sustentação da laje de concreto durante a sua cura. Ocorrendo o desabamento da laje e conseqüentemente das paredes de sustentação na estação Pinheiros [6],[7] conforme pode ser visto na Figura 1.5.



**Figura 1.5** - Acidente ocasionado pela falha por soldagem [ASSEMBLÉIA LEGISLATIVA DO ESTADO DE SÃO PAULO, 2015].

O mais trágico acidente de fórmula 1 ocorreu em 1 de Maio de 1994 no autódromo de Imola, na Itália. Uma modificação no projeto na coluna de direção foi a causa do acidente que vitimou o piloto Ayrton Senna da Silva. A coluna de direção partiu-se devido ao trabalho inepto da equipe da Williams, responsável pelo projeto de modificação na coluna de direção, em que houve a ruptura na junta soldada. A Figura 1.6 mostra o estado do carro de Ayrton Senna ao se desgovernar após a ruptura da barra de direção [12].

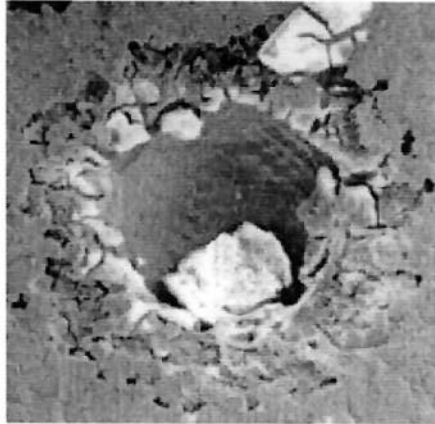


**Figura 1.6** - Acidente ocasionando a morte de Ayrton Senna no Autódromo de Imola na Itália [BLOG DO SOLDADOR, 2015].

É comum em ambientes industriais como indústrias químicas, a ocorrência de desgastes severos em tubulação por terem contato com fluidos altamente corrosivos, como HF (Acido Fluorídrico) na forma líquida. Os aços do Tipo 316L conduzindo esse fluido pode ter sua vida útil afetada, em especial nas regiões que, após o processo soldagem, resultaram em alterações microestruturais. No presente trabalho foram utilizados os seguintes códigos ANSI/NACE MR0175/ ISO 15156-2 versão 2009, para se definir a aceitação da dureza resultante nos corpos de prova.

Esta tubulação está sujeita a alterações entre a configuração original da sua microestrutura e as alterações formadas após processo de soldagem na zona afetada pelo calor (ZAC) e deve ser avaliada para a detecção da influência da susceptibilidade à corrosão. A propagação de "pite" na região corroída é a forma mais comum de manifestação de corrosão, localizada próxima à ZAC (Zona

Afetada pelo Calor), ocasionando a ocorrência de micro "orifícios", conforme pode ser visto na Figura 1.7.



**Figura 1.7** - Corrosão por pite formando "poço" [SCIENTIA, 2015].

## **2. OBJETIVOS.**

O trabalho teve por objetivo estudar a resistência à corrosão de uma tubulação fabricada com o material ASTM A 312 TP 316L, soldada por processo TIG.

Estudar a susceptibilidade à corrosão Intergranular (sensitização) conforme critérios de aceitação e exigências da Norma ASTM A262 Pratica A, que valida o processo de soldagem. Medir a velocidade de corrosão em meio salino (NaCl) através dos ensaios eletroquímicos de polarização potenciodinâmica.

## **3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.**

Para a obtenção dos propósitos desse trabalho, será apresentada uma breve revisão de conceitos envolvendo aços inoxidáveis e suas aplicações.

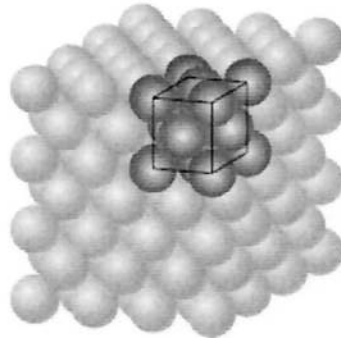
### **3.1 Estruturas dos Materiais Metálicos, Sólidos Cristalinos.**

Assim como qualquer estrutura física dos materiais sólidos, o aço inoxidável depende fundamentalmente do arranjo regular estrutural de seus átomos, íons ou moléculas, que estão organizados uns em relação aos outros para a definição do tipo de estrutura cristalina.

A grande maioria dos materiais comumente utilizados em engenharia, particularmente os metálicos, exhibe um arranjo geométrico de seus átomos bem definido, constituindo uma estrutura cristalina. Um material cristalino, independentemente do tipo de ligação encontrada no mesmo, caracteriza-se por

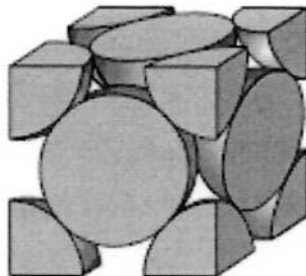
apresentar um agrupamento ordenado de seus átomos, íons ou moléculas, que se repete nas três direções. Os arranjos atômicos em um sólido cristalino podem ser descritos usando como referência, pontos de intersecção de uma rede de linhas nas três dimensões 3D.

Os átomos (ou íons) são considerados como se fossem esferas sólidas que possuem diâmetros bem definidos. Isso é conhecido como o *modelo da esfera rígida atômica*, no qual as esferas que representam os átomos vizinhos mais próximos se tocam entre si" [CALLISTER, 2010, p. 21]. A Figura 3.1 (a) ilustra a formação dessa rede cristalina descrita pelo modelo atômico de esfera rígida.



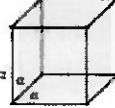



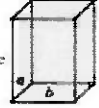


**Figura 3.1 (a)** - Modelo atômico da esfera rígida atômica  
[CALLISTER , 2010].

Em um cristal considerado ideal, o arranjo destes pontos em torno de um ponto particular deve ser igual ao arranjo em torno de qualquer outro ponto da rede cristalina. Dessa maneira é possível descrever um conjunto de pontos ou posições semelhantes de caráter repetitivo denominado célula unitária, com modelo mostrado na Figura 3.1 (b).



**Figura 3.1 (b)** - Modelo atômico da célula unitária  
[CALLISTER , 2010].

Algumas das propriedades dos sólidos dependem da estrutura cristalina do material, ou seja, na forma em que os átomos estão arranjados. Existem tipos de geometrias das células unitárias para sete sistemas cristalinos diferentes encontrados na natureza, mostrados na Figura 3.1 (c).

<i>Crystal System</i>	<i>Axial Relationships</i>	<i>Interaxial Angles</i>	<i>Unit Cell Geometry</i>
Cubic	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	
Hexagonal	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	
Tetragonal	$a = b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	
Rhombohedral (Trigonal)	$a = b = c$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	
Orthorhombic	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	
Monoclinic	$a \neq b \neq c$	$\alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$	
Triclinic	$a \neq b \neq c$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$	

**Figura 3.1 (c)** - Geometria das células unitárias para sete tipos de sistemas cristalinos [CALLISTER , 2010].

Todas essas redes possuem uma ordenação atômica de longo alcance. Essas estruturas cristalinas variam desde estruturas relativamente simples, como ocorre nos metais, até estruturas excessivamente complexas como as exibidas por alguns materiais cerâmicos e poliméricos [1].

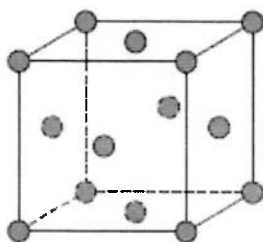
No presente trabalho, são tratadas somente as estruturas metálicas que se assemelham ao modelo atômico da esfera rígida. A ordenação dos átomos nos sólidos cristalinos indica que pequenos grupos de átomos formam um padrão repetitivo onde a ligação metálica é de natureza não direcional.

Conseqüentemente, são mínimas as restrições em relação à quantidade e à posição dos átomos vizinhos mais próximos. Isso leva a números relativamente elevados de vizinhos mais próximos e a um empacotamento compacto dos átomos para a maioria das estruturas cristalinas dos metais. Além disso, para os metais, ao se utilizar o modelo de esfera, cada esfera representa um núcleo iônico.

Três estruturas cristalinas relativamente simples são encontradas para a maioria dos metais mais comuns: cúbica de face centrada, cúbica de corpo centrado e hexagonal compacta.

#### Estrutura cúbica de face centrada (CFC)

A Estrutura cristalina encontrada em muitos metais possui uma célula unitária com geometria cúbica, com os átomos localizados em cada um dos vértices e nos centros de todas as faces do cubo. Essa estrutura é chamada apropriadamente de estrutura cristalina cúbica de faces centradas (CFC). Esta estrutura a pode ser chamada de estrutura de matriz austenítica [1].

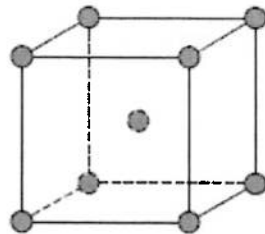


**Figura 3.1 (d)** - Estrutura cristalina CFC

[CALLISTER , 2010].

Estrutura cúbica de corpo centrado (CCC)

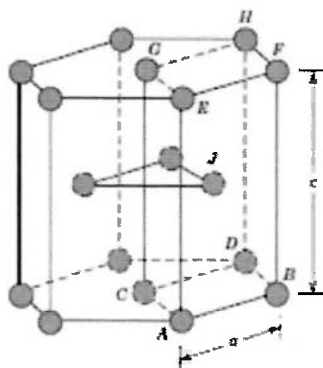
Outra estrutura cristalina comum em metais também possui uma célula unitária cúbica, com átomos localizados em todos os oitos vértices e um único átomo no centro do cubo. Essa estrutura é denominada estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Esta estrutura a pode ser chamada de estrutura de matriz ferrítica ( $\alpha$ ) [1].



**Figura 3.1 (e)** - Estrutura cristalina CCC [CALLISTER, 2010].

Estrutura hexagonal compacta (HC)

Estrutura cristalina comumente encontrada nos metais tem uma célula unitária que é hexagonal compacta (HC) [1]. As faces superior e inferior da célula unitária são compostas por seis átomos que formam hexágonos regulares e que estão ao redor de um único átomo central. Um outro plano contribui com três átomos adicionais para a célula unitária está localizado entre os planos superior e inferior. Os átomos nesses planos intermediários possuem como vizinhos mais próximos átomos nos dois planos adjacentes [1].

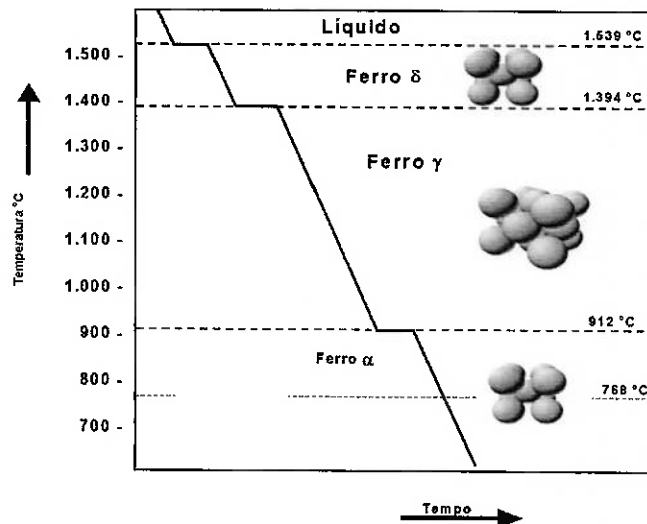


**Figura 3.1 (f)** - Estrutura cristalina HC [CALLISTER, 2010, p. 33]

### Estrutura Tetragonal de Corpo Centrado (TCC)

Na estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado, a célula unitária possui formato tetraédrico (prisma reto de base quadrada), onde os átomos estão localizados nos vértices deste tetraedro (um átomo por vértice) e um átomo localizado no centro do tetraedro, conforme indicado na figura abaixo. É formada quando ligas ferro - carbono austenitizadas são resfriadas rapidamente (como no tratamento térmico de têmpera). Esta estrutura a pode ser chamada de estrutura de matriz martensítica de fase sigma ( $\sigma$ ).

A Figura 3.1 (g) abaixo mostra a variações do arranjo regular estrutural devido a variação de temperatura.



Ferro  $\alpha$  = Ferrita

Ferro  $\gamma$  = Austenita

Ferro  $\delta$  = Ferrita  $\delta$

**Figura 3.1 (g)** - Arranjo regular estrutural

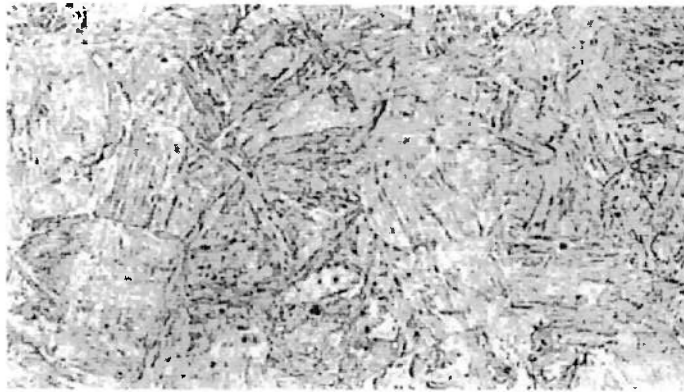
### **3.2 Classificações dos aços inoxidáveis.**

A denominação "aço inoxidável" se deve à descoberta pelo inglês Harry Brealy em 1912 que estudava uma liga Fe com aproximadamente 13% de Cr (Fe-Cr 13%). Justamente quando tentava fazer algumas observações mecanográficas verificou-se que a liga fabricada resistia à maior parte dos agentes corrosivos e não corrosivos que se utilizavam na época em metalografia. Ele a chamou de

"aço que não mancha", "stainless steel" em inglês. Um ano mais tarde na Alemanha, *Eduard Maurer* estudava uma liga Fe-Cr elaborada por *Brenno Straus*, que continha além dos elementos da liga de Brealy cerca de 8% de Ni a mais. Como resultado, observou que a liga resistiu a vários meses vapores agressivos do laboratório em que trabalhava. Passados mais de 70 anos e com ocorreu a padronização dos aços através de um sistema americano para a classificação dos aços (American Iron and Steel Institute) padronização da AISI, hoje é sabido que os aços descobertos por eles eram os nossos conhecidos AISI 420 (martensítico) e o AISI 302 (austenítico) respectivamente. Na época era um pouco difícil de compreender, que se aquecendo duas ligas a altas temperaturas, aproximadamente 1000°C, e resfriando rapidamente, eram obtidas duas ligas completamente diferentes, uma com alta dureza no caso dos martensítico e outra mais dúctil para o austeníticos. Na Alemanha, já em 1914, uma liga à base de ferro e contendo 20% de cromo, 7% de níquel e 0,25% de carbono foi utilizada numa fábrica de anilina e soda; imediatamente os aços inoxidáveis foram adotados nas fábricas de amônia sintética do país. As ligas ferro-cromo (17% cromo) e ferro-cromo-níquel (18% cromo e 8% níquel), foram amplamente utilizadas nos anos de 1920/1930 nos Estados Unidos, Inglaterra e Alemanha, em fábricas de amônia e ácido nítrico. A classificação mais usada e mais simples é de base na microestrutura que apresenta à temperatura ambiente onde se classifica em três grupos

#### Aços inoxidáveis Martensíticos

Estes aços tem as características finais de endurecimento por tratamento térmico e tem a características de ser magnéticos e são compostos principalmente por Fe e Cr que permite a formação de austenita ( $\gamma$ ) a altas temperaturas, a qual se transforma em martensita durante o resfriamento mais acentuado. Apresentam boa resistência à corrosão atmosférica quando temperados e se destacam pelos diversos graus de dureza e resistência mecânica que podem obter. Na Figura 3.2 (a) pode ser vista a estrutura metalúrgica típica de um aço inoxidável martensítico tipo AISI 420 temperado.

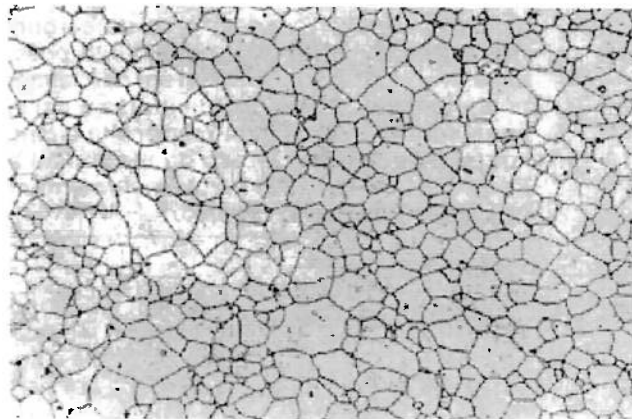


**Figura 3.2 (a)** - Estrutura metalúrgica do aço inoxidável martensítico  
[AILTON, 2002]

#### Aços inoxidáveis Ferríticos

Este aço não tem a características de endurecimento por tratamento térmico por serem compostos de principalmente à fase ferrítica ( $\alpha$ ), que é uma solução sólida de carbono no ferro alfa, cristalizando-se em uma estrutura tipo (CCC).

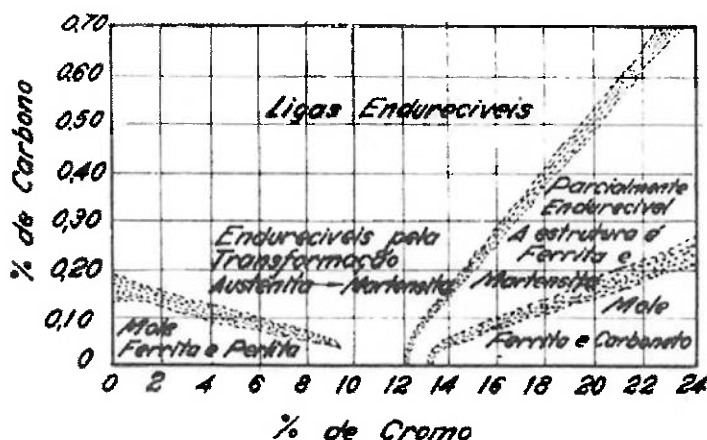
São usados no estado recozido, com uma estrutura formada por uma matriz ferrítica ( $\alpha$ ) com carbonetos globulares do cromo. Apresentam melhor trabalhabilidade e resistência à corrosão que aços martensítico. Possuem boas propriedades físicas e mecânicas, são magnéticos e resistentes à corrosão atmosférica e a certos meios agressivos, principalmente oxidantes. Na Figura 3.2 (b) abaixo podemos ver uma estrutura metalúrgica típica de um aço inoxidável ferrítico.



**Figura 3.2 (b)** - Estrutura metalúrgica do aço inoxidável ferrítico  
[AILTON, 2002].

### Aços Inoxidáveis Austeníticos

Estes também são classificados como aços não endurecíveis porém são compostos principalmente de Fe Cr e Ni. O carbono desempenha papel importante para localizar um aço de alto cromo na classe martensítica ou ferrítica ( $\alpha$ ) e pode-se notar que um aço com teor de carbono de 16% pode pertencer tanto ao grupo martensítico como ao ferrítico, dependendo do teor de carbono" [3] conforme pode ser visto a classificação de endurecimento pela microestrutura conforme visto no gráfico da Figura 3.2 (c) [3].



**Figura 3.2 (c)** - Esquema gráfico sobre a influência do teor de carbono sobre a capacidade de endurecimento das ligas ferro-cromo [CHIAVERINI,V. , 2005].

### Aço inoxidável superaustenítico.

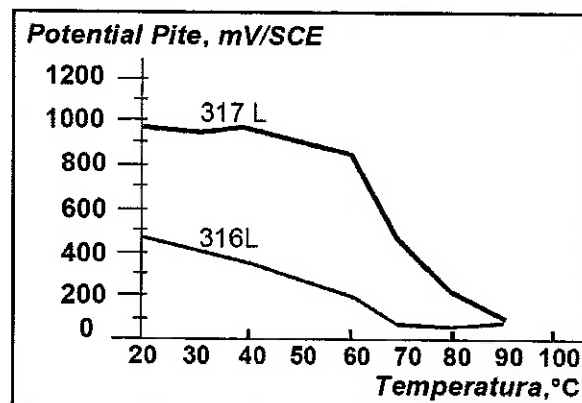
Os aços superausteníticos são comercialmente desenvolvidos e sendo utilizados em diversas aplicações. O nome superaustenítico representa por uma alta quantidade de molibdênio, cromo, níquel, nitrogênio e manganês na composição química do aço como exemplo o AISI 317L, melhorando principalmente as propriedades de corrosão. A adição do níquel tem a finalidade de melhorar a resistência à corrosão sob tensão em meios contendo cloretos, e a adição de molibdênio e nitrogênio melhoram a resistência à corrosão por pite e por fresta. Comparado como os aços austeníticos, os aços superausteníticos apresentam a alta resistência a corrosão devido à alta quantidade de Cr e Mo e PREN (número que correlaciona a composição química do aço inoxidável com o potencial de pite medido em solução contendo cloretos, o PREN:

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

Este número é baseado em uma equação matemática empírica e gera uma reta na Figura 3.2 (d) que mostra um comparativo da capacidade de resistência à corrosão em relação ao AISI 316L. O número PREN é proveniente da composição química ver Tabela 3.2 (a).

Elemento (%)	C	Cr	Ni	Mo	N (ppm)	PREN
AISI 316L	0,03	17	10,0	2,0	300	25
AISI 317L	0,03	18	11,5	3,0	600	30

**Tabela 3.2 (a)** - Valores PREN dos aços inoxidáveis AISI316L e 317L [APERAN, 2012].



**Figura 3.2 (d)** - Gráfico de Potencial por Pite v.s. temperatura [APERAN, 2012].

Quanto maior o valor do PREN, maior a resistência em meios contendo cloretos). Os dados da literatura indicam que tais aços apresentam um número PREN entre 28,3 e 64,3[16],[17]. A alta quantidade de Mo, Ni e Cr facilitam a precipitação de fases secundárias. Em termos de microestrutura, diferentes fases intermetálicas e carbonetos devem estar presentes. Devido à alta presença de carbono são formados carbonetos.

Após a Segunda Guerra Mundial, muito se evoluiu no estudo e processamento dos Aços Inoxidáveis para o desenvolvimento de aplicações na indústria de petróleo, petroquímica, química, aeronáutica e de processos em geral. A padronização de sua identificação foi definida pela *American Iron and Steel Institute - AISI*.

A série 200 tem o cromo, níquel e manganês como elementos de liga principais.

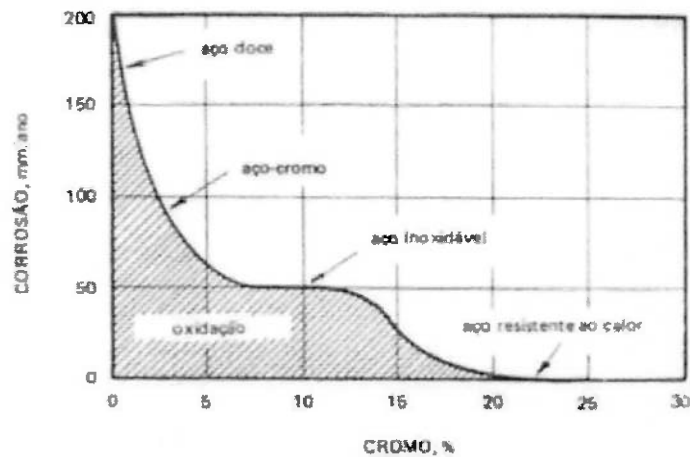
A série 300 tem cromo e níquel, e a série 400, basicamente cromo.

A série 600 é a série de aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação, e a série 500 é composta por ligas que contém muito baixo teor de cromo.

O estudo do presente trabalho se concentrará no conhecimento e análise dos fenômenos de deterioração metalúrgica causados pela operação de soldagem em aços da Série 300 (Austeníticos).

### **3.3 Metalurgias dos aços inoxidáveis.**

O aço inoxidável é definido pela proporção da quantidade de cromo em sua liga (acima de 10%). É o elemento de liga mais eficiente entre todos os outros para o aumento da resistência à corrosão em geral, principalmente em meios agressivos, notadamente em processos a altas temperaturas. Essa característica é atribuída à formação de um filme de óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) na superfície do metal, pelo processo de passivação. A faixa de condições sobre a qual a passividade pode ser mantida depende do meio, do tipo e da composição dos aços inoxidáveis. A passivação é caracterizada devido à presença de uma película passiva, superficial, fina, com espessura típica de 3nm a 5nm, aderente, invisível e estável de óxido de cromo ( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ), responsável pela resistência à corrosão, formando-se instantaneamente na presença de oxigênio, que é impermeável e insolúvel nos meios corrosivos usuais [9]. Esta camada de óxido se torna uma barreira invisível, contínua, aderente, impermeável e praticamente insolúvel em numerosos reagentes. Esta passividade é uma propriedade típica de certos metais e ligas metálicas, que permanece inalterada no meio circunvizinho, conforme visto na Figura 3.3 [3].

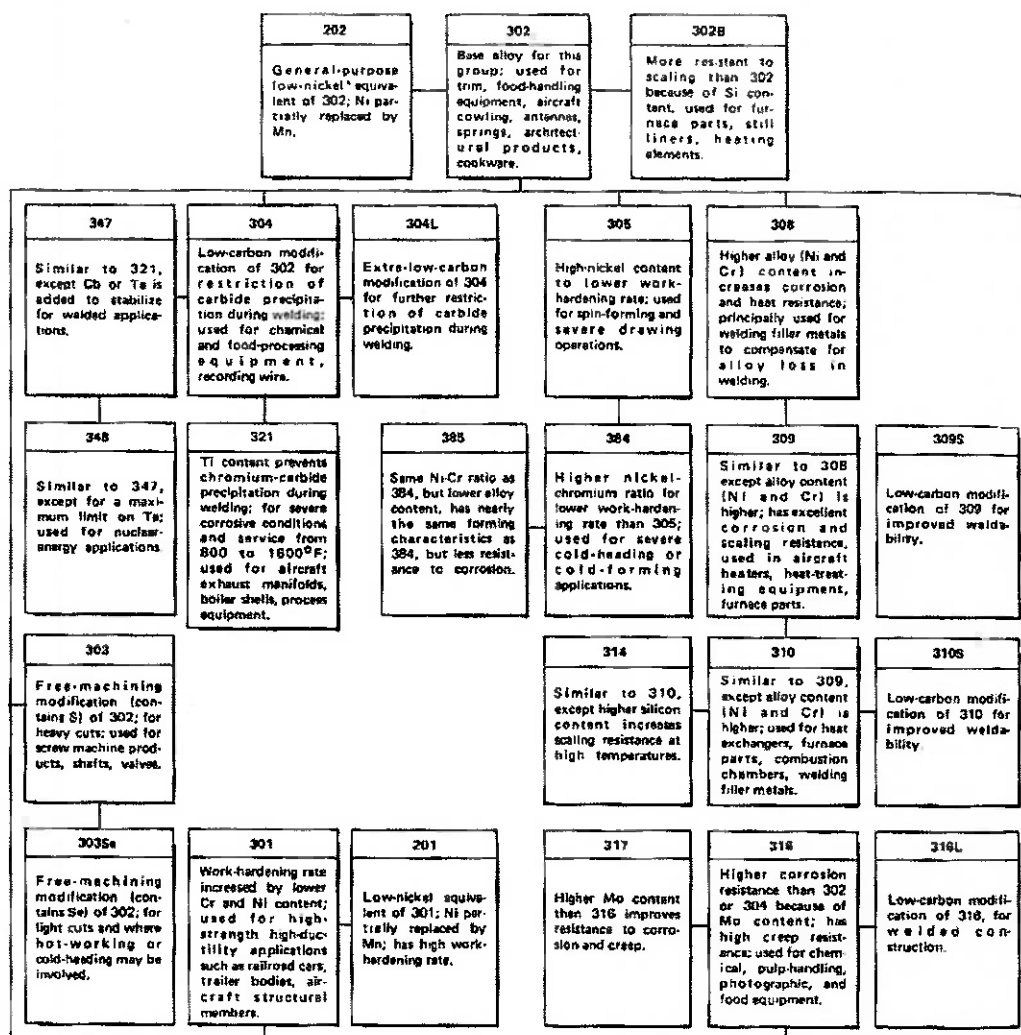


**Figura 3.3** - Efeito do cromo em corrosão às altas temperaturas  
[CHIAVERINI,V. , 2005].

### 3.3.1 Aços inoxidáveis austeníticos.

São os da série 300. Estes aços inoxidáveis são os mais comuns, empregados à soldagem e assim são denominados devido possuir altos teores de elementos estabilizadores da austenita ( $\gamma$ ), e por apresentarem esta fase estável em temperaturas até mesmo inferiores à temperatura ambiente.

Estes aços apresentam grande ductilidade e tenacidade, além de boa soldabilidade. São divididos em duas categorias, os aços ao cromo-níquel, representados pela série 300 e aços ao cromo-mangânês-níquel, representados pela série 200 este grupo surgiu durante a Segunda Guerra Mundial, isto devido à escassez do níquel no período. A maioria dos aços austeníticos utilizados são da série 300, principalmente com a composição 18% de cromo e 8% de níquel. Os inoxidáveis austeníticos são utilizados em aplicações em temperatura ambiente, em altas temperaturas (até 1150° C) e em baixíssimas temperaturas (condições criogênicas), uma série de alternativas que dificilmente são conseguidas com outros materiais. A família dos aços inoxidáveis notadas nesse presente trabalho trata-se da família 300 esta podem ser descritas suas aplicabilidades conforme Figura 3.3.1 (a) [5].



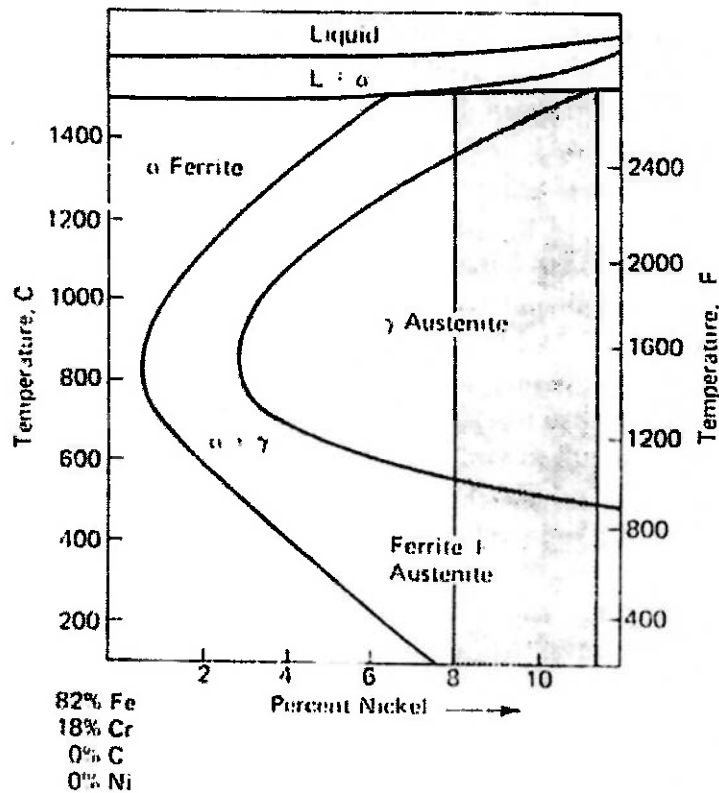
**Figura 3.3.1 (a)** - Família dos Aços inoxidáveis austeníticos  
[LINCON ELETRIC, 1992].

Este grupo caracteriza-se pelo fato de que 4% do elemento níquel é substituída por elementos de tendência austenizante, como o manganês que é adicionado acerca de 7% e do Nitrogênio com níveis inferiores à 0,25%. Em função de sua composição química e estrutura cristalina CFC [3], [5], os aços inoxidáveis austeníticos possuem excelentes propriedades como de fácil fabricação, excelente ductilidade e resistência à corrosão, diferenciais que os tornam muitas vezes a melhor opção para aplicações industriais para aplicações criogênicas e a altas temperaturas [9], [13]. Esta classe inclui, principalmente, ligas que têm

quatro marcantes elementos de liga: Fe, Cr, C e Ni. Apresentam estrutura predominantemente austenítica à temperatura ambiente, não sendo endurecíveis por tratamento térmico. Formam o grupo mais usado e numeroso de aços inoxidáveis. Estes aços são os que apresentam variação de cromo entre 6% e 22% e níquel entre 6% e 22% [3]. O C é menor do que 0,3%, sendo os tipos mais comuns o aço AISI TP 304 e o AISI TP 316. Estes apresentam, à temperatura ambiente, um baixo limite de escoamento, um limite de resistência elevado e grande ductilidade. São, entre os aços inoxidáveis, os materiais de melhor soldabilidade e resistência geral à corrosão. Encontram aplicações na indústria química, alimentícia, de refino de petróleo e em muitas outras.

A austenita ( $\gamma$ ) é uma solução sólida de carbono no ferro gama cristalizando-se no sistema cúbico de faces centradas, sendo o aço não magnético. Devido à retenção de uma forma metaestável da austenita ( $\gamma$ ) à temperatura ambiente, os aços desse grupo são denominados à sua estrutura austenítica a temperatura ambiente, ou seja, uma estrutura (CFC). Apresenta excelente soldabilidade e maior resistência à corrosão em relação aos aços dos demais grupos. Combinam o baixo limite de escoamento com o alto limite de resistência e bom alongamento, oferecendo as melhores propriedades para o trabalho a frio [5].

Alguns elementos como o Ni e Mn adicionados no aço, expandem o domínio austenítico ( $\gamma$ ) ou as denominadas ilhas ( $\gamma$ ) no diagrama de equilíbrio Fe-C. Dependendo da quantidade desses elementos inseridos na matriz, é possível reter a austenita ( $\gamma$ ) em temperatura ambiente em um estado estável ou metaestável. A adição isolada de Cr em um aço carbono provoca a contração do campo austenítico favorecendo a formação de ferrita ( $\alpha$ ). No entanto a adição de Cr em um aço contendo Ni provoca um retardamento da cinética de transformação  $\gamma \rightarrow \alpha$ , o que facilita a retenção da austenita ( $\gamma$ ) à temperatura ambiente. O efeito do níquel é promover a completa austenitização da estrutura. A Figura 3.3.1 (b) mostra a relação aproximada das fases de uma liga com Fe-Cr, contendo 18% de Cr e uma quantidade variável de níquel a partir de um resfriamento brusco [3], [5].



**Figura 3.3.1 (b)** - Liga de Fe-Cr mostrando a variação das fases em função da variação da quantidade de níquel [FERRABOLI JR, R., 2015].

Os aços inoxidáveis austeníticos mais populares são os do tipo 18-8, em que o teor médio de cromo é 18% e o de níquel é 8%. A introdução de níquel melhora consideravelmente a resistência à corrosão do aço e a resistência à oxidação a altas temperaturas, visto que, na maioria dos reagentes, o Ni é mais nobre do que o Fe e, além disso, há a formação de uma camada de óxido que protege o aço espontaneamente. Para comprovar estes fatos, demonstra-se que a restauração da película inerte protetora que tenha sido retirada de um aço inoxidável do tipo Cr-Ni é mais rápida do que um aço inoxidável somente ao Cr. Com as características gerais [3]:

- não magnéticos;
- não endurecíveis por serem austeníticos;
- quando encruados, apresentam um fenômeno interessante: o aumento de dureza é bem superior ao que se encontraria, mediante à mesma deformação

em outros aços. Esse aumento, além do normal em dureza, pode ser atribuído à instabilidade da austenita ( $\gamma$ ) que, sob o efeito das tensões de encruamento, transforma-se parcialmente e paulatinamente em ferrita ( $\alpha$ ). Essa ferrita ( $\alpha$ ) supersaturada de carbono, nas mesmas condições que uma martensita, contribui para o endurecimento excepcional do aço. O estiramento a frio, por exemplo, do aço 18-8, pode produzir resistência à tração da ordem de 250kgf/mm<sup>2</sup>, com uma porcentagem de deformação que em um aço comum não produziria mais do que 140kgf/mm<sup>2</sup>.

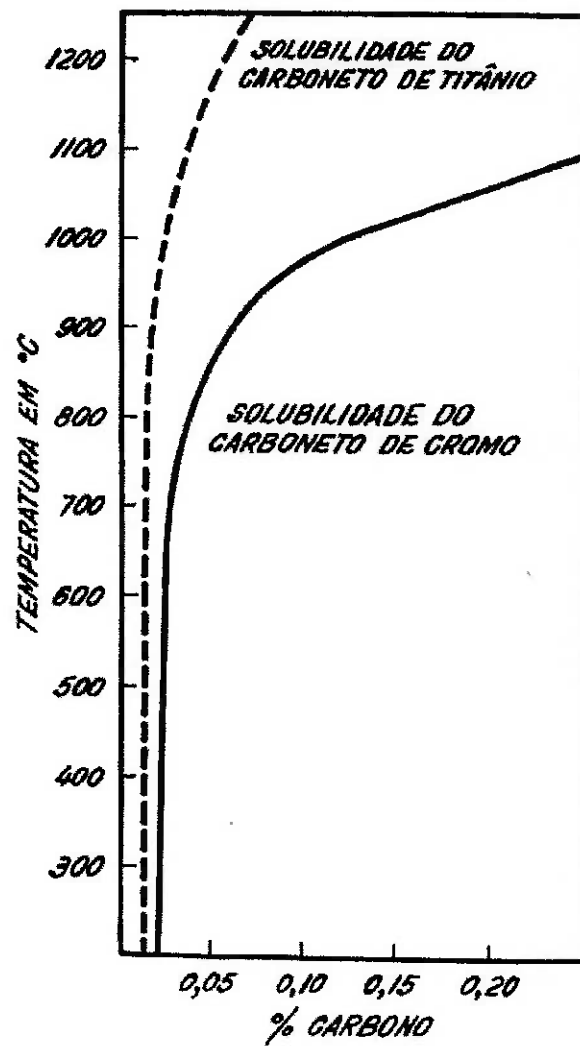
A importância desta última característica é tão grande que se costuma classificar os aços austeníticos pelos níveis de resistência que se consegue pelo encruamento, desde o tipo recozido mole até o tipo inteiramente duro, conforme mostrado na Tabela 3.3.1 (a) [3], [5].

Tipo	Propriedades Mecânicas Mínicas kgf/mm <sup>2</sup>	
	Limite de resistência à tração	Limite de escoamento
1/4 duro	87,5	52,5
1/2 duro	105,0	77,0
3/4 duro	122,5	94,5
inteiramente duro	129,5	98,0

**Tabela 3.3.1 (a)** - Classificação do aço inoxidável austenítico segundo a resistência mecânica conferida por encruamentos variados

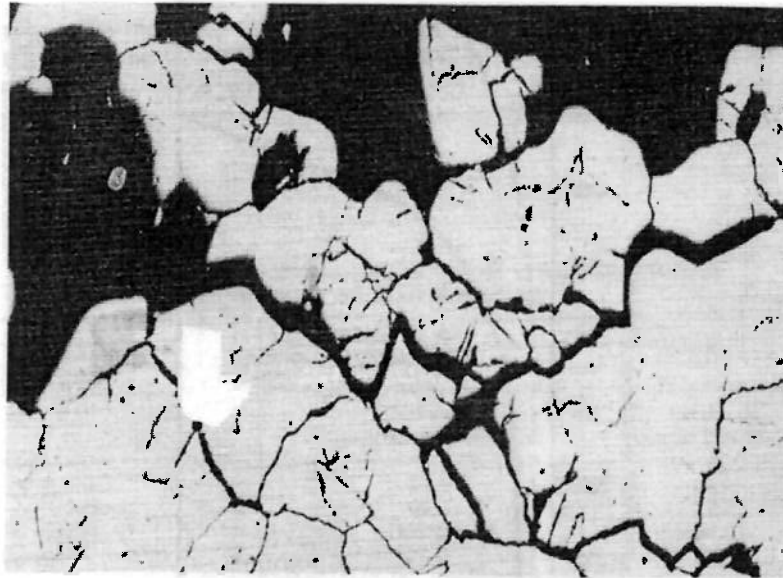
[CHIAVERINI, V. , 2005].

Um dos fenômenos indesejáveis que pode ocorrer nos aços inoxidáveis austeníticos é a corrosão Intergranular, devido à presença de precipitação de carboneto de cromo. Um dos meios de evitá-la é pela adição do titânio e nióbio, porque esses elementos fixam o carbono na forma de carbonetos de titânio e nióbio. A ação do titânio pode ser analisada através do gráfico da Figura 3.3.1 (b), que mostra a redução aproximada da solubilidade do carbono em um aço 18-8, obtida pela adição de cerca de 0,5% de titânio [3], [5].

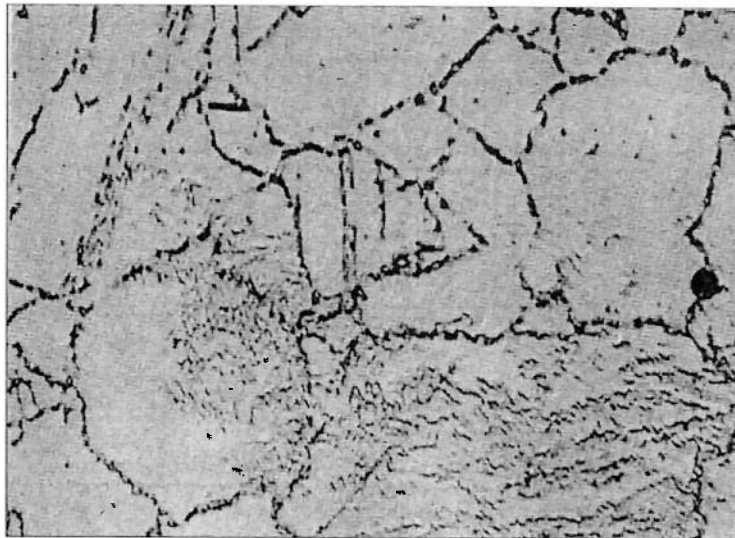


**Figura 3.3.1 (b):** Redução da solubilidade do carbono obtida pela adição [CHIAVERINI, V., 2005].

Na micrografia mostrada na Figura 3.3.1 (c), pode ser visto o aspecto micrográfico de um aço inoxidável austenítico tipo 18-8 com corrosão Intergranular.



**Figura 3.3.1 (c):** Aspecto micro gráfico de aço inoxidável austenítico tipo 18-8, mostrando zona superficial de corrosão Intergranular, Sem ataque. Aumento 100 vezes [CHIAVERINI,V. , 2005].



**Figura 3.3.1 (d)** - Núcleo não corroído do mesmo aço mostrado na Figura 3.3.1 (c). Ataque percloreto de ferro. Aumento 1000 vezes [CHIAVERINI,V. , 2005].

### 3.3.1.1 Propriedades gerais dos aços inoxidáveis austeníticos

- a) Densidade: Como são ligas baseadas principalmente em ferro, a densidade é aproximadamente de  $8\text{g/cm}^3$ ;
- b) Estrutura: Como já comentado, há estruturas típicas e base ferrítica ( $\alpha$ ), austenítica ( $\gamma$ ) e martensítica. Cabe ao projetista adaptar o tipo ao objetivo. Os aços inoxidáveis austeníticos não são ferromagnéticos;
- c) Condutividade: São pobres condutores de calor e eletricidade, quando comparados aos aços ao carbono. A resistividade pode chegar a seis vezes a do aço ao carbono;
- d) Expansão: Os aços austeníticos têm um coeficiente de expansão térmica que pode chegar a 50% maior que a dos aços do tipo carbono;
- e) Módulo de elasticidade: Os aços inoxidáveis têm esta propriedade levemente menor que os aços ao carbono,  $1,89 \times 10^5\text{MPa}$  a  $1,96 \times 10^5\text{MPa}$  comparados com  $2,03 \times 10^5\text{MPa}$ . Quando trabalhados a frio, este valor pode ser reduzido a  $1,49 \times 10^5\text{MPa}$ ;
- f) Propriedades Mecânicas: As propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos são importantes, uma vez que têm uma larga aplicação em indústrias químicas, de processos, utilidades, onde são empregados para conter substâncias corrosivas. São utilizados na fabricação de tanques, tubos, vasos de pressão, válvulas, bombas, dutos, destiladores, trocadores de calor. Este tipo de aplicação normalmente requer boa resistência, dureza e ductilidade. A indústria nuclear está se tornando um dos maiores usuários dos aços inoxidáveis austeníticos em tubulação, trocadores de calor, operando em altos níveis de tensão e temperatura. [7] A Tabela 3.3.1.1 (a) mostra a composição química básica dos principais aços inoxidáveis austeníticos. Os valores das Propriedades Mecânicas podem ser visualizados na Tabela 3.3.1.1 (b).

Tipo AISI	Composição química, (%)				Propriedades gerais e aplicações típicas
	C	Cr	Ni	Outros elementos	
301	0,15	16,0-18,0	8,0-8,0	Mn - 2,0 max. Si - 1,0 max.	Tipo para aplicações gerais; boa trabalhabilidade; ornamentação, utensílios domésticos, fins estruturais; equipamento para indústria química, naval, fabricação de alimentos, de transporte, etc.
302	0,15	17,0-19,0	8,0-10,0	Mn - 2,0 max. Si - 1,0 max.	Idem como acima, para aplicações decorativas ou de resistência à corrosão como as indicadas para o tipo 301.
302 B	0,15	17,0-19,0	8,0-10,0	Si - 2,0 a 3,0 Mn - 2,0 max.	Melhor resistência à formação de casca de óxido a altas temperaturas devido à presença do Si. Peças de fornos.
303	0,15 max.	17,0-19,0	8,0-10,0	P ou S ou Se-0,07 min. Zr ou Mo-0,60 max. Si - 1,0 max. Mn - 2,0 max.	Tipo 18-8 de usinagem fácil; para eixos, parafusos, porcas, peças de carburador, bucha, eixos, válvulas, etc.
304	0,08 max.	18,0-20,0	8,0-10,5	Mn - 2,0 max. Si - 1,0 max.	Tipo 18-8 de C mais baixo; soldável com menor perigo de corrosão intercrystalina; equipamento de processamento de alimentos; recipientes criogênicos etc.
308	0,08 max.	19,0-21,0	10,0-12,0	Mn - 2,0 max. Si - 1,0 max.	Maior resistência à corrosão que o 18-8; para eletrodos de solda, fornos industriais.
309	0,20 max.	22,0-24,0	12,0-15,0	Mn - 2,0 max. Si - 1,0 max.	Boa resistência à oxidação e mecânica a altas temperaturas; para equipamento da indústria química; peças de fornos, estufas; peças de bombas, etc.
309 S	0,08 max.	22,0-24,0	12,0-15,0	Mn - 2,0 max. Si - 1,0 max.	Devido ao baixo C, permite soldabilidade com menor perigo de corrosão intercrystalina.
310	0,25 max.	24,0-26,0	19,0-22,0	Mn - 2,0 max. Si - 1,5 max.	Boa estabilidade às temperaturas de solda; eletrodos de solda; equipamento para indústria química; peças de fornos, estufas; resiste à oxidação até temperaturas de 1050 ou 1100°C.
316	0,10 max.	16,0-18,0	10,0-14,0	Mo - 2,0 a 3,0 Mn - 2,0 max. Si - 1,0 max.	Melhor resistência à corrosão química; para equipamento da indústria química, da indústria de papel, etc.
317	0,10 max.	18,0-20,0	11,0-15,0	Mo - 3,0 a 4,0 Mn - 2,0 max. Si - 1,0 max.	Melhor resistência à corrosão que o tipo 316; idênticas aplicações.

**Tabela 3.3.1.1 (a)** - Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos  
[CHIAVERINI, V. , 2005].

Tipo	Limite de resistência à tração kgf/mm <sup>2</sup>	Limite de escoamento kgf/mm <sup>2</sup>	Alongamento em 2" (%)	Dureza Brinell	Resistência ao choque kgfm
301	70,0	28,0	50 – 60	155 – 175	9,7 – 15,2
302	59,5	24,5	50 – 60	140 – 160	9,7 – 15,2
302 B	66,5	28,0	50 – 60	150 – 170	11,0 – 13,8
303	59,5	24,5	30 – 55	155 – 175	9,7 – 15,2
304	59,5	21,0	50 – 60	140 – 160	9,7 – 15,2
308	59,5	24,5	50 – 60	145 – 165	–
309	63,0	28,0	45 – 50	165 – 185	9,7 – 15,2
310	63,0	28,0	45 – 50	165 – 185	6,9 – 13,8
316	56,0	24,5	50 – 60	140 – 160	9,7 – 15,2
317	56,0	24,5	50 – 60	140 – 160	9,7 – 15,2
321	59,5	24,5	50 – 55	145 – 160	9,7 – 15,2
347	59,5	24,5	45 – 55	145 – 160	9,7 – 15,2

**Tabela 3.3.1.1 (b)** - Propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos [CHIAVERINI, V. , 2005].

### 3.3.1.2 Diagramas de equilíbrio

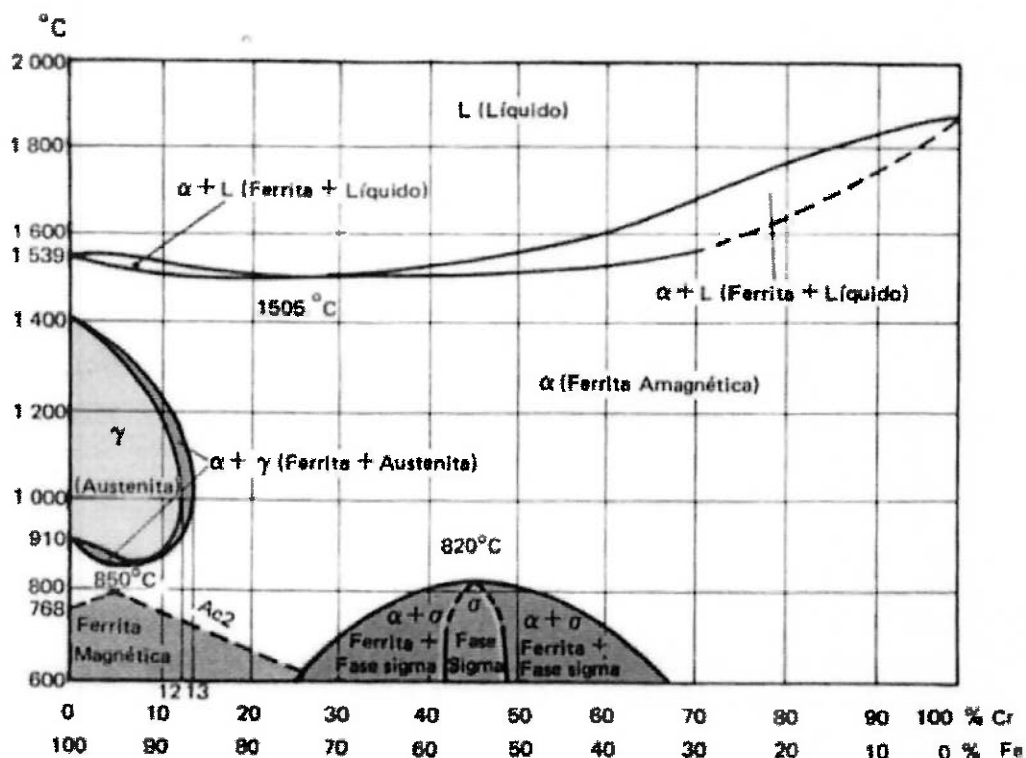
As diversas microestruturas dos aços são função da quantidade dos elementos de liga presentes dos aços inoxidáveis austeníticos está distribuída entre elementos que promovem a formação de determinadas fases ferrita ( $\alpha$ ) e austenita ( $\gamma$ ). Como os principais elementos componentes dos aços inoxidáveis comerciais são o ferro o cromo e níquel, existem basicamente dois grupos de elementos de liga: os que estabilizam a ferrita ( $\alpha$ ) (Cr, Si, Mo, Ti e Nb) representado pelo diagrama Fe-Cr e os que estabilizam a austenita ( $\gamma$ ) (Ni, C, N e Mn) representado pelo diagrama Fe-Ni.

Para entender os aços inoxidáveis austeníticos, se faz necessário estudar os três sistemas dos diagramas de equilíbrio: ferro-cromo, ferro-níquel e ferro-cromo-níquel. Esses aços podem ainda conter outros elementos de liga que alteram suas microestruturas e propriedades.

#### Diagrama ferro-cromo

O diagrama de fases do sistema Fe-Cr é a base dos aços inoxidáveis modernos, conforme pode ser visto na Figura 3.3.1.2 (a) que o cromo acima de 14% em peso mante a predominância de ferrita ( $\alpha$ ) na estrutura reduzindo o campo da

austenita ( $\gamma$ ). Assim a existência da austenita ( $\gamma$ ) do sistema Fe-Cr é limitada a uma faixa de temperatura de 850 a 1400°C e para uma quantidade de cromo até 12% ocorre somente a presença de ferrita ( $\alpha$ ) a qualquer temperatura. Deve ser observado que, à medida que se aumenta o teor de cromo, o campo ferrítico aumenta, e conseqüentemente o campo austenítico diminui. Esse diagrama pode ser utilizado para aços inoxidáveis ferríticos e martensítico. Teores de aproximadamente 42% a 48% de cromo, é notável a presença de uma fase quebradiça composta de ferro e cromo, denominada fase sigma ( $\sigma$ ). A esquerda do campo em que se encontra apenas a fase sigma, observa-se duas fases: ferrita ( $\alpha$ ) e sigma ( $\sigma$ ), e a direita do campo de fase sigma, nota-se a existência de sigma ( $\sigma$ ) e ferrita ( $\alpha$ ) rica em cromo. Nota-se que a fase sigma ( $\sigma$ ) se dissolve, acima de aproximadamente 815°C, na forma de ferrita ( $\alpha$ ) [10], [20].

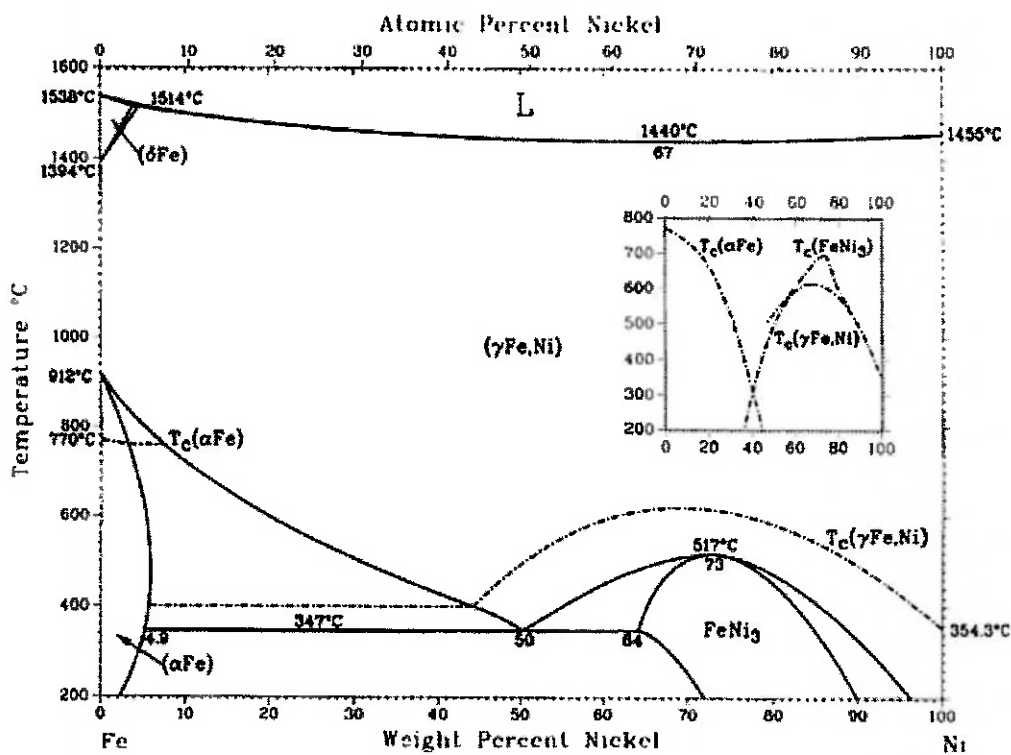


**Figura 3.3.1.2 (a)** - Diagrama Fe-Cr

[PEREIRA, S. A. L., 2012].

Diagrama ferro-níquel

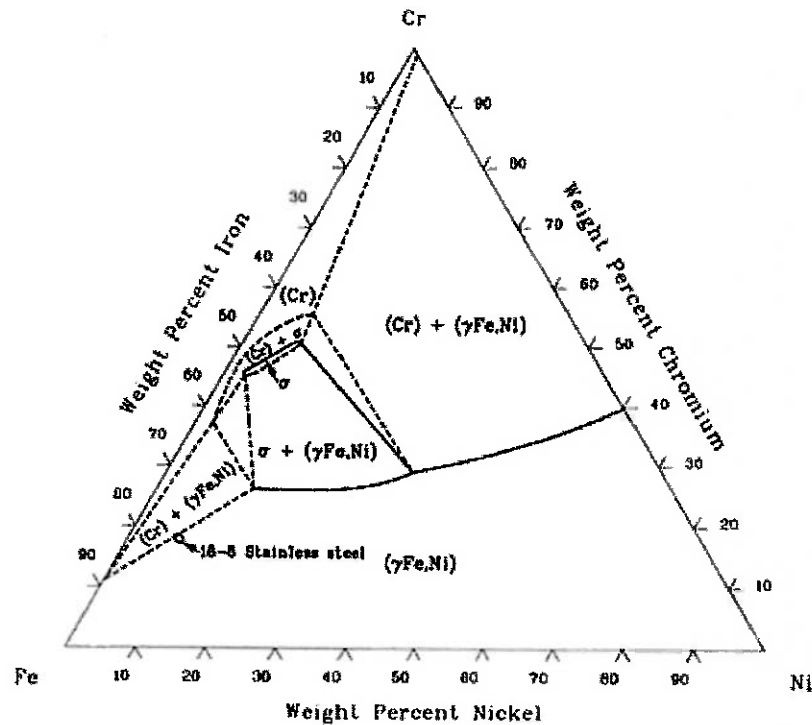
O níquel é um outro elemento que exerce forte influência nos aços inoxidáveis ele basicamente, estabiliza a austenita ( $\gamma$ ) no ferro e por isso expande o campo austenítico quando ligado ao ferro com percentual de níquel superior a 30%, a austenita ( $\gamma$ ) é estável. Com o aumento da concentração de níquel, a cinética de precipitação de fase sigma é acelerada, uma vez que há diminuição da fração volumétrica de ferrita delta ( $\delta$ ) na microestrutura antes do tratamento térmico de envelhecimento em qualquer temperatura acima da temperatura ambiente. Utiliza-se balanço entre cromo e níquel, onde se diminui o percentual do níquel e aumentando o cromo, e assim se mantém a forma da fase austenítica ver [28] Figura 3.3.1.2 (b).



**Figura 3.3.1.2 (b)** - Diagrama Fe-Ni  
[ALLOY PHASE DIAGRAMS. ASM, 1992].

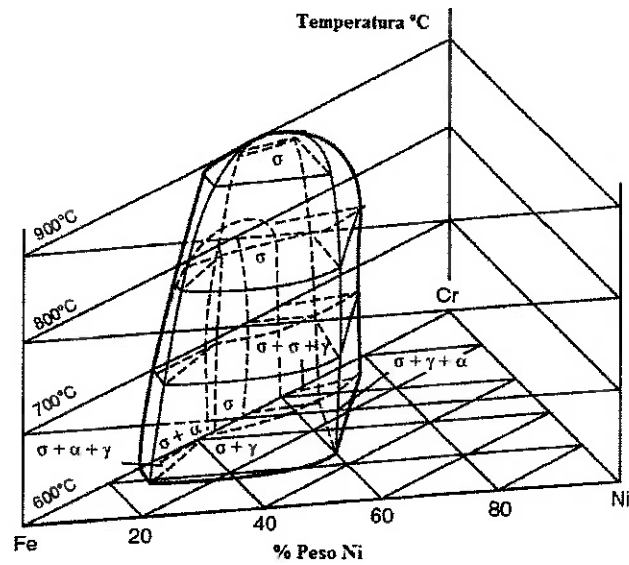
### Diagrama ferro-cromo-níquel

Existe a forma mais conhecida para uma previsão das fases de equilíbrio que podem ocorrer nestes aços onde apresentam as fases na liga a uma dada temperatura [20], [28]. A Figura 3.3.1.2 (c) mostra o diagrama de fases ternário do aço inoxidável austenítico tipo 18-8 a uma temperatura média máxima de 900°C em uma ZAC durante o processo de soldagem.



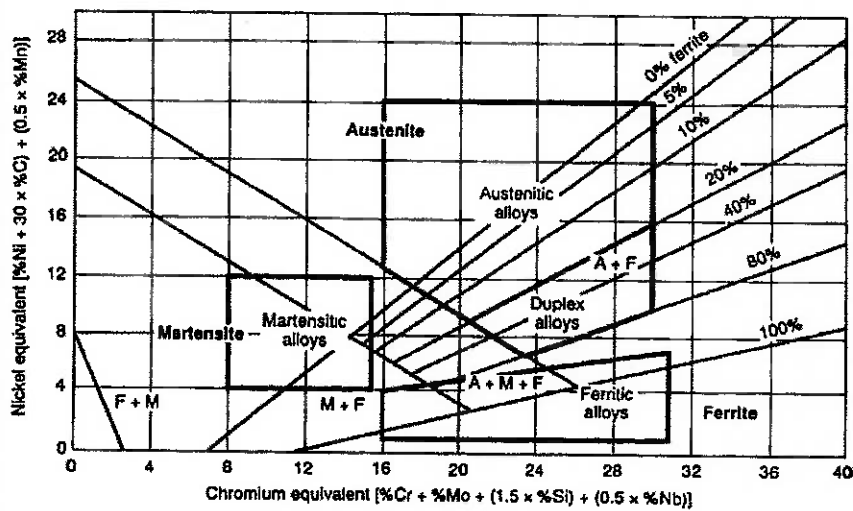
**Figura 3.3.1.2 (c)** - Diagrama ternário Fe-Cr-Ni do aço inoxidável austenítico tipo 18-8 a 900°C [ALLOY PHASE DIAGRAMS. ASM, 1992].

A Figura 3.3.1.2 (d) mostra o diagrama tridimensional de equilíbrio Fe-Cr-Ni com a presença de apenas três fases sólidas em temperaturas entre 600°C, 700°C, 800°C e 900°C a austenita ( $\gamma$ ), ferrita ( $\alpha$ ) e fase sigma ( $\sigma$ ) [19] ver Figura 3.3.1.2 (d).



**Figura 3.3.1.2 (d)** - Diagrama Tridimensional Fe-Cr-Ni  
[PADILHA, A. F., 2002].

Apesar de não ser um diagrama de equilíbrio de fases um instrumento muito utilizado e conhecido como "Diagrama de Shaeffler", que é baseado na composição química do cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ) e níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ), e consiste em utilizar estes valores para a representação gráfica da microestrutura resultante ver Figura 3.3.1.2 (e)



**Figura 3.3.1.2 (e)** - Diagrama Schaeffler  
[ALLOY PHASE DIAGRAMS, ASM, 1992].

### **3.3.1.3 Transição dúctil-frágil.**

Os aços inoxidáveis com estrutura austenítica, como outros metais de cristalização CFC, não apresentam temperatura de transição dúctil-frágil, sendo, assim, teoricamente não suscetíveis às fraturas frágeis. Na prática, admitem-se as seguintes temperaturas mínimas para o emprego desses aços:

Tipo 316, 317, 321 e todos da série 200 são nas proximidades de  $-195^{\circ}\text{C}$

Tipos 304, 310, 347, e 348 são aproximadamente  $-255^{\circ}\text{C}$

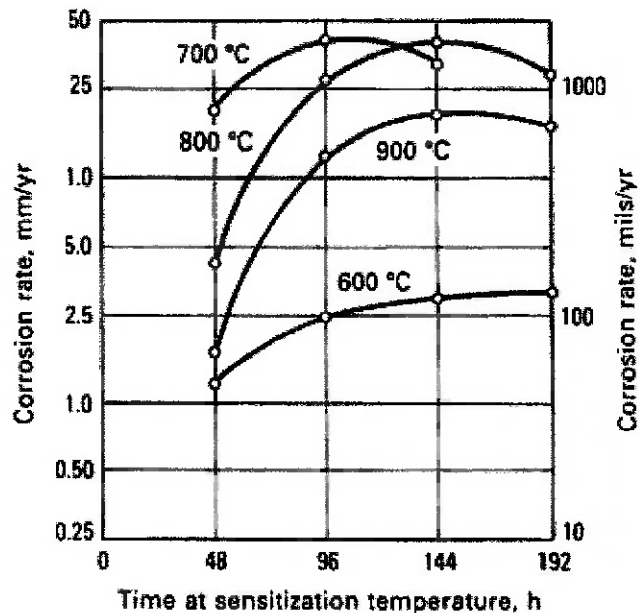
Por isso esses materiais são indicados para trabalhos em baixíssimas temperaturas que não excedam os valores teóricos [18].

### **3.3.1.4 Precipitações de fases intermetálicas.**

Ligas de Aço inoxidável compostas principalmente de cromo e molibdênio são sucessíveis à corrosão por meio de precipitações de fases intermetálicas: fase sigma ( $\sigma$ ), fase chi ( $\chi$ ) e fase de Laves que ocorrem na matriz a temperatura e tempo de exposição.

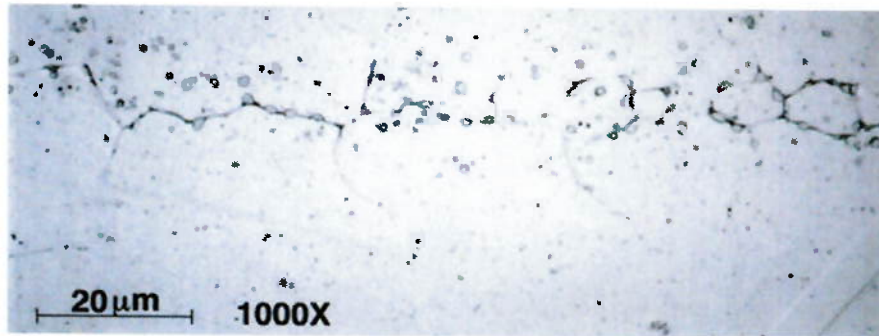
#### *Fase sigma ( $\sigma$ )*

Fase intermetálica com estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) que aumenta a suscetibilidade a corrosão a que mais degrada os aços inoxidáveis da família da série 300. Esta fase causa a fragilização do material através do empobrecimento de Cr e Mo da matriz, causando dissoluções de carboneto localizadas nesta superfície (sensitização). A faixa de temperatura que ocorre está degradação ocorrem dentre  $540^{\circ}\text{C}$  a  $900^{\circ}\text{C}$  [31] e é agravada conforme o tempo ver Figura 3.3.1.4 (a).



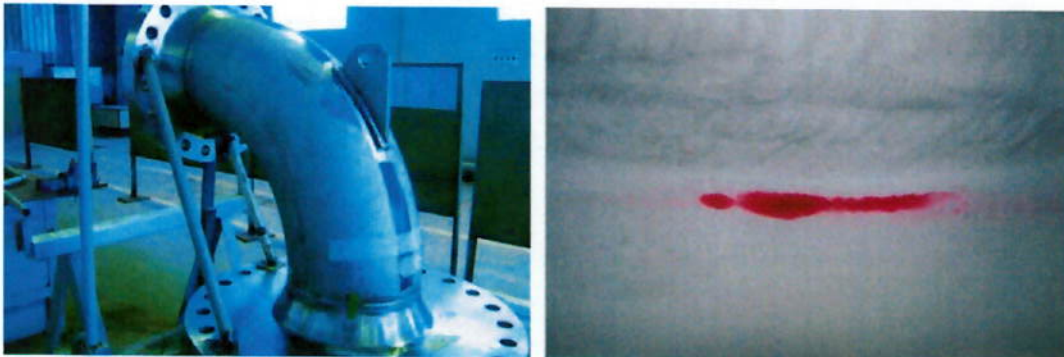
**Figura 3.3.1.4 (a)** - Curva de da taxa de corrosão por sensibilização variada no tempo e temperatura [CORROSION, ASM, 2003].

A fase sigma ( $\sigma$ ) é uma fase rica em elementos estabilizadores de ferrita (basicamente Cr, Mo e Si), fazendo com que a formação da mesma nos aços com ferrita  $\sigma$  se dê basicamente a partir da ferrita. Além disso, a difusão de elementos formadores de fase sigma ( $\sigma$ ), particularmente cromo (Cr), é 100 vezes mais rápida na ferrita que na austenita, fato esse que acelera sua formação. Adições de tungstênio, vanádio, titânio e nióbio também promovem a formação da fase sigma ( $\sigma$ ). Quando precipitada no aço, a fase sigma ( $\sigma$ ) compromete sua tenacidade e ductilidade (fragilidade a baixa temperatura  $< 270$  °C), resultando em falhas frágeis nos equipamentos muitas vezes em operação. Ela se apresenta ao longo do contorno de grãos em forma de precipitado rendilhado contínuo, duro e quebradiço como pode ser visto na Figura 3.3.1.4 (b)



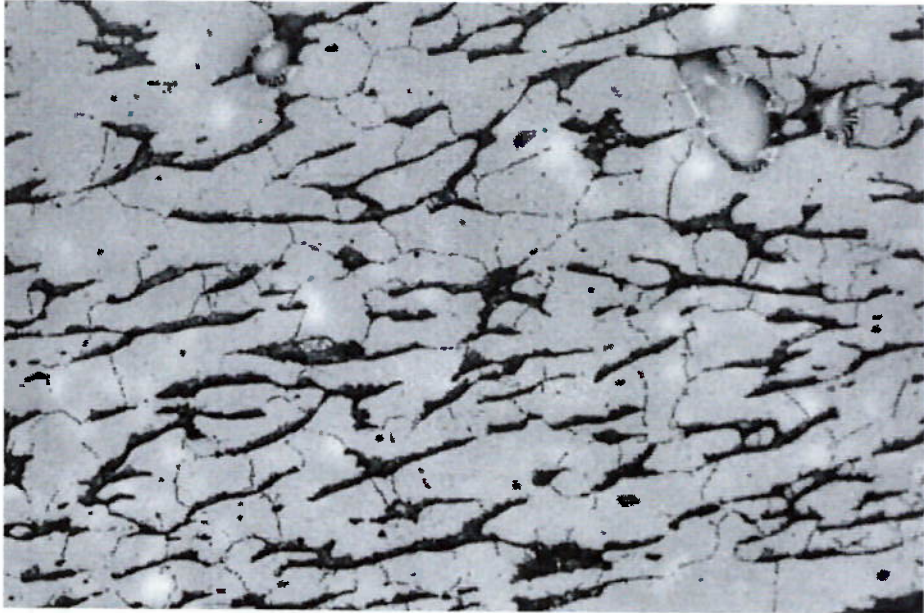
**Figura 3.3.1.2 (b)** - Micrografia do aço Super austenítico tipo UNS N08637 mostrando a formação de precipitação de fase ( $\sigma$ ) [ASME BOILER & PRESSURE VESSEL CODE, 2004].

Como exemplo temos o surgimento de precipitados de fase sigma ( $\sigma$ ) após a operação da soldagem de uma tubulação em uma flange, resultando no aparecimento de trincas no metal de base conforme Figura 3.3.1.4 (a).



**Figura 3.3.1.4 (a):** Detalhe de uma das curvas e flange soldado com detalhe das trincas reveladas por exame de líquidos penetrantes [PASSOS, D. O., 2010].

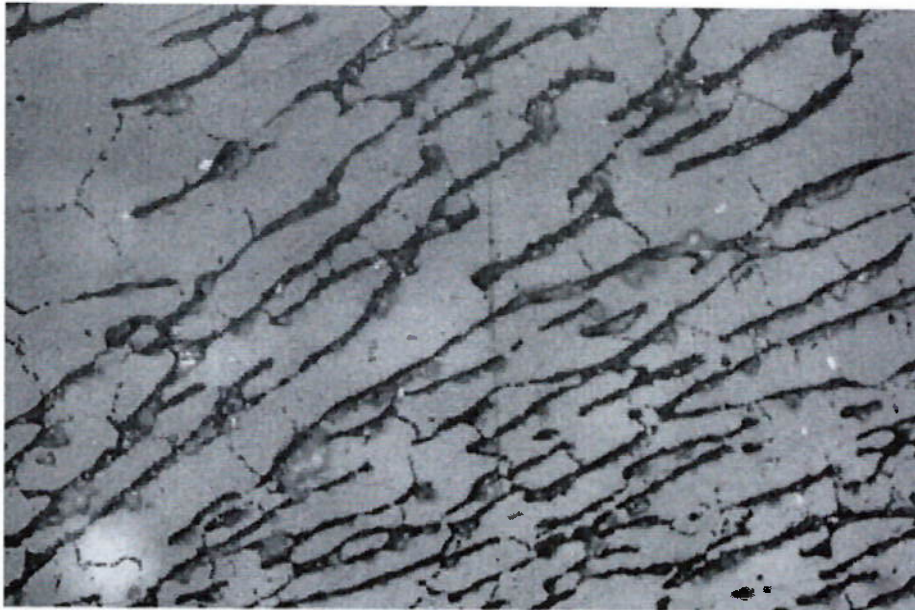
Na Figura 3.3.1.4 (b) a na região próxima a ZAC foi notada grãos austeníticos, precipitação nos contornos de grãos e uma segunda fase inicialmente pensada como sendo ferrita ( $\delta$ ), porém mais tarde identificada como sendo fase ( $\sigma$ ).



**Figura 3.3.1.4 (b)** - Macrografia da aba de um dos flanges.

Ataque: ácido oxálico 10% - aumento de 200 vezes [PASSOS, D. O., 2010].

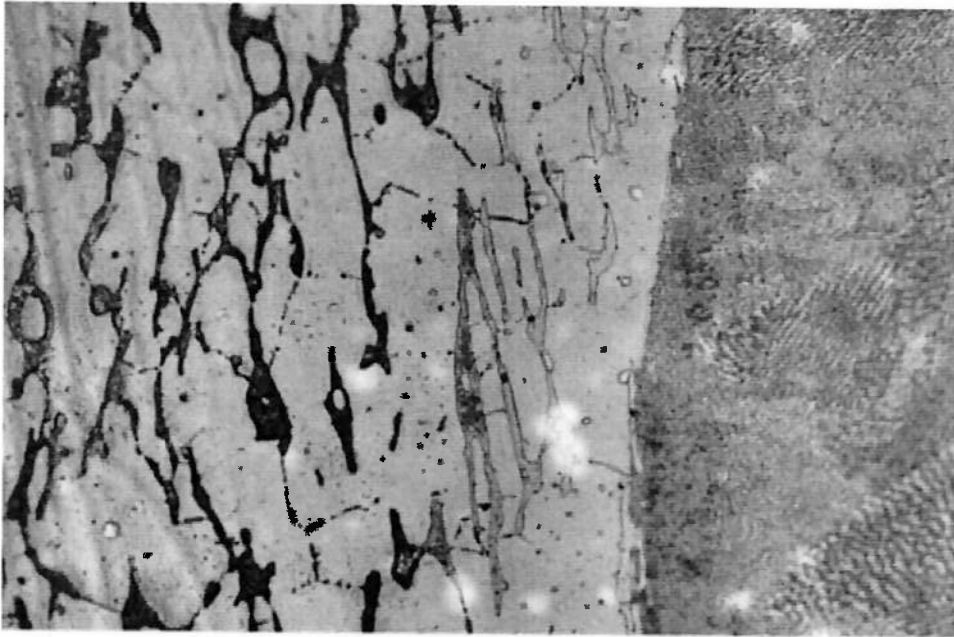
Na Figura 3.3.1.4 (c) da superfície interna do pescoço do flange nota-se uma fase intermetálica formando uma rede contínua na microestrutura e precipitados nos contornos de grãos austeníticos.



**Figura 3.3.1.4 (c)** - Macrografia da aba de um dos flanges.

Ataque: ácido oxálico 10% - aumento de 200 vezes  
[PASSOS, D. O., 2010].

Nas proximidades da linha da ZAC conforme Figura 3.3.1.4 (d) observam-se, na proximidade à linha de fusão, ilhas mais claras, possivelmente ferrita ( $\delta$ ) + fase ( $\sigma$ ), formadas em virtude do ciclo térmico de soldagem. À medida que se afasta da ZAC onde a temperatura não foi suficientemente alta, permanece a precipitação da fase intermetálica ( $\sigma$ ).

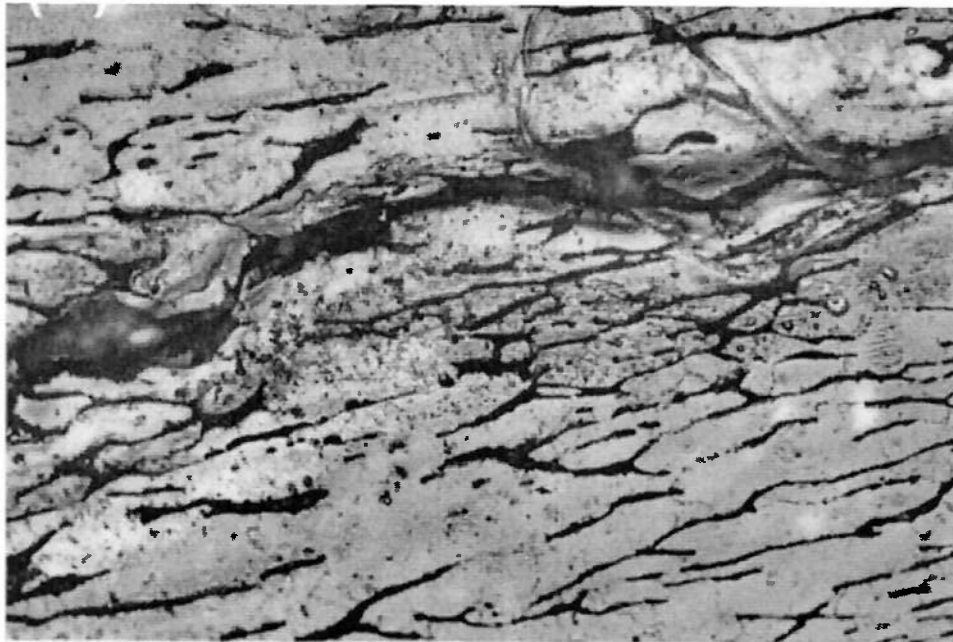


**Figura 3.3.1.4 (d)** - Macrografia na proximidade à ZAC.

Ataque: ácido oxálico 10% - 200X - Superfície

[PASSOS, D. O., 2010].

Na Figura 3.3.1.4 (e) mostra justamente na região onde ocorreu a trinca resultante da formação de ferrita ( $\delta$ ), a pouca distância da ZAC, avançando para o metal de base, no pescoço do flange.



**Figura 3.3.1.4 (e)** - Macrografia evidenciando a trinca.

Ataque: ácido oxálico 10% - aumento 200 vezes

[PASSOS, D. O., 2010].

#### Fase chi ( $\chi$ )

Assim como a fase ( $\sigma$ ) a fase ( $\chi$ ) fragiliza o material e empobrece a matriz em Cr, Mo, Ti, Nb e V, acarretando apenas em resultados indesejáveis para os aços inoxidáveis austeníticos, tais como diminuição da ductilidade e tenacidade.

A fase ( $\chi$ ) caracteriza-se como composto intermetálico estabilizado contendo Fe, Cr e Mo, com capacidade de dissolver o carbono e é classificada como carboneto do tipo  $M_{18}C$ . As fases ( $\chi$ ) e laves formam-se simultaneamente com carbeto, e a presença de ferrita ( $\delta$ ), favorece a precipitação da fase ( $\chi$ ) e ( $\sigma$ )[11]. Devido ao empobrecimento da matriz em Cr poder ocorrer o ataque corrosivo Intergranular

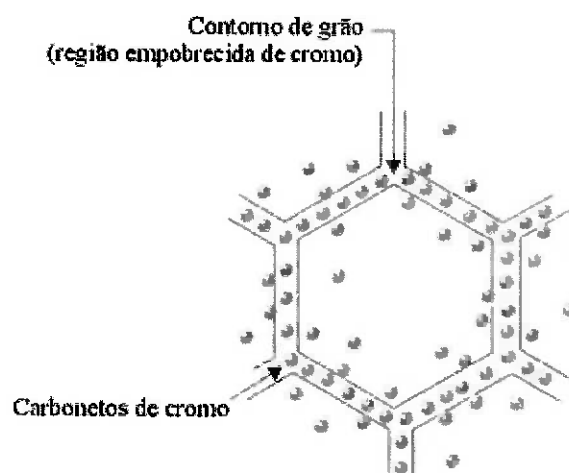
#### Fase de Laves.

A fase de Laves causa perda de ductilidade e empobrecimento da matriz em Mo, Ti e Nb, visto que se trata de um composto intermetálico do tipo  $(Fe, Cr)_2(Mo, Ti, Nb)$ , ou seja, a formação dessa fase é constituída por elementos que auxiliam na resistência à corrosão. Entretanto, uma vantagem relacionada com a formação

da fase de Laves está relacionada com um considerável endurecimento por precipitação.

### 3.3.1.5 Fragilização do aço inoxidável austenítico.

Alguns aços inoxidáveis austeníticos, quando aquecidos na faixa de temperatura compreendida entre 420 e 870°C, então sujeitos ao fenômeno conhecido como sensitização. Nessa temperatura, o cromo e o carbono se combinam para formar carboneto de cromo ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ), que se precipita preferencialmente nos contornos de grão conforme visto na Figura 3.3.1.5 (a). Dessa forma, uma grande quantidade de cromo é removida de uma faixa relativamente estreita e a consequência é uma fragilização desta região que pode ficar com até 2% de cromo ou menos.

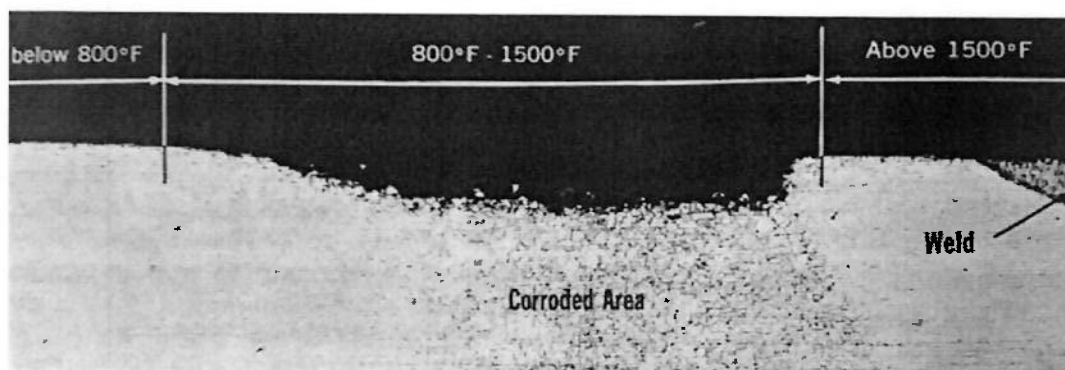


**Figura 3.3.1.5 (a)** - Precipitação de carbonetos de Cromo  
[AILTON, 2002].

Assim, uma grande quantidade de cromo é removida de uma faixa relativamente estreita entre grãos, a consequência é um empobrecimento causando susceptibilidade à corrosão se expusermos o aço em meio corrosivo.

As regiões empobrecidas de cromo, não são mais inoxidáveis e deixam de resistir ao ataque de determinados meios agressivos. Como consequência, tem-se um ataque localizado nos contornos de grãos, razão pela qual a corrosão assim

promovida é conhecida como corrosão Intergranular. Na região da ZAC, existem faixas submetidas às temperaturas críticas que levam à ocorrência de corrosão Intergranular em determinados meios, em duas faixas paralelas e próximas ao cordão de solda. Quanto maior é o teor de carbono do material, maior também é o teor de cromo removido da solução sólida e, conseqüentemente, maior será a susceptibilidade do material a corroer de maneira Intergranular em certos meios. É importante observar que nem todos os meios são capazes de provocar corrosão Intergranular. Nos meios sulfúricos, nítricos, fluorídricos e até em alguns molhos comestíveis, existirá tendência a essa forma de corrosão em materiais sensitizados. Nas juntas soldadas conforme visto na Figura 3.3.1.5 (b) há sempre uma região da ZAC que está sujeita à faixa de sensitização e, dependendo da velocidade de resfriamento, o tempo de permanência pode ser suficiente para provocar a precipitação de carbonetos de cromo.



**Figura 3.3.1.5 (b)** - Região soldada com a região suscetível a corrosão devido a precipitação de carbonetos de cromo  
[ALLOY PHASE DIAGRAMS. ASM, 1992]

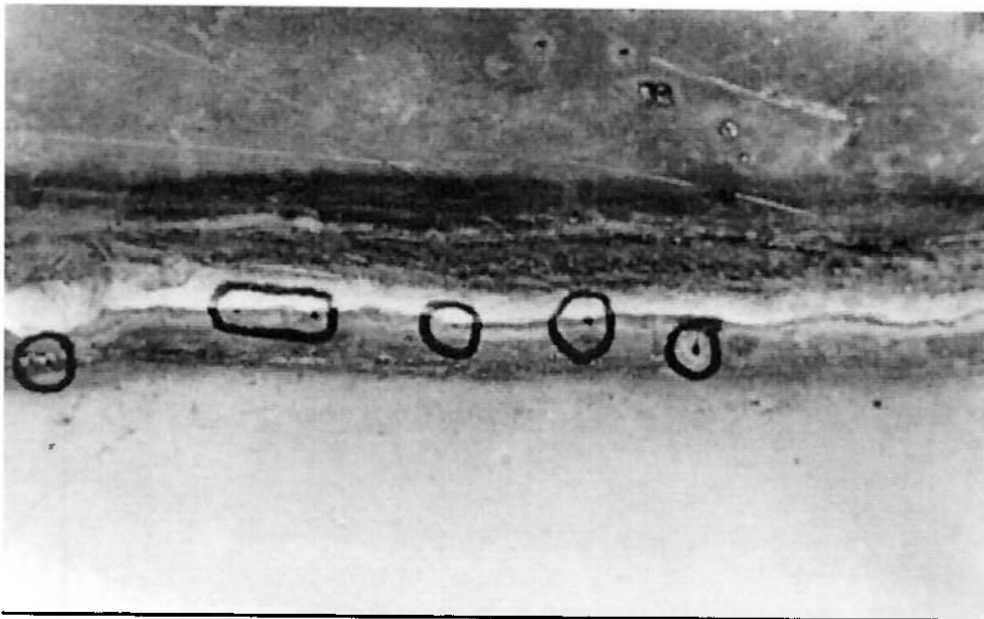
### 3.4 Corrosão dos aços inoxidáveis.

As principais formas de ataque corrosivo nos aços inoxidáveis estão relacionadas à corrosão localizada como exemplo: Pite, Intergranular (Sensitização), sob Tensão, Filiforme, Esfoliação.

### 3.4.1 Corrosão por Pite.

A corrosão por pite é um ataque localizado ocorrido em materiais que contém um filme protetor, de forma pontual geralmente sobre uma superfície recoberta com óxido-cloreto.

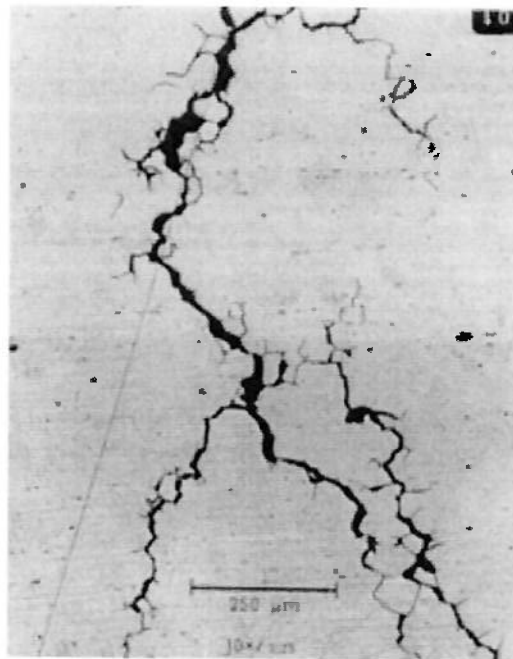
Um pite é iniciado pela fixação de ânions ativadores à superfície, sobre certas regiões de defeitos no filme óxido, tais como inclusões de escória nas proximidades do cordão de solda. Quando o potencial de pite é atingido, a força do campo elétrico nas partes mais finas do filme será tão alta que os íons presentes penetram o filme, com a formação de óxido-cloreto e, subsequentemente, dissolução localizada (peptização) do filme óxido. Tão logo um pite tenha sido formado, este continuará a crescer auto-cataliticamente. Em um círculo vicioso, o pite cria condições que promovem seu crescimento formando uma geometria profunda de oxidação geralmente mais profunda que seu diâmetro inicial, conforme pode ser visto na Figura 3.4.1 (a) e Figura 3.4.1 (b) [22], [23].



**Figura 3.4.1** - Corrosão por Pite nas Proximidades do Cordão de Solda [CTMSP, 2015].

### 3.4.2 Corrosão Intergranular.

Na exposição prolongada dos aços inoxidáveis austeníticos ao aquecimento em temperatura na faixa de 425 - 815°C, o carbono do aço difunde nos contornos dos grãos e precipita o carboneto de cromo. Ocorre a remoção do cromo da solução sólida deixando um teor de cromo mais baixo nas adjacências dos contornos dos grãos. A corrosão Intergranular trata-se de um ataque localizado ao longo deste contorno, enquanto o interior do grão mantém-se intacto. O material pode ser atacado através dos grãos (Intergranular) ou de seus contornos (Transgranular). Entretanto, o ataque corrosivo nas ligas metálicas ocorre preferencialmente no meio mais favorável na vizinhança externa nos contornos de grãos conforme Figura 3.4.2.



**Figura 3.4.2** - Corrosão Intergranular atacada com Hidróxido de Sódio NaOH [ALLOY PHASE DIAGRAMS. ASM, 1992].

O ataque corrosivo à liga depende do potencial dos defeitos cristalinos ou da heterogeneidade química do material. Esta corrosão Intergranular é geralmente associada com efeitos de segregação química ou seja à impureza que têm a tendência de se concentrar nos contornos de grãos ou com precipitados de fases específicas nos contornos. Os aços nestas condições são denominados

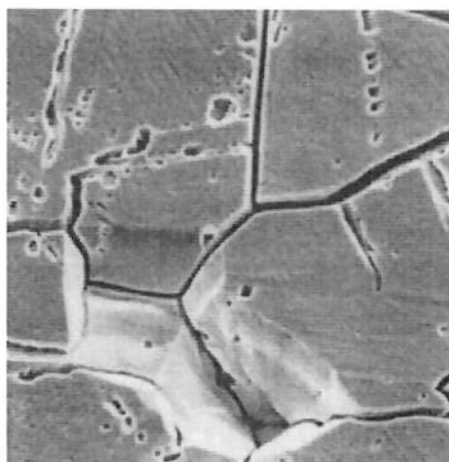
“sensitizados”. Os contornos dos grãos ficam propensos a um ataque preferencial após exposição ao ambiente corrosivo.

Este tipo de corrosão é também conhecido no passado como “desintegração da solda”. Como solução ao retardamento deste fenômeno tem-se a adição do titânio, que reduz o risco da corrosão Intergranular, desde que se formem os carbonitretos de titânio em vez de carbonetos de cromo que tem o efeito de manter a correta distribuição do cromo através da estrutura do aço.

#### **3.4.2.1 Sensitização.**

Consiste na precipitação dos carbonetos rico em cromo nos contornos de grão empobrecendo em cromo a região. Está associado a quantidade de carbono presente na liga.

A energia necessária para a formação desses carbonetos complexos pode ser originária de tratamentos térmicos, aquecimento para trabalho a quente, operações de soldagem. Uma vez sensitizados, o aço fica susceptível à corrosão se for colocado em contato com meios corrosivos ácidos, como: ácido sulfúrico, nítrico, fosfórico, crômico, cianídrico, acético, oxálico, cloreto de ferro ocorrerá uma corrosão mais intensa no contorno de grão por exemplo desta ocorrência pode ser visto em uma região aquecida a temperatura dentre 540°C e 900°C conforme pode ser visto na Figura 3.4.2.1[31].



**Figura 3.4.2.1** - Micrografia (MEV) do aço UNS S31254 Sensitizados [CTMSP, 2015].

Regiões com ausência ou deficiência em cromo superficial nos contornos de grão formam-se durante a precipitação de carbonetos ocasionada pela grande diferença nas velocidades de difusão do cromo e carbono na austenita ( $\gamma$ ).

Para que se diminua a probabilidade da ocorrência de corrosão Intergranular, normalmente são especificados aços inoxidáveis com baixo teor de carbono, altos teores de cromo e trabalho em atmosferas livres de agentes corrosivos. A região no contorno de grão não deverá apresentar teor de cromo inferior a 12%. A ausência de cromo nas superfícies dos contornos de grão produz a quebra localizada do filme passivo, este filme é o responsável por proteger os aços inoxidáveis e sua quebra propicia aos mesmo a susceptibilidade à corrosão Intergranular e à corrosão sob tensão [21].

### **3.4.3 Corrosão sob Tensão.**

Corrosão que resulta da ação combinada entre uma tensão de tração, interna ou externa, e um ataque corrosivo localizado.

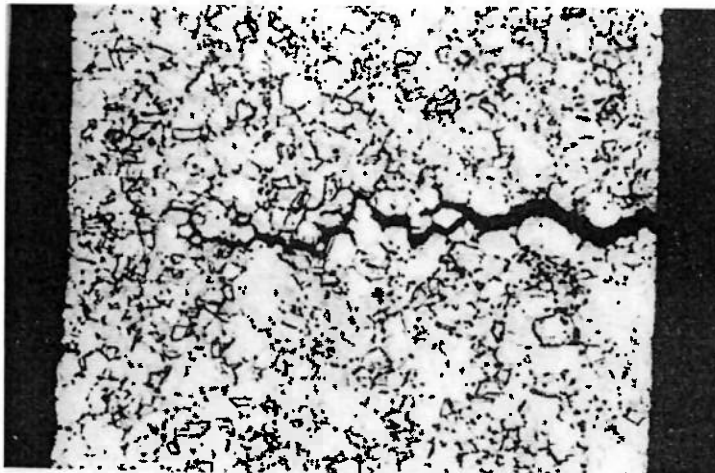
Este tipo de corrosão, raras vezes, ou nunca, ocorre em metais puros com a exceção aparente de cobre em soluções de sais. Ocorre em ligas com dois ou mais componentes, em que há maior possibilidade de haver corrosão localizada pela existência de micro pilhas galvânicas

A corrosão sob tensão fraturante é algumas vezes associada com precipitados ou compostos intermetálicos nos contornos de grãos ou bandas de escorregamento, principalmente se a fase precipitada é menos nobre do que a matriz, tornando-se um anodo. Se por outro lado, o precipitado é mais nobre do que a matriz, áreas anódicas serão formadas na periferia do precipitado. Até mesmo micro variações na composição devido a contornos de grão ou discordâncias parecem ser suficientes para causar este tipo de corrosão.

Por diferença de potencial e migração de elétrons favorecem a formação de fendas estreitas na secção transversal ao tracionamento na forma de cunha. Devido à alta concentração de tensão no fundo de tais fendas, resultantes do ataque corrosivo, o metal sofrerá ruptura associada a corrosão. Novas pequenas

superfícies anódicas são formadas, a formação de um filme óxido passivante é prevenida e o ataque corrosivo é intensificado. De forma similar à corrosão por pite, a corrosão sob tensão fraturante geralmente ocorre em ligas cobertas por um filme óxido passivante. A maioria das pilhas de ação local parece ser passivada devido a filmes óxidos, de forma que o ataque é concentrado em umas poucas pilhas locais expostas ao meio. Como no caso da corrosão por pite, a primeira etapa na corrosão sob tensão fraturante é a ação de um agente específico, frequentemente íons cloreto, no filme óxido passivante, preferivelmente nas trincas, inclusões de escória, ou precipitados. Se o ataque se desenvolve após o pite ou a trinca causada pela corrosão sob tensão, depende de outros fatores, particularmente do nível de tensão de tração, mas também do potencial de corrosão. Como ocorre com a corrosão por pite, certo potencial crítico frequentemente deve ser excedido para a ocorrência deste tipo de corrosão[22].

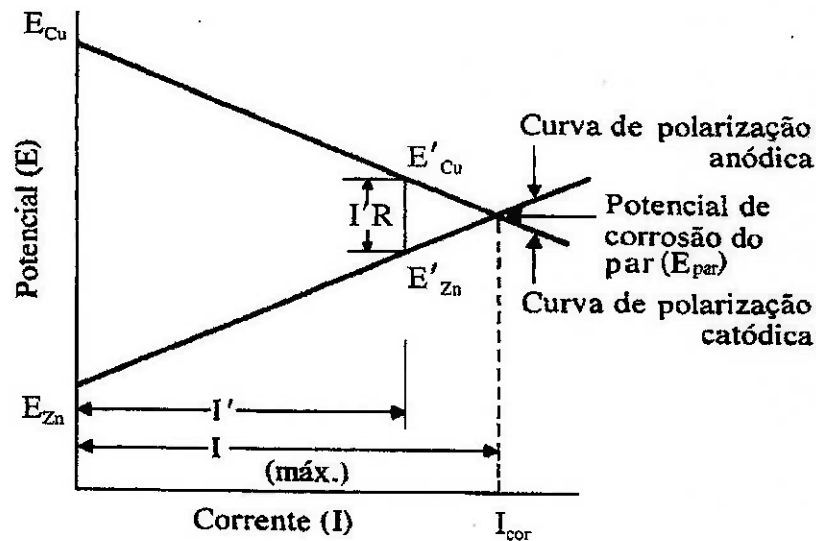
A corrosão sob tensão fraturante resulta em fratura frágil no contorno de grão ocorrendo tem-se as fraturas intercristalinas conforme pode ser visto na Figura 3.4.3.



**Figura 3.4.3** - Corrosão sob tensão fraturante Inter cristalina em peça de latão produzida por estampagem profunda (Cu 37Zn) exposta por três meses a uma atmosfera rural, contendo traços de amônia; aumento 250 vezes [CTMSP, 2015].

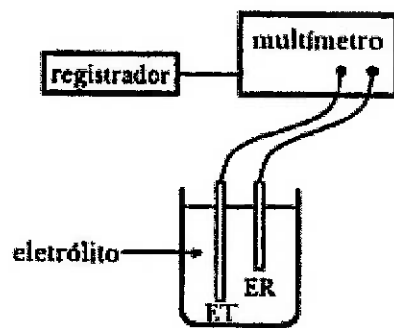
### 3.5 Potencial de Corrosão.

Potencial de corrosão é definido quando um metal que sofre corrosão em uma dada solução de baixa resistividade elétrica, assume um potencial característico. Esse potencial é dado pela intersecção da curva de polarização anódica com a de polarização catódica conforme pode ser visto na Figura 3.5 (a).



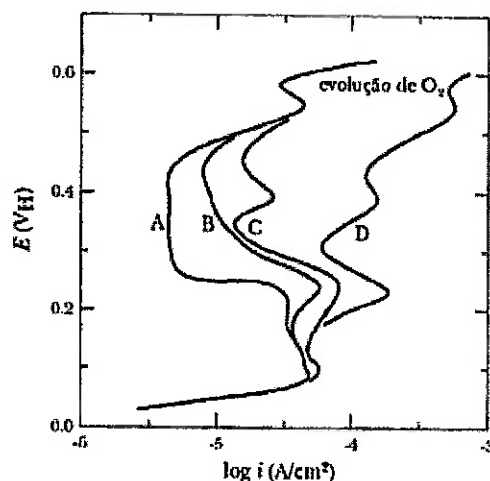
**Figura 3.5 (a)** - Curva de polarização anódica e catódica  
[WOLYNEC STEPHAN, 2003].

O potencial de corrosão é um dos parâmetros eletroquímicos de mais fácil determinação experimental. Como se trata de um potencial assumido pelo metal, é suficiente proceder a medida direta desse potencial com relação ao um eletrodo de referência. Essa medida é também designada com média de potencial em circuito aberto. O metal cujo potencial será medido, é designado por eletrodo de trabalho (ET). As extremidades do eletrodo de trabalho e do eletrodo de referência (ER) são conectadas diretamente aos terminais de um multímetro, com isso se torna possível medir diretamente o potencial de corrosão. Conforme pode ser visto na Figura 3.5 (b).



**Figura 3.5 (b)** - Representação de um experimento de corrosão  
[WOLYNEC STEPHAN, 2003].

As curvas de polarização experimentais podem apresentar considerável complexidade na Figura 3.5 (c) mostra as curvas de polarização de quatro diferentes aços inoxidáveis, obtidas numa solução de 40% NaOH a temperatura ambiente. Mostra-se como as curvas de polarização experimentais são altamente dependentes da microestrutura do material. O pico que apresenta no potencial 0.4V nas curvas C e D é devido à presença da fase sigma na microestrutura desses aços enquanto o pico que aparece no potencial 0.23V da curva D é devido à presença de carbonetos  $Cr_7C_3$ .



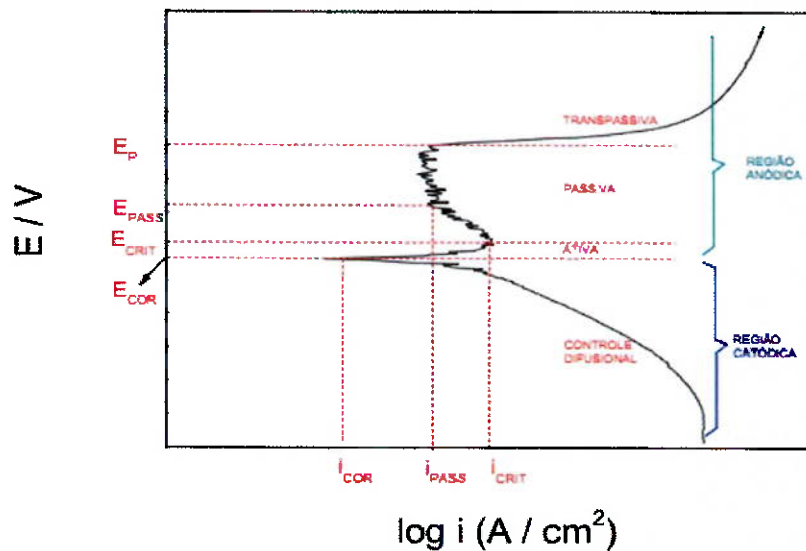
**Figura 3.5 (c)** - Curva de polarização anódica de aços inoxidáveis em solução 40% NaOH a temperatura ambiente. Aço A: 19Cr-25Ni-3Mo (austenita+ferrita); aço C: 20Cr-12Ni-3Mo (austenita+fase sigma); aço D: 33Cr (ferrita+fase sigma+ $Cr_7C_3$ ) [WOLYNEC STEPHAN, 2003].

Ensaio eletroquímico são metodologias de corrosão amplamente utilizadas para avaliação quantitativa e qualitativa da capacidade de um material em resistir à corrosão quando exposto a certo meio. A curva obtida após a varredura de potencial fornece uma indicação sobre a resistência do material à passagem de corrente. Quanto mais alto for o potencial correspondente ao aparecimento de uma corrente elétrica, melhor será o sistema resistivo ao meio corrosivo. A técnica para a obtenção de curvas de polarização prevê a varredura contínua do potencial, iniciando-se ou no potencial de corrosão (aquele que se estabelece quando da imersão do material na solução, também chamado de potencial de circuito aberto) ou em potenciais onde predominam reações catódicas (aqueles menores que o potencial de corrosão), elevando-se o potencial a taxa de varredura constante. A velocidade de varredura, a composição da solução, o tempo de imersão anterior a varredura de potencial e a temperatura de ensaio podem influenciar a forma das curvas de polarização.

A transição do estado ativo para passivo de um metal ocorre a uma densidade de corrente crítica ( $i_{crit}$ ), e corresponde ao valor máximo da corrente necessária para que ocorra a passivação. O potencial de corrosão ( $E_{cor}$ ) corresponde ao potencial no qual as velocidades das reações catódicas e anódicas são iguais. A densidade de corrente de corrosão ( $i_{cor}$ ) é um parâmetro que permite avaliar a velocidade de corrosão de um dado material. A região ativa caracteriza-se por reunir as condições nas quais ocorre a dissolução do material para o meio, sendo que o material tem o comportamento de um metal não-passivo, ou seja, a densidade da corrente aumenta com o aumento do potencial, de acordo com a chama relação de Tafel. Na região passiva ocorre a formação de uma película protetora sobre a superfície do metal, proveniente do produto de corrosão, ocorrendo um equilíbrio dinâmico entre a superfície do metal e os íons em solução. Nessa região a densidade de corrente é praticamente independente do potencial. A região transpassiva indica a dissolução da película passiva, seguida da corrosão do material metálico, onde o cromo apresenta maior oxidação.

Quando o meio apresenta cloreto, brometo, entre outros, ocorre à ruptura localizada da película passiva, dando origem à corrosão por pite. O potencial onde ocorre a nucleação e crescimento de pelo menos um pite é denominado potencial

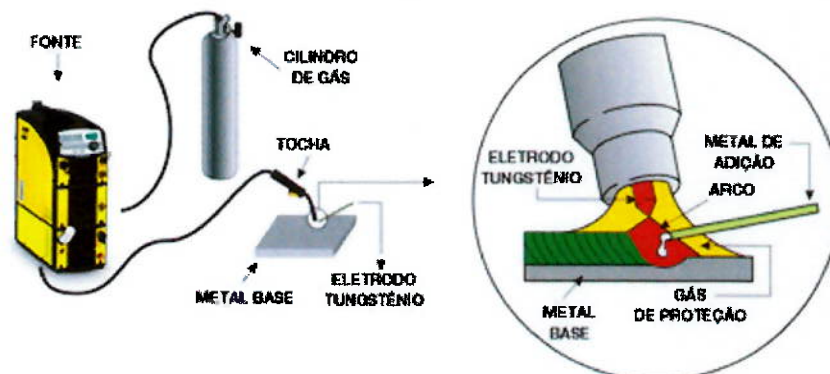
de pite ( $E_{pi}$ ). Sua determinação é feita através do ponto, a partir do qual, a corrente aumenta bruscamente a partir da corrente passiva. Tais potenciais são, normalmente, inferiores ao potencial de transpassivação, como mostra a Figura 3.5 (d)[30].



**Figura 3.5 (d)** - Curva de polarização típica de aços inoxidáveis em meio ácido

### 3.6 Processo de soldagem TIG.

A soldagem a arco com eletrodo de tungstênio é designada pela sigla TIG (Tungsten Inert Gas). Trata-se de um processo de soldagem que utiliza como fonte de calor um arco elétrico mantido entre um eletrodo não consumível de tungstênio e o metal base, com proteção da região de solda é feita por um fluxo de gás inerte conforme mostrado na Figura 3.6.



**Figura 3.6** - Esquema do Processo TIG [ESAB, 2015].

O processo de Soldagem TIG pode ser usado para quase todos os metais, com aplicação manual ou automática.

A soldagem TIG é largamente utilizada para solda com alumínio e com ligas de aço inoxidável, em operações em que a integridade da solda é de extrema importância, em aplicações na indústria nuclear, química, petroquímica, aeronáutica e alimentos.

No processo TIG existe a condição de se executar a soldagem sem a deposição de metal de adição conhecida como soldagem autógena, condição obtida pelo eletrodo ser não consumível, sendo uma característica interessante para a soldagem de tubulações de espessuras pequenas, inferior a 3,2 milímetros ou juntas em ângulo.

A soldagem TIG com adição de metal de solda é utilizada para tubulações ou chapas de espessuras maiores ou passe de raiz em tubulações. A técnica operatória é a mesma que a descrita para soldagem autógena, entretanto, a adição de metal de solda é feita na poça de fusão, normalmente à frente da tocha de soldagem. A adição do metal de solda é realizada de forma contínua e intermitente, tomando-se cuidado para que o metal de adição fique envolvido pela proteção gasosa, porém não deve ficar embaixo do arco e nem tocar a poça de fusão ou o eletrodo de tungstênio.

Os eletrodos não consumíveis são feitos de ligas de tungstênio, que combinam elevado ponto de fusão cerca de 3410°C, a um alto poder emissor de elétrons. Na aplicação do processo TIG para a soldagem dos aços inoxidáveis utiliza-se do eletrodo não consumível EWTh-2, com 2% de Tório que é projetado para trabalhar com corrente contínua e polaridade direta. A execução incorreta da técnica operatória de soldagem pode causar defeitos na solda provenientes do eletrodo não consumível, tais como a contaminação do eletrodo de tungstênio, e o derretimento ou quebra do mesmo. Isto faz com que ocorram inclusões na poça de fusão ocasionando em descontinuidades na junta soldada.

Na execução da soldagem, o arco precisa ser mantido o mais curto possível com o objetivo de se evitar a entrada de nitrogênio na atmosfera protegida. O uso do nitrogênio como gás de proteção deve ser evitado, mesmo que em pequenas adições em Argônio ou Hélio, porque este gás pode induzir a formação de uma

estrutura completamente austenítica devido ao forte efeito austenizante do nitrogênio, tornando o metal de solda mais suscetível ao trincamento a quente

### VANTAGENS E LIMITAÇÕES DO PROCESSO

#### Vantagens

- Elevado controle da poça de fusão;
- Ótimo acabamento;
- Ótima qualidade das propriedades mecânicas;
- Não apresenta escória, respingos ou fumos de soldagem;
- Possibilidade de soldagem de chapas muito finas;
- Soldagem de inúmeras ligas metálicas (aço, níquel, inoxidáveis, titânio, alumínio, magnésio, cobre, bronze e até mesmo ouro);
- Processo que visa a estanqueidade;
- Em determinadas espessuras e preparações não necessita de material de adição.

#### Limitações

- Baixas taxas de deposição;
- Necessidade de maior coordenação e experiência do soldador no controle da poça de fusão;
- Dificuldade de manter proteção adequada em ambientes com vento;
- Baixa tolerância a contaminantes.

De acordo com a AWS os principais parâmetros de soldagem para o processo TIG são: distância de trabalho, corrente, velocidade de soldagem e gás de proteção.

#### **3.6.1 Distância de trabalho.**

No processo de soldagem TIG a distância de trabalho corresponde ao comprimento de arco, sendo a distância entre a ponta do eletrodo de tungstênio da junta soldada. O comprimento de arco para o processo TIG é uma variável importante para o desempenho da soldagem porque ele afeta a largura da poça de fusão. A tensão de soldagem é um parâmetro que indica o comprimento de arco, ou seja, a voltagem medida entre o eletrodo de tungstênio e a peça refere-

se à tensão de soldagem, e este depende de: distância entre o eletrodo e a chapa, corrente de soldagem, tipo de gás de proteção, forma da ponta do eletrodo, pressão do ar ambiente. Destaca-se que arcos muito curtos ou longos tendem a ser instáveis, que favorece a ocorrência de defeitos como porosidade, falta de fusão e mordeduras.

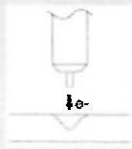

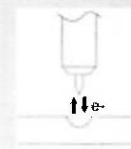
### **3.6.2 Corrente.**

De acordo com a AWS a corrente é a variável mais importante a ser controlada durante o processo de soldagem, pois além da penetração esta variável influencia a velocidade de soldagem, a taxa de deposição, e a qualidade da solda. A relação entre a corrente e penetração da solda são diretamente proporcionais, isto devido ao fato de que a corrente exerce um controle sobre o grau de penetração do processo de soldagem.

Outro fator importante é o efeito sobre a tensão que define o comprimento do arco de soldagem, e este aumenta em proporção à corrente. Com isso, para manter um comprimento de arco satisfatório é necessário alterar a configuração da tensão sempre que a corrente for ajustada.

A soldagem TIG pode ser executada utilizando corrente contínua (CC- ou CC+) ou corrente alternada (CA). Cada uma dessas alternativas irá influenciar na emissão de elétrons e conseqüentemente as características de soldabilidade.

A configuração CC- é a mais utilizada no processo TIG, sendo a que produz a mais alta quantidade de calor aplicada na peça para uma dada corrente de soldagem, proporcionando uma maior penetração da solda. A Figura 3.6.2 mostra o efeito da polaridade para a soldagem.

TIPO DE CORRENTE	CONTÍNUA		ALTERNADA
Características	Direta CC-	Inversa CC+	CA
Objetivo	Penetração profunda e preservação do tungstênio	Penetração "rasa" e efeito limpeza de óxido superficial	Preservação do W e efeito limpeza a cada meio ciclo
Aplicação	Aços carbono, baixa/alta liga, inoxidáveis, prata e cobre e ligas, revestimentos	Viável para soldagem de pequenas espessuras	Alumínio, magnésio e suas ligas
Eletrodo de W capacidade de suportar corrente sem fundir	Ótima, pode-se usar altos valores de corrente	Pobre, somente para baixos valores de corrente	Boa, pode-se usar valores intermediários de corrente
Ação de limpeza do óxido na soldagem de Al e Mg e suas ligas	Não	Sim	Sim, a cada meio ciclo
Balanço de calor no arco (aprox.)	70% na peça, 30% no eletrodo	30% na peça, 70% no eletrodo	50% na peça, 50% no eletrodo
Fluxo de elétrons - Penetração			

**Figura 3.6.2** - Figura do efeito da polaridade da soldagem [ESAB, 2015].

### 3.6.3 Velocidade de soldagem.

De acordo com a AWS a velocidade de soldagem tem forte influência sobre a largura e penetração do cordão de solda no processo TIG. O aumento da velocidade de soldagem acarreta na diminuição da penetração, da largura e da altura do reforço da solda. Altas velocidades são requeridas para atingir níveis ideais de produtividade e energia de soldagem, entretanto, quando aplicados incorretamente acarretam em discontinuidades como falta de fusão, falta de penetração e mordeduras.

### 3.6.4 Gás de proteção.

No processo TIG a atmosfera protetora é formada com o uso de um gás inerte o gás de proteção é direcionado pela tocha para proteger o metal à oxidação atmosférica na poça de fusão.

Os gases inertes mais utilizados no processo TIG são o Argônio (Ar) e o Hélio (He), sendo que para algumas aplicações especiais pode ser utilizada a mistura de Argônio com Hidrogênio.

Utiliza-se amplamente o gás Argônio para a soldagem dos aços inoxidáveis, que é um gás inerte monoatômico obtido da atmosfera pela separação do ar liquefeito. O gás Argônio utilizado na soldagem precisa apresentar um grau de pureza mínimo de 99,95%, e emprega-se uma vazão na tocha entre 7 a 16 L/min conforme orientações da AWS.

O gás Argônio é preferencialmente utilizado por apresentar vantagens (principalmente sobre o He) como: melhor estabilidade do arco; menor consumo; menores tensões de arco; menor custo e maior oferta; abertura mais fácil do arco; ação de limpeza quando se tratam de materiais como magnésio e alumínio; melhor resistência na oscilação. Ainda tem-se que a menor penetração proporcionada pelo gás Argônio é particularmente melhor nas condições de soldagem de chapas finas e posições de soldagem vertical e sobre cabeça.

O gás de proteção (Argônio, Hélio ou Nitrogênio) também pode ser utilizado para proteger o lado oposto à solda, sendo esta técnica chamada de gás de purga. O uso de gás de purga proporciona uniformidade no contorno do cordão de solda, isento de mordeduras e um satisfatório controle do reforço de solda[24].

De acordo com ASM Heat Treating não é recomendável a realização de tratamentos térmicos pós-soldagem no aço inoxidável austenítico devido ao tempo de exposição a alta temperatura pode causar a sensitização e precipitação de fases intermetálicas na liga.

### **3.7 Soldabilidade do aço inoxidável 316L.**

A soldagem da liga 316L pelo processo TIG pode ser sem deposição de material (autógena) ou com deposição de material, recomenda-se que a diluição do metal de base seja inferior a 30% com o objetivo de manter o percentual de ferrita delta ( $\delta$ ) presente no metal de solda dos aços inoxidáveis austeníticos na faixa entre 5 a 15 Ferrite Number (FN) [27]. Se o conteúdo de ferrita ( $\alpha$ ) do aço

inoxidável é demasiado baixo, a solda do material inox pode-se fissurar a elevada temperatura ou sob estresse ou vibração. Em contrapartida se o conteúdo de ferrita ( $\alpha$ ) é demasiado alto, a solda pode ser fraca e sofrer corrosão. A Tabela 3.7 extraída, mostra os valores mínimos de Ferrita recomendados para os aços inoxidáveis austeníticos, seu modo de solidificação e média de temperatura de aparecimento de trica (SCTR - solidification cracking temperature range) [27].

**Tabela 3.7** - Tabela de Ferrita Number [LIPPOLD, J. C., 2015]

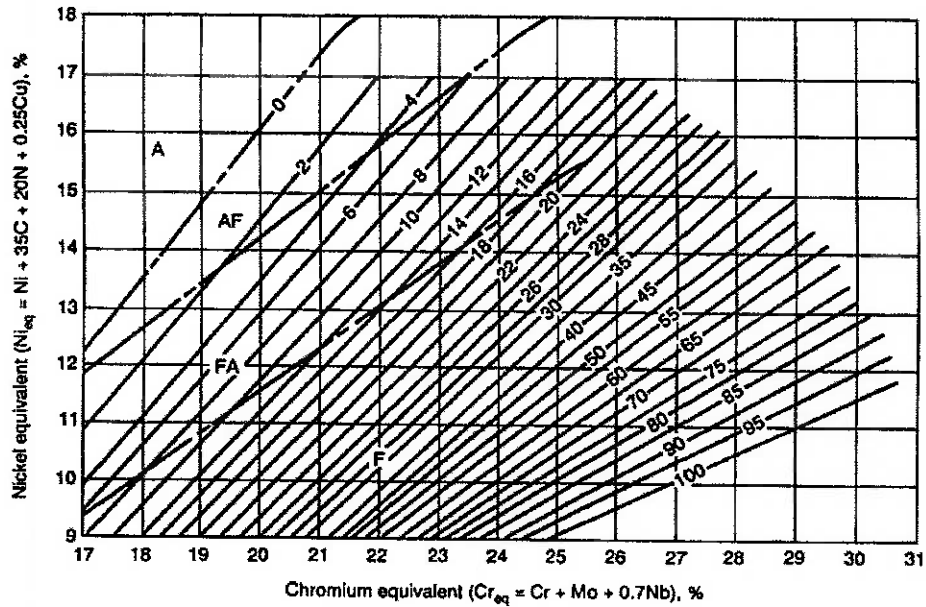
Alloy	Solidification mode <sup>b</sup>	Ferrite number <sup>c</sup>	SCTR (°C)
<b>Stainless steels</b>			
Duplex, 2205	F	85	26
Duplex, 2507	F	75	45
Austenitic, 304L	FA	6	31
Austenitic, 316L	FA	4	49
Superaustenitic, AL6XN	A	0	115
Austenitic, 310	A	0	139
Austenitic PH, A-286	A	0	418
<b>Ni-base alloys</b>			
Hastelloy C-22	A	NA	50
Alloy 617	A	NA	85
Haynes 230W	A	NA	95
Hastelloy W	A	NA	145
Hastelloy X	A	NA	190
Alloy 625	A	NA	205

<sup>a</sup>From Refs. [21, 22].

<sup>b</sup>F, ferrite (bcc); FA, ferrite-austenite (primary bcc with fcc at end of solidification); A, austenite (fcc).

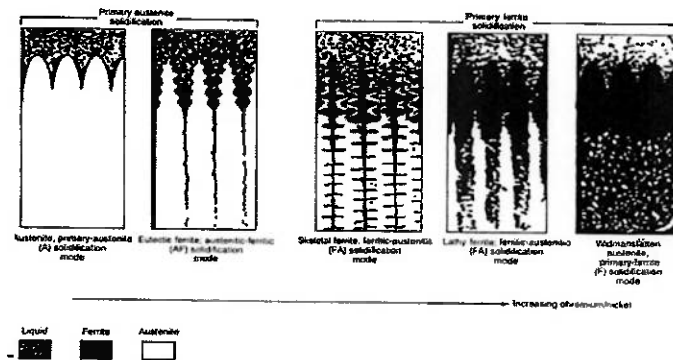
<sup>c</sup>Ferrite number measured using magnetic technique or determined with WRC-1992 diagram.

Conforme orientações oficiais da ASM, define que o controle da quantidade ferrita delta presente na liga é de grande importância para uma boa junta soldada e deve ser controlada através do Diagrama (WRC-1992). Em que se pode obter o valor da "Ferrite Number" (FN) através do cruzamento das equações de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  conforme pode ser visto na Figura 3.7 (a)[29].



**Figura 3.7 (a)** - Diagrama WRC-1992 [WELDING BRAZING AND SOLDERING. ASM, 1993].

A microestrutura da zona fundida (ZF) na ZAC dos aços inoxidáveis austeníticos não apresenta muita alteração em relação ao do metal de base (MB), sendo este formado inteiramente de estrutura austenítica (CFC). A alteração é que no processo de soldagem na zona fundida ocorre uma formação de ferrita delta à temperatura ambiente, e a estrutura do metal de solda fundido depende das quantidades de cromo e níquel para formação e transformação das fases, podendo solidificar-se com estrutura primária de austenita e em posterior é evidenciado a formação de ferrita primária na sequencia conforme pode ser visto na Figura 3.7 (b)



**Figura 3.7 (b)** - Formação de Ferrita primária na região da ZAC [WELDING BRAZING AND SOLDERING. ASM, 1993].

**4. MATERIAIS E MÉTODOS.**

Para a preparação das amostras pelo processo de soldagem, foram adotados valores usualmente utilizados de tensões do arco entre 9V a 11V e intensidade corrente entre 100A a 110A. Conforme recomendações da Norma ASME IX/Ed 2013. Para soldagem em aço inoxidável austenítico, foi executada a soldagem utilizando metal de adição tipo AWS ER316L na posição 5G.

**4.1 Qualificação do procedimento de soldagem e soldador.**

A qualificação do procedimento de soldagem para este trabalho foi realizada conforme requisito do código ASME seção IX conforme passos:

1º Passo

Verificação do PNumber do material ASTM A 312 TP 316L na tabela 4.1 (a) (QW-422). Corresponde ao material PNumber 8

**Tabela 4.1 (a) - Tabela de verificação de PNumber [ASME IX]**

Table QW/QB-422 Ferrous/Nonferrous P-Numbers Grouping of Base Metals for Qualification (Cont'd)									
Spec. No.	Type or Grade	UNS No.	30 Minimum Strength, ksi (MPa)	Welding		ISO 15608 Group	Nominal Composition	Product Form	
				P-No.	Group No.				
Ferrous (Cont'd)									
A/SA-312	---	A08904	71 (490)	65	---	1.11	B.2	44Fe-25Ni-21Cr-Mo	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP304-19	S20910	100 (690)	0	3	1.02	B.3	22Cr-13Ni-5Mn	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP304-11	S21904	90 (620)	0	3	1.02	B.3	21Cr-4Ni-9Mn	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP304-29	S24040	100 (690)	0	1	1.02	B.3	18Cr-10Ni-12Mn	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP304	S30460	75 (515)	0	1	1.02	B.1	18Cr-8Ni	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP304L	S30403	70 (485)	0	1	1.02	B.1	18Cr-8Ni	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP304H	S30499	75 (515)	0	1	1.02	B.1	18Cr-8Ni	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP304N	S30451	80 (550)	0	1	1.02	B.1	18Cr-8Ni+N	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP304LN	S30453	75 (515)	0	1	1.02	B.1	18Cr-8Ni+N	Seam & welded pipe
A/SA-312	S30600	S30600	70 (500)	0	1	1.02	B.1	18Cr-15Ni-6Si	Seam & welded pipe
A/SA-312	S30815	S30815	87 (600)	0	2	1.02	B.2	21Cr-11Ni-N	Seam & welded pipe
A/SA-312	S32615	S32615	80 (550)	0	1	1.02	B.1	18Cr-20Ni-5.5Si	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP3090	S30908	75 (515)	0	2	1.02	B.2	23Cr-12Ni	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP309H	S30909	75 (515)	0	2	1.02	B.2	23Cr-12Ni	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP309Cb	S30940	75 (515)	0	2	1.02	B.2	23Cr-12Ni-Cb	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP309Cb	S30941	75 (515)	0	2	1.02	B.2	23Cr-12Ni-Cb	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP310S	S31008	75 (515)	0	2	1.02	B.2	25Cr-20Ni	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP310H	S31009	75 (515)	0	2	1.02	B.2	25Cr-20Ni	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP310Cb	S31040	75 (515)	0	2	1.02	B.2	25Cr-20Ni-Cb	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP310Cb	S31041	75 (515)	0	2	1.02	B.2	25Cr-20Ni-Cb	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP310MoLN	S31050	70 (500)	0	2	1.02	B.2	25Cr-22Ni-2Mo-N	Seam & welded pipe, t > 1/8 in. (6 mm)
A/SA-312	TP310MoLN	S31050	84 (590)	0	2	1.02	B.2	25Cr-22Ni-2Mo-N	Seam & welded pipe, t < 1/8 in. (6 mm)
A/SA-312	S31254	S31254	95 (655)	0	4	1.02	B.2	26Cr-18Ni-6Mo	Seam & welded pipe, t > 1/16 in. (5 mm)
A/SA-312	S31254	S31254	90 (675)	0	4	1.02	B.2	20Cr-18Ni-6Mo	Seam & welded pipe, t < 1/16 in. (5 mm)
A/SA-312	TP316	S31600	75 (515)	0	1	1.02	B.1	16Cr-12Ni-2Mo	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP316L	S31603	70 (485)	0	1	1.02	B.1	16Cr-12Ni-2Mo	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP316H	S31609	75 (515)	0	1	1.02	B.1	16Cr-12Ni-2Mo	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP316Ti	S31625	75 (515)	0	1	1.02	B.1	16Cr-12Ni-2Mo-Ti	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP316AN	S31651	80 (550)	0	1	1.02	B.1	16Cr-12Ni-2Mo-N	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP316LN	S31653	75 (515)	0	1	1.02	B.1	16Cr-12Ni-2Mo-N	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP317	S31700	75 (515)	0	1	1.02	B.1	18Cr-13Ni-3Mo	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP317L	S31703	70 (515)	0	1	1.02	B.1	18Cr-13Ni-3Mo	Seam & welded pipe
A/SA-312	TP317Ti	S31704	75 (515)	0	1	1.02	B.1	18Cr-13Ni-3Mo	Seam & welded pipe
A/SA-312	S31725	S31725	75 (515)	0	4	1.02	B.1	19Cr-15Ni-6Mo	Seam & welded pipe

Conforme parágrafo tabela 4.1 (b) (QW-423.1) o soldador estará qualificado para soldar materiais de PNº 1 até PNº 15F, PNº 34, PNº 41 até PNº 49.

**Tabela 4.1 (b)** - Tabela de qualificação do soldador [ASME IX]

Base Metals for Welder Qualification	Qualified Production Base Metals
P-No. 1 through P-No. 15F, P-No. 34, or P-No. 41 through P-No. 49	P-No. 1 through P-No. 15F, P-No. 34, and P-No. 41 through P-No. 49
P-No. 21 through P-No. 26	P-No. 21 through P-No. 26
P-No. 51 through P-No. 53 or P-No. 61 or P-No. 62	P-No. 51 through P-No. 53 and P-No. 61 and P-No. 62

2º Passo

Verificar a espessura qualificada na tabela 4.1 (c) (QW- 452.1 (b)).

**Tabela 4.1 (c)** - Tabela de qualificação do soldador [ASME IX]

Table QW-452.1(b) Thickness of Weld Metal Qualified	
Thickness, <i>t</i> , of Weld Metal in the Coupon, in. (mm) [Note (1)] and [Note (2)]	Thickness of Weld Metal Qualified [Note (3)]
All $\frac{1}{2}$ (13) and over with a minimum of three layers	2 <i>t</i> Maximum to be welded
NOTES:	
(1) When more than one welder and/or more than one process and more than one filler metal F-Number is used to deposit weld metal in a coupon, the thickness, <i>t</i> , of the weld metal in the coupon deposited by each welder with each process and each filler metal F-Number in accordance with the applicable variables under QW-404 shall be determined and used individually in the "Thickness, <i>t</i> , of Weld Metal in the Coupon" column to determine the "Thickness of Weld Metal Qualified."	
(2) Two or more pipe test coupons with different weld metal thickness may be used to determine the weld metal thickness qualified and that thickness may be applied to production welds to the smallest diameter for which the welder is qualified in accordance with QW-452.3.	
(3) Thickness of test coupon of $\frac{3}{4}$ in. (19 mm) or over shall be used for qualifying a combination of three or more welders each of whom may use the same or a different welding process.	

Devido a espessura da tubulação corresponder a 7,6 mm, o soldador poderá soldar até o dobro da espessura de teste.

Portanto, o soldador estará qualificado para espessuras até 15,2mm.

### 3º Passo

Verificação do diâmetro qualificado na Tabela 4.1 (d) (QW-452.3).

Diâmetro do tubo: 3" Schedule 80 (88,9mm)

O soldador estará qualificado de  $\varnothing \geq 1"$  (25,0 mm).

**Tabela 4.1 (d)** - Tabela de qualificação do tubo de teste [ASME IX]

Outside Diameter of Test Coupon, in. (mm)	Outside Diameter Qualified, in. (mm)	
	Min.	Max.
	Less than 1 (25)	Size welded
1 (25) to $2\frac{7}{8}$ (73)	1 (25)	Unlimited
Over $2\frac{7}{8}$ (73)	$2\frac{7}{8}$ (73)	Unlimited

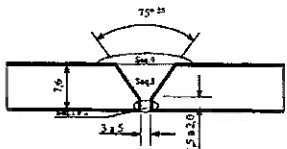
GENERAL NOTES:  
 (a) Type and number of tests required shall be in accordance with QW-452.1.  
 (b)  $2\frac{7}{8}$  in. (73 mm) O.D. is the equivalent of NPS  $2\frac{1}{2}$  (DN 65).

### 4º Passo

Este teste será realizado com solda por um lado com penetração total. O passe de raiz para o processo TIG é considerado como cobre junta. Portanto, o soldador estará qualificado com ou sem cobre junta.

### 5º Passo

Esta junta será soldada com metal de adição, seguindo a EPS Qualificada conforme pode ser visto na Figura 4.1 (a) abaixo.

CTMSP																	
Título						Número			Rev. Data								
ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM						EPS 001 - T-09			0 15/09/2015								
Desenho da Junta/ Número da solda						Pos.			Designação								
						1 SA-312 Tp 316 - 3 Sch 80 (esp. parede=7,6mm)			Nº P 8								
									Faixa de espessuras (mm) 1,5 a 15,2								
Tipo de solda						: Junta de topo, chanfro em "V"											
Especificação técnica ou Norma/Edição						: EE-101/Rev. 3											
QS conforme						: ASME IX/Ed. 2013-Ad. 2008											
Documento de suporte						: EPS NA ASME IX/Ed. 2013-Ad. 2008											
Planos						: PST NA RQPS QPS-001-T-09											
Exames conforme						: PATM 215, ASME B31.3 PTT NA											
Material do cobre-junta						: NA											
Preparação das bordas do chanfro						: Usinagem											
Preparação da raiz						: NA											
Pós-aquecimento						: NA											
Passo	Atividade	Processo de Soldagem	Posição de Soldagem	Fabricante do eletrodo Designação do produto Designação AWS	Bêta	Nº A	Nº F	Gás de Proteção Ar (99,999%) Variação (min)	Gás de Purga Ar (99,999%) Variação (min)	Tipo de corrente e Polarity	Intensidade de corrente (A)	Velocidade de trabalho (cm/min)	Nº de camadas	Temperatura de pré-aquecimento (°C)	Temperatura de interpassos máx (°C)	Observações	
1	Porteamento	TIG	5G	Lista FBTS AWS ER 316L	1,6	8	6	7 a 10	7 a 10	CCEN	100 a 110	4 a 6	1	25	90	Eletrodo de W : EWTh-2, Ø2,40mm Ø do bocal : 9,5mm	
2	Raiz	TIG	5G	Lista FBTS AWS ER 316L	1,6	8	6	7 a 10	7 a 10	CCEN	9 a 11	5 a 7	1	25	90		
3	Enchimento	TIG	5G	Lista FBTS AWS ER 316L	1,6	8	6	7 a 10	7 a 10	CCEN	120 a 140	5 a 8	min 1	25	80		
4	Acabamento	TIG	5G	Lista FBTS AWS ER 316L	1,6	8	6	7 a 10	7 a 10	CCEN	120 a 140	5 a 6	1	25	80		
											10 a 12	5 a 10	1	25	80		
Folha 2 de 2				Elaborada por Lucas				Verificada por Medeiros				Aprovada por DSEED					

**Figura 4.1 (a)** - Especificação e procedimento de soldagem [CTMSP, 2015].

### 6º Passo

Verificação FNumber do metal de adição conforme Tabela 4.1 (e) (QW-432).

Eletrodo tipo ER316L tipo ASME SFA 5.9 corresponde ao FNumber 6. Portanto, o soldador estará qualificado para utilizar qualquer metal de adição (vareta) que seja FNumber 6

**Tabela 4.1 (e)** - Tabela de verificação do FNumber [ASME IX]

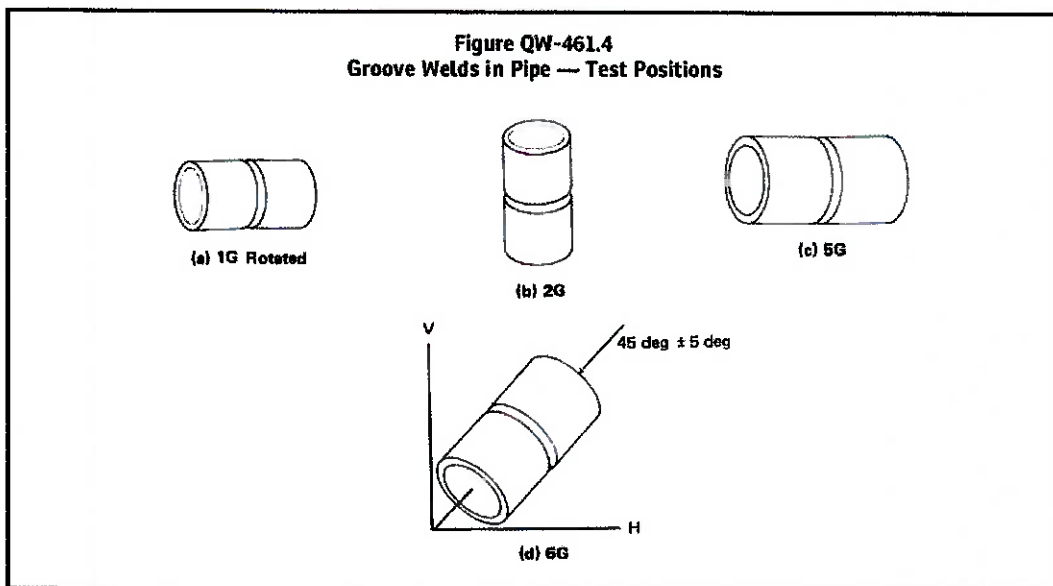
Table QW-432 F-Numbers Grouping of Electrodes and Welding Rods for Qualification			
F-No.	ASME Specification	AWS Classification	UPKS No.
Steel and Steel Alloys			
1	SFA-5.1	E3020	--
1	SFA-5.1	E3022	--
1	SFA-5.1	E3024	--
1	SFA-5.1	E3027	--
1	SFA-5.1	E3028	--
1	SFA-5.4	E300(X)-26	--
1	SFA-5.5	E3020-X	--
1	SFA-5.5	E3027-X	--
2	SFA-5.1	E3012	--
2	SFA-5.1	E3013	--
2	SFA-5.1	E3014	--
2	SFA-5.1	E3019	--
2	SFA-5.5	E (P) 3013-X	--
3	SFA-5.1	E3010	--
3	SFA-5.1	E3011	--
3	SFA-5.5	E (P) 3010-X	--
3	SFA-5.5	E (P) 3011-X	--
4	SFA-5.1	E3015	--
4	SFA-5.1	E3016	--
4	SFA-5.1	E3018	--
4	SFA-5.1	E3018M	--
4	SFA-5.1	E3048	--
4	SFA-5.4 other than austenitic and duplex	E300(X)-15	--
4	SFA-5.4 other than austenitic and duplex	E300(X)-16	--
4	SFA-5.4 other than austenitic and duplex	E300(X)-17	--
4	SFA-5.5	E (P) 3015-X	--
4	SFA-5.5	E (P) 3016-X	--
4	SFA-5.5	E (P) 3018-X	--
4	SFA-5.5	E (P) 3018M	--
4	SFA-5.5	E (P) 3018M1	--
4	SFA-5.5	E (P) 3045	--
5	SFA-5.4 austenitic and duplex	E300(X)-15	--
5	SFA-5.4 austenitic and duplex	E300(X)-16	--
5	SFA-5.4 austenitic and duplex	E300(X)-17	--
6	SFA-5.2	All classifications	--
6	SFA-5.9	All classifications	--
6	SFA-5.17	All classifications	--
6	SFA-5.18	All classifications	--
6	SFA-5.20	All classifications	--
6	SFA-5.22	All classifications	--
6	SFA-5.23	All classifications	--
6	SFA-5.25	All classifications	--
6	SFA-5.26	All classifications	--
6	SFA-5.28	All classifications	--
6	SFA-5.29	All classifications	--
6	SFA-5.30	TK6-X	--
6	SFA-5.30	TK700	--
6	SFA-5.30	TK300(X)	--

**7º Passo**

Verificar posição de soldagem, conforme Tabela 4.1 (f) (QW-461.9).

Posição de teste: 6G (tubo com eixo inclinado à 45°).

A Figura 10 mostra a posição de soldagem 5G em soldas em juntas chanfradas que corresponde ao processo de soldagem à ser realizado no campo.



**Figura 4.1 (b)** - Figura de posição de soldagem [ASME IX]

Os resultados de validação do material adquirido foram realizados os ensaios de tração conforme pode ser visto na Figura 4.1 (c)



**Figura 4.1 (c)** - Ensaio de Tração [CTMSP, 2015].

Os valores de obtidos de 585MPa, conforme visto no relatório Anexo I (a) estão de acordo com valor mínimo conforme a norma ASTM SA-312 TP 316L visto na Secção II parte D que especifica 485MPa, conforme pode ser verificado na Tabela 4.1 (f) e Tabela 4.1 (g) a qual especifica as Line 3 e 4 que corresponde ao o PNumber 8.

Informações fornecidas pelo solicitante:										
<b>Material:</b>	Metal Base:	SA312 TP316L								
	Metal Adição:	ER 316L								
<b>Amostra:</b>	Conjunto Soldado:	CP INOX 1 - TUBO Ø3", SCH80S					EPS:	TIG-002		
	Soldador:	FÁBIO VIEIRA DE SOUZA			Sineta:	ND	RQPS:	ND		
	Processo:	TIG	Posição:	5G	Progressão:	ASCENDENTE				
<b>Documento:</b>	GUIA DE MOVIMENTAÇÃO DE MATERIAL 062/CP122/2015									
<b>Fornecedor Declarado:</b>	ND									
<b>Natureza do ensaio/análise:</b>	Mecânico									
<b>Aplicação:</b>	Qualificação de Procedimento de Soldagem ASME IX - Ed. 2013									
RELATÓRIO DE ENSAIOS MECÂNICOS										
1. Ensaio de Tração										
RESULTADOS OBTIDOS										
Amostra nº	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm <sup>2</sup> )	Limite de Resistência MPa (ESPECIF.)	Limite de Resistência MPa (OBTIDO)	Carga Máxima de Resistência (N)	Tipo de Fratura e localização	LAUDO		
TR1	19,62	7,13	139,89	485 mín.	585	81.836	Rompeu fora da solda	APROVADO		
TR2	19,39	7,11	137,86	485 mín.	585	80.650	Rompeu fora da solda	APROVADO		
<b>Preparação dos CP's:</b>		Conforme ASME IX ed. 2013 QW 462.1 (b) - Prismat. Tubo								
<b>Procedimento de Ensaio:</b>		Conforme ASME IX ed. 2013 - QW 150/152								
<b>Critério de Aceitação:</b>		Conforme ASME IX ed. 2013 - QW 153								
<b>Equipamentos:</b>		LBM-146-SP - Máquina Universal de Ensaios DL 60000 - Certificado de Calibração nº 150107017M ao 150107077M - Intron - Validade: 31/01/16								
<b>Procedimento de análise/ensaios:</b>		LBM-705-SP - Paquímetro digital - Certificado de Calibração nº 0194-15 - Proxy - Validade: 31/01/2016								
<b>Condições Ambientais: Temperatura:</b>		PT-02-SP Ensaio de Tração em Materiais Metálicos - SP. Rev F 24°C								
Local do ensaio : SGS Labmat /Guarulhos										
Data do recebimento da amostra :				14/07/2015		Data da conclusão do ensaio/análise:			15/07/2015	

**Anexo I** - Relatório com valores do ensaio de tração [CTMSP, 2015].

**Tabela 4.1 (f)** - Tabela de 1A (CONT-D) limites de resistência [ASME BOILER & PRESSURE VESSEL CODE, 2004].

Table 1A									
2004 SECTION II									
TABLE 1A (CONT'D)									
SECTION I; SECTION III, CLASS 2 AND 3; * SECTION VIII, DIVISION 1; AND SECTION XII									
MAXIMUM ALLOWABLE STRESS VALUES S FOR FERROUS MATERIALS									
(*See Maximum Temperature Limits for Restrictions on Class)									
Line No.	Nominal Composition	Product Form	Spec No.	Type/Grade	Alloy Designation/ UNS No.	Class/ Condition/ Temper	Size/Thickness, in.	P-No.	Group No.
1	16Cr-12Ni-2Mo	Sms. & wld. pipe	SA-312	TP316L	S31603	...	...	8	1
2	16Cr-12Ni-2Mo	Sms. pipe	SA-312	TP316L	S31603	...	...	8	1
3	16Cr-12Ni-2Mo	Wld. pipe	SA-312	TP316L	S31603	...	...	8	1
4	16Cr-12Ni-2Mo	Wld. pipe	SA-312	TP316L	S31603	...	...	8	1
5	16Cr-12Ni-2Mo	Wld. pipe	SA-358	316L	S31603	1	...	8	1
6	16Cr-12Ni-2Mo	Sms. & wld. fittings	SA-403	316L	S31603	...	...	8	1
7	16Cr-12Ni-2Mo	Wld. pipe	SA-409	TP316L	S31603	...	...	8	1
8	16Cr-12Ni-2Mo	Bar	SA-479	316L	S31603	...	...	8	1
9	16Cr-12Ni-2Mo	Bar	SA-479	316L	S31603	...	...	8	1

**Tabela 4.1 (g) - Tabela de 1A (CONT-D) limites de resistência [ASME BOILER & PRESSURE VESSEL CODE, 2004].**

PART D — PROPERTIES (METRIC)							Table 1A		
TABLE 1A (CONT'D)									
SECTION I; SECTION III, CLASS 2 AND 3; * SECTION VIII, DIVISION 1; AND SECTION XII									
MAXIMUM ALLOWABLE STRESS VALUES S FOR FERROUS MATERIALS									
(* See Maximum Temperature Limits for Restrictions on Class)									
Line No.	Min. Tensile Strength, MPa	Min. Yield Strength, MPa	Applicability and Max. Temperature Limits (NP = Not Permitted) (SPT = Supports Only)				External Pressure Chart No.	Notes	
			I	III	VIII-1	XII			
1	485	170	816	427	816	NP	HA-2	G5, G12, T7	
2	485	170	816	NP	816	NP	HA-2	G12, T7	
3	485	170	816	427	816	NP	HA-2	G5, G12, T7, W12, W13, W14	
4	485	170	816	NP	816	NP	HA-2	G12, T7, W13, W14	
5	485	170	NP	427	816	343	HA-2	G5, G12, H1, T7	
6	485	170	NP	NP	816	343	HA-2	G12, H1, T7	
7	485	170	816	427	816	NP	HA-2	G5, T8	
8	485	170	816	NP	816	NP	HA-2	T8	
9	485	170	816	427	816	NP	HA-2	G5, T8, W12, W13, W14	
10	485	170	816	NP	816	NP	HA-2	T8, W13, W14	
11	485	170	NP	427	816	NP	HA-2	G5, H2, T8	

Os valores de dureza foram obtidos através de ensaio de dureza e seguindo os critérios de aceitação conforme as regulamentações da Norma ANSI/NACE MR0175/ ISO 15156-2 versão 2009. Conforme pode ser visto na Tabela 4.1 (h) que determina um valor de dureza máximo de 250HV nas regiões da secção de solda e verificado a dureza conforme relatório Anexo II.

**Tabela 4.1 (h)** - Tabela de máxima dureza aceitável [ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-2, 2009].

ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-2:2009(E)

**Table A.1 — Maximum acceptable hardness values for carbon steel, carbon-manganese steel and low-alloy steel welds**

Hardness test methods	Hardness test locations for welding procedure qualification	Maximum acceptable hardness
Vickers HV 10 or HV 5 or Rockwell HR 15N	Weld root: Base metal, HAZ and weld root metal as shown in Figures 2, 3 or 4	250 HV 70.6 HR 15N
	Base metal and HAZ for weld overlays as shown in Figure 6; see also A.2.1.5 b)	250 HV 70.6 HR 15N
	Weld cap: Base metal, HAZ and weld metal of unexposed weld cap as shown in Figures 2 or 4	275 HV <sup>a</sup> 73.0 HR 15N
Rockwell HRC; see 7.3.3.2	As shown in Figure 5	22 HRC
	Base metal and HAZ for weld overlays as shown in Figure 6; see also A.2.1.5 b)	22 HRC
<sup>a</sup> The maximum shall be 250 HV or 70.6 HR 15N unless <ul style="list-style-type: none"> <li>— the equipment user agrees the alternative weld cap hardness limit; and</li> <li>— the parent material(s) are over 9 mm thick; and</li> <li>— the weld cap is not exposed directly to the sour environment.</li> </ul>		

**SGS**

**RELATÓRIO DE ENSAIO/ANÁLISE**  
**Nº PI1510896\_DUR Rev. 1**  
**VIA ORIGINAL**

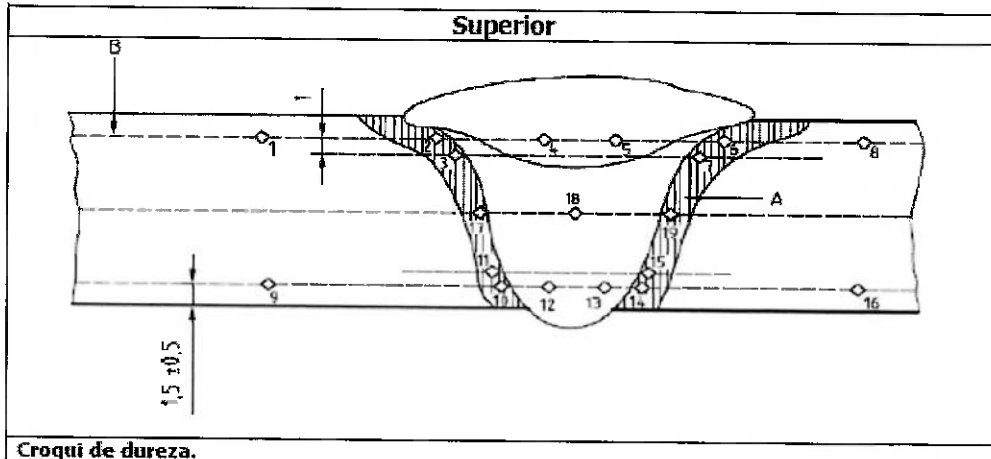
Empresa Solicitante: **ALUTAL CONTROLES INDUSTRIAIS LTDA**  
 Endereço: **AV SEBASTIANA NUNES 85-A - SP - BR**

**Informações fornecidas pelo solicitante:**

Material.....: SA240/240M Tp. 316L  
 Amostra.....: CÓDIGO (Cupom): CP-1 / CÓDIGO (EPS): 11 / PROCESSO: TIG / BARRA 150 X 150  
 X 32 / JUNTA TIPO: JTPT / Chanfro: "V" / POSIÇÃO: 1G-PLANA rodando /  
 PROGRESSÃO: N/A.  
 Documentos.....: IS 5001005.6565.15 rev.02 / ESPECIFICAÇÃO Nº 11  
 Fornecedor Declarado.....: ---  
 Natureza do ensaio/análise.....: Mecânico

**RESULTADOS OBTIDOS**

**1. Ensaio de Microdureza:**



**Linha da face**

MB	ZAC		Solda		ZAC		MB
1	2	3	4	5	6	7	8
243	178	178	197	199	198	182	213

**Linha do centro**

ZAC	Solda	ZAC
17	18	19
202	204	196

**Linha da raiz**

MB	ZAC		Solda		ZAC		MB
9	10	11	12	13	14	15	16
177	204	203	206	207	188	182	177

Perfil realizado em HV10  
 Limite permitido: 250 HV

**SGS LABMAT ANÁLISES E ENSAIOS DE MATERIAIS LTDA.**

ESTEIO/RS: Rua Liberdade, 64 Sala 3 - Vila Rica - Esteio/RS - CEP: 93265-080 - Tel./Fax: (51) 3458-5911  
 GUARULHOS/ SP: Rua Águia, 208 - Itapegica - Guarulhos/SP - CEP: 07043-040 - Tel./Fax: (11) 2066-9090  
 PIRACICABA/SP: Rua João Leonardo Fustalino, 201 - Distrito Industrial Uninorte - Piracicaba/SP - CEP: 13413-102 Tel./ Fax: (19) 3917-1670/ 3433-1091  
 CABO STO AGOSTINHO/PE: Rua Palmeiras, 329 Galpao A-Cidade Garapu - Cabo de Sto Agostinho/PE - CEP: 54518260 - Tel./Fax: (55) 081 8260-0734  
[www.labmat.com.br](http://www.labmat.com.br) [sac@labmat.com.br](mailto:sac@labmat.com.br)

LH-034-1 Revisado por: Jacqueline Chieragatti Aprovado por: Celso Ribeiro Data: 14/05/15 Rev. 3 Pág. 1 de 4

**Anexo II - Relatório anexo de ensaio/análise [25].**

#### 4.2 Caracterização dos metais de base e de adição.

A composição química do Metal de Base (MB) dos tubos soldados e da Zona de Fusão (ZF) com metal de adição ER 316L foi analisada em conformidade com a Norma ASTM A 751:2011 conforme as seguintes condições ambientais: Temperatura de 24,0°C e umidade relativa 37,0% através do equipamento Espectrômetro de emissão óptica tipo LBM-266-SP onde obtivemos os valores das composições químicas na região de Metal de Base (MB) conforme podem ser visto no relatório Anexo III e na região da Zona Fundida (ZF) no Anexo IV respectivamente.

Amostra.....: CP INOX 3 - TUBO Ø3", SCH80S - EPS: TIG-012 - PROCESSO: TIG - POSIÇÃO: 5G - PROGRESSÃO: ASCENDENTE - SOLDADOR: FÁBIO VIEIRA DE SOUZA - RQPS: TIG-012						
Documento.....: GUIA DE MOVIMENTAÇÃO DE MATERIAL 062/CP123/2015						
Fornecedor Declarado.....: ---						
Natureza do ensaio/análise.....: Químico						
<b>RESULTADOS DO ENSAIO</b>						
<b>1. Análise Química (% massa/massa):</b>						
Elementos	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>
Obtido	0,025	0,31	2,07	0,039	0,003	17,2
Elementos	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Nb</b>	<b>Al</b>	<b>Cu</b>	<b>Co</b>
Obtido	2,02	11,5	0,015	ND	0,221	0,090
Elementos	<b>Ti</b>	<b>V</b>	<b>B</b>	<b>Sn</b>	<b>W</b>	<b>N</b>
Obtido	0,003	0,050	0,0022	0,003	0,057	0,115
Elementos	<b>Fe</b>	***	***	***	***	***
Obtido	Base	***	***	***	***	***

**Anexo III** - Resultado da análise de composição química na região de Metal de Base (MB) [CTMSP, 2015].

Amostra.....: CP INOX 2 - TUBO Ø3", SCH80S - EPS: TIG-002 - PROCESSO: TIG - POSIÇÃO: 5G - PROGRESSÃO: ASCENDENTE - SOLDADOR: FÁBIO VIEIRA DE SOUZA - RQPS: TIG-002						
Documento.....: GUIA DE MOVIMENTAÇÃO DE MATERIAL 062/CP122/2015						
Fornecedor Declarado.....: ---						
Natureza do ensaio/análise.....: Químico						
<b>RESULTADOS DO ENSAIO</b>						
<b>1. Análise Química (% massa/massa):</b>						
Elementos	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>
Obtido	0,012	0,41	1,87	0,025	0,009	18,2
Elementos	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Nb</b>	<b>Al</b>	<b>Cu</b>	<b>Co</b>
Obtido	2,02	11,5	0,018	ND	0,225	0,092
Elementos	<b>Ti</b>	<b>V</b>	<b>B</b>	<b>Sn</b>	<b>W</b>	<b>N</b>
Obtido	0,003	0,051	0,0022	0,003	0,057	0,115
Elementos	<b>Fe</b>	***	***	***	***	***
Obtido	Base	***	***	***	***	***

**Anexo IV** - Resultado da análise de composição química na região da Zona Fundida (ZF) [CTMSP, 2015].

#### 4.3 Preparação Metalográfica.

Técnicas convencionais de preparação metalográfica das amostras foram utilizadas para a realização da análise microestrutural e para os ensaios de susceptibilidade à corrosão. As amostras das juntas soldadas foram embutidas em resina acrílica com retenção de borda na superfície e em seguida, polidas manualmente em lixas de grão 120 até 1200 e posteriormente polidas em óxido de cromo de granulação de 0,2. Conforme ASTM A-262 (2010) prática A para aços austeníticos. A revelação da região soldada ocorreu com ataque eletrolítico em solução aquosa contendo 10%  $\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$  (ácido oxálico), a uma densidade de corrente de  $1 \text{ A/cm}^2$  durante 2 minutos. Após o ataque com ácido oxálico, foi realizada análise microestrutural por microscopia óptica conforme Figura 4.3 (a).



**Figura 4.3** - Análise Metalográfica [USP].

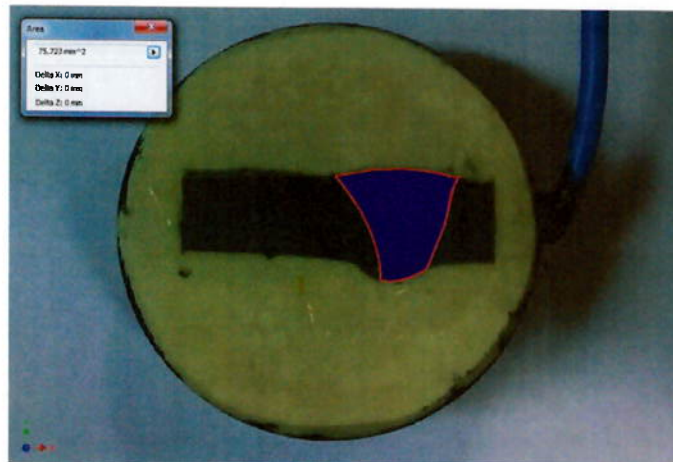
#### **4.4 Ensaio eletroquímico de corrosão.**

Para o ensaio eletroquímico de corrosão foram feitos o material foi lixado em uma direção com abrasivos de várias granulometrias progressivamente, até chegar a grãos muito finos, onde não é mais possível perceber as linhas de polimento e a seguir com camurças ou feltros. Conforme norma ABNT NBR 6361 (1980). Conforme pode ser visto na Figura 4.4 (a)

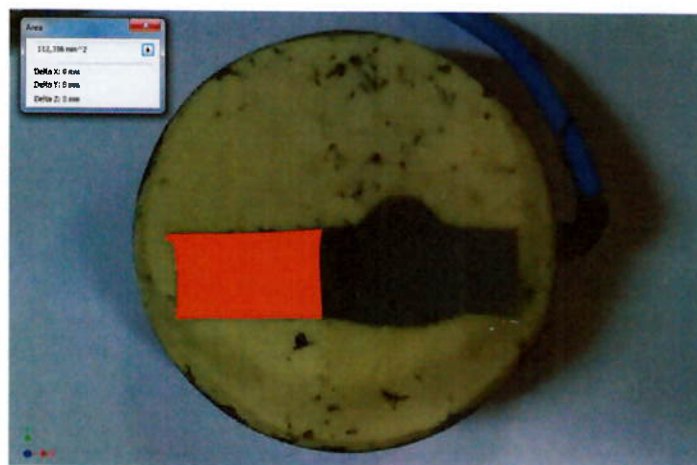


**Figura 4.4 (a)** - Corpos de prova polido [CTMSP].

Realizaram-se ensaios eletroquímicos de polarização potenciodinâmica conforme especificado pela norma ASTM G-5 (2011), com o objetivo de medir mudanças na densidade de corrente em função do potencial aplicado nas duas regiões de interesse a (ZF) e (MB). Para tal procedimento foi exposta somente as áreas de interesse (isolando com resina anticorrosiva as outras áreas do contato com o NaCl ) e medidas somente as áreas da região de na junta soldada (ZF) e na região (MB). Com auxílio do software gráfico foi medido a área exposta para que através da densidade de corrente coletada é possível extrair parâmetros de intensidade de corrente. Os corpos de prova podem ser vistos nas figuras 4.4 (b) (ZF) e 4.4 (c) (MB) respectivamente.

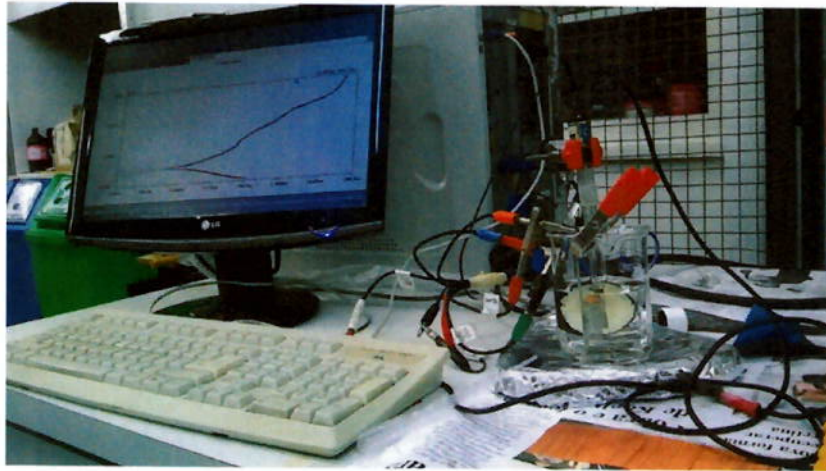


**Figura 4.4 (b)** - Corpos de prova com a região soldada (ZF) exposta ao ataque corrosivo [CTMSP].



**Figura 4.4 (c)** - Corpos de prova com a região do (MB) exposto ao ataque corrosivo [CTMSP].

Através do potenciostato marca PRINCETON APPLIED RESEARCH Modelo 273A foram obtidos os valores de: potencial de corrosão ( $E_{cor}$ ), potencial de pite ( $E_p$ ), corrente de corrosão ( $i_{cor}$ ), corrente crítica ( $i_{crit}$ ), corrente de passivação ( $i_{pas}$ ) e resistência à polarização ( $R_p$ ). Para a execução do ensaio foi utilizado um eletrodo de referência de prata/cloreto de prata (Ag/AgCl) em meio a uma solução de NaCl e um contra-eletrodo de platina para fechar o circuito entre o eletrodo de trabalho (AISI 316L) conforme pode ser visto na Figura 4.4 (d).

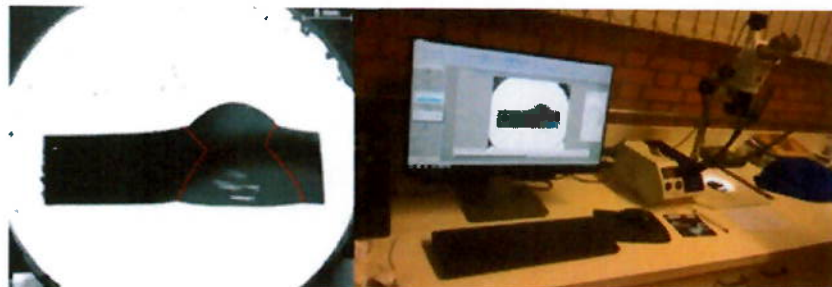


**Figura 4.4 (d)** - Ensaio de corrosão em meio NaCl 0,1Mol [USP].

As curvas de polarização foram iniciadas 5400 segundos após a estabilização do potencial de circuito aberto (OCP), para uma faixa de tensão de -250 mV à +250 mV, com a taxa de varredura do potencial de 1 mV/s.

#### **4.5 Verificação de Pites.**

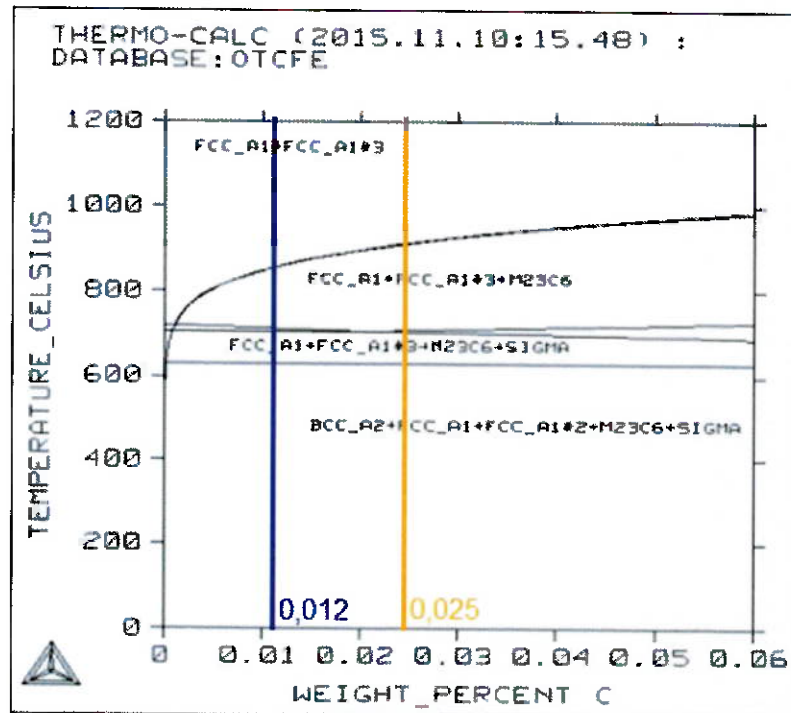
Através estereoscópio ZEINS STEMI 2000-C foi feito uma varredura óptica na região ensaiada e analisada a quantidade de nucleação de pites nas regiões Metal Base (MB) e Zona Fundida (ZF). Conforme pode ser visto na Figura 4.5.



**Figura 4.5** - Verificação óptica de Pites [USP].

## **5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.**

Através do software Thermo-Calc e com os elementos de liga coletados em relatório pode ser pré-visto o tipo de estrutura prevista em determinada temperatura. Mostrando que na região de Metal de Base (com 0,025% de C) ocorre uma maior probabilidade da nucleação da fase sigma em relação a Zona Fundida (com 0,012 de C) conforme pode ser visto na Figura 5.



FCC\_A1 = Estrutura cúbica de face centrada (CFC)

BCC\_A2 = Estrutura cúbica de corpo centrado (CCC)

M23C6 = Precipitados de carboneto

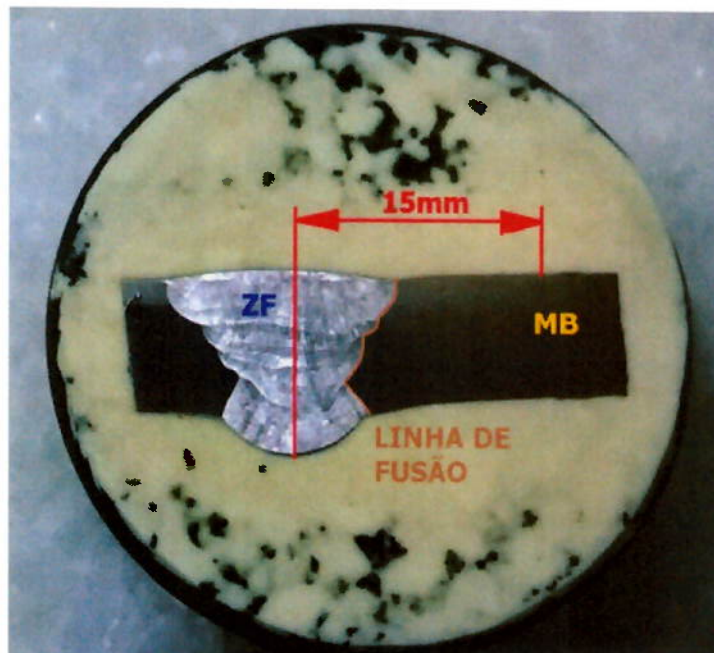
SIGMA = Estrutura Tetragonal de Corpo Centrado (TCC)

**Figura 5** - Gráfico Thermo-Calc [USP].

### **5.1 Ensaios de sensitização.**

Foram obtidas as microestruturas da junta soldada da tubulação por microscopia óptica referente à precipitação de carboneto de cromo conforme ASTM 262 PRATICA A.

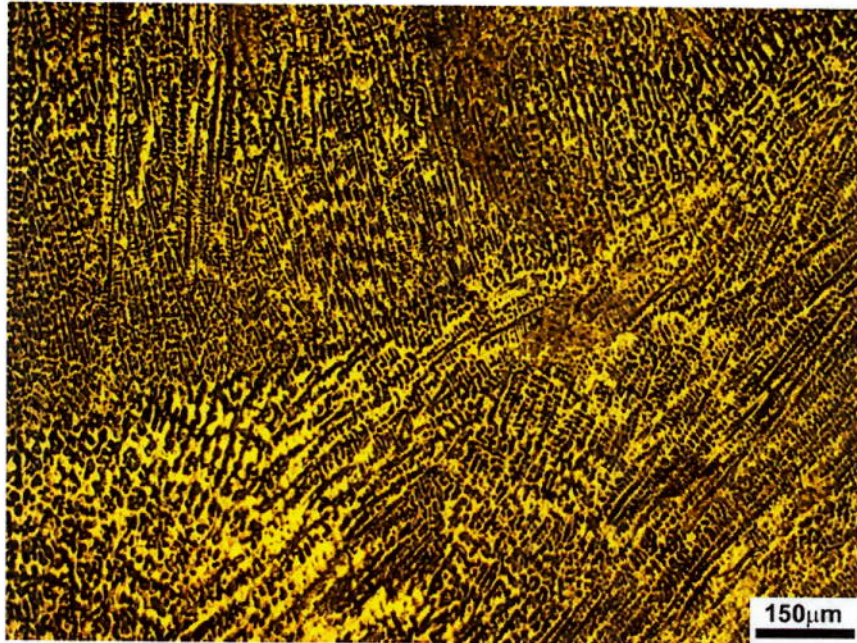
O corpo embutido foi analisado em três partes: no centro da Zona Fundida (ZF), na margem da linha de fusão e no Metal de Base (MB) (distante de 15 milímetros do centro da Zona Fundida) conforme Figura 5.1.



**Figura 5.1** - Esquema de divisão para análise micrográfica do corpo embutido [CTMSP, 2015].

#### **5.1.1 Resultado na Zona Fundida.**

A Zona Fundida (ZF) apresentou microestrutura em forma de espinha, típica de uma estrutura de aço inoxidável austenítico com baixo teor de carbono, resultado da solidificação em ferrita primária, localizada ao longo do centro das dendritas, e com formação de austenita nas etapas finais de solidificação e no estado sólido apresentando-se esta microestrutura contornada sem o ataque nas dendritas devido ao metal de adição conter elementos estabilizadores, tais como Ti e Nb. Esses elementos se combinam preferencialmente com o C e o N, precipitando carbonetos e nitretos de Ti e/ou Nb os quais são mais estáveis que os carbonetos de Cr. Justificando-se o uso do mesmo conforme pode ser visto nas Figuras 5.1.1 (a), Figura 5.1.1 (b) e Figura 5.1.1 (c)



**Figura 5.1.1 (a)** - Micrografias do ensaio de sensitização na Zona Fundida; aumento de 100 vezes [CTMSP, 2015].



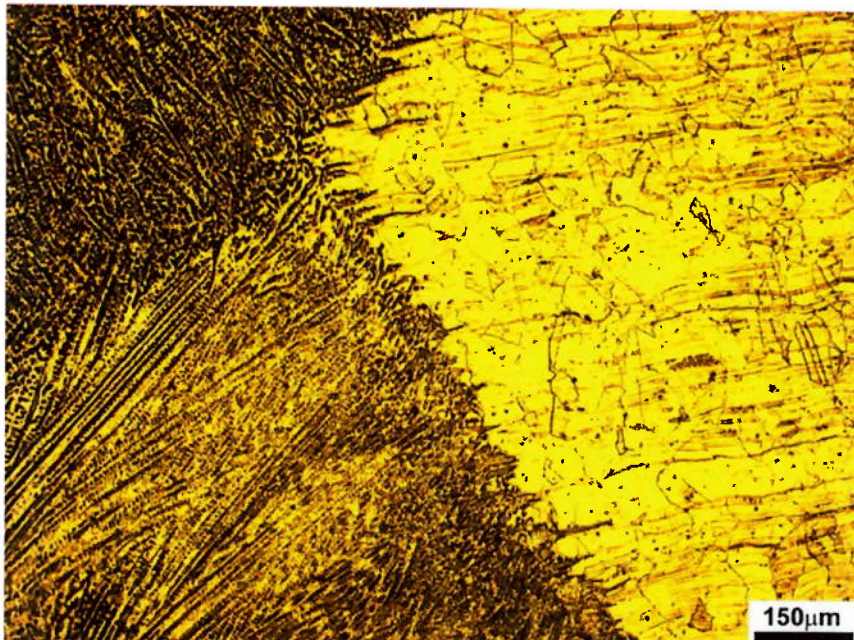
**Figura 5.1.1 (b)** - Micrografias do ensaio de sensitização na Zona Fundida; aumento de 500 vezes [CTMSP, 2015].



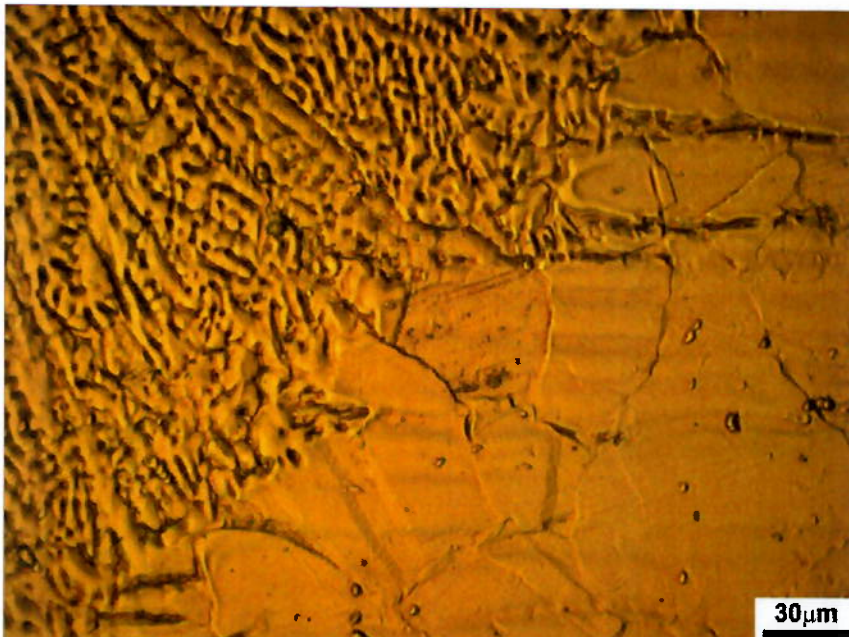
**Figura 5.1.1 (c)** - Micrografias do ensaio de sensitização na Zona Fundida; aumento de 1000 vezes [CTMSP, 2015].

#### **5.1.2 Resultado na margem da linha de fusão.**

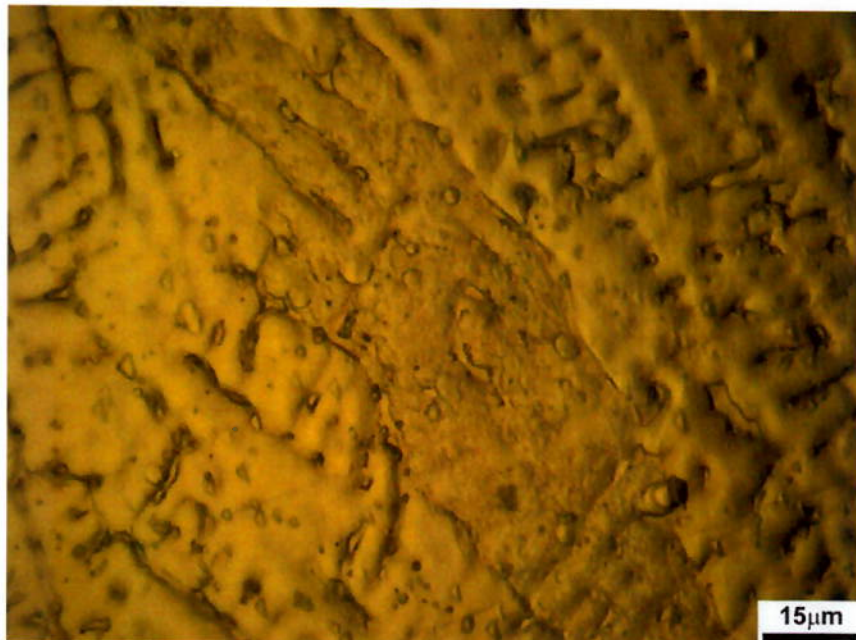
Na margem da linha de fusão foi observada a formação de pequenos precipitados nos contornos de grão, que em meios agressivos são propícios a corrosão na margem da linha de fusão do metal de solda. No entanto, nenhum grão completamente contornado foi observado. Conforme pode ser visto nas Figuras 5.1.2 (a), Figura 5.1.2 (b). Na Figura 5.1.2 (c) pode ser observado a nucleação de fase sigma, nesta região ocorreu a maior aporte de calor estimado a uma temperatura de 900°C.



**Figura 5.1.2 (a)** - Micrografias do ensaio de sensitização na margem da linha de fusão aumento 100 vezes [CTMSP, 2015].



**Figura 5.1.2 (b)** - Micrografias do ensaio de sensitização na margem da linha de fusão aumento 500 vezes [CTMSP, 2015].



**Figura 5.1.2 (c)** - Micrografias do ensaio de sensitização na margem da linha de fusão aumento 1000 vezes [CTMSP, 2015].

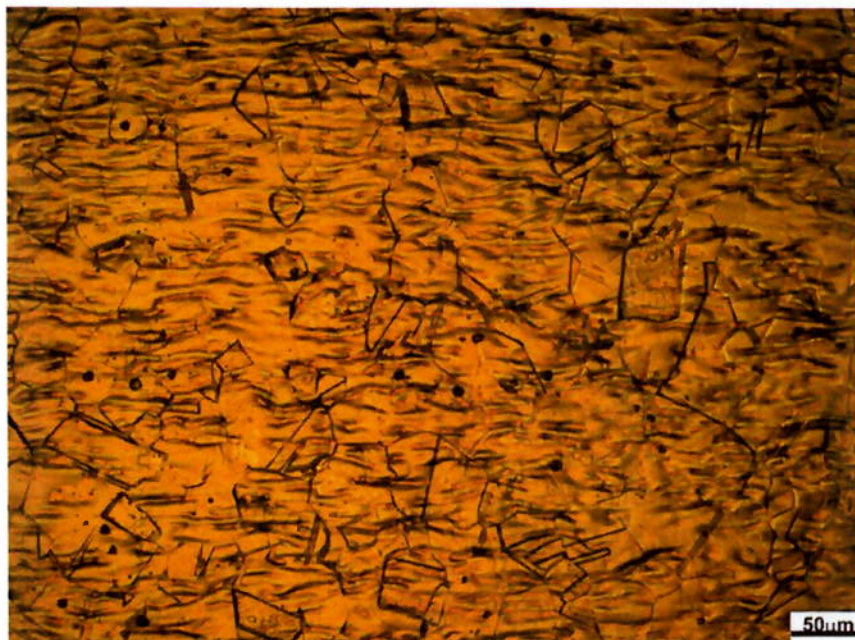
### **5.1.3 Resultado no Metal de Base (MB).**

O metal da tubulação na região de Metal de Base (MB), a 15mm distante da linha de centro da Zona Fundia, apresentou ondulações provenientes do processo de conformação a frio do tubo tipo Schedule sem costura.

Pode ser observada uma pequena formação de precipitados devido esta região receber uma menor intensidade de calor da soldagem e um tempo maior de exposição a esta temperatura. Desse modo, a relação necessária entre temperatura e tempo para a precipitação de carboneto de cromo é parcialmente nucleada, porém a norma ASTM A262 Pratica A aprova o processo de soldagem devido a não evidenciar o grão totalmente contornado por carbonetos. Conforme pode ser visto nas Figuras 5.1.2 (a) e Figura 5.1.2 (b)



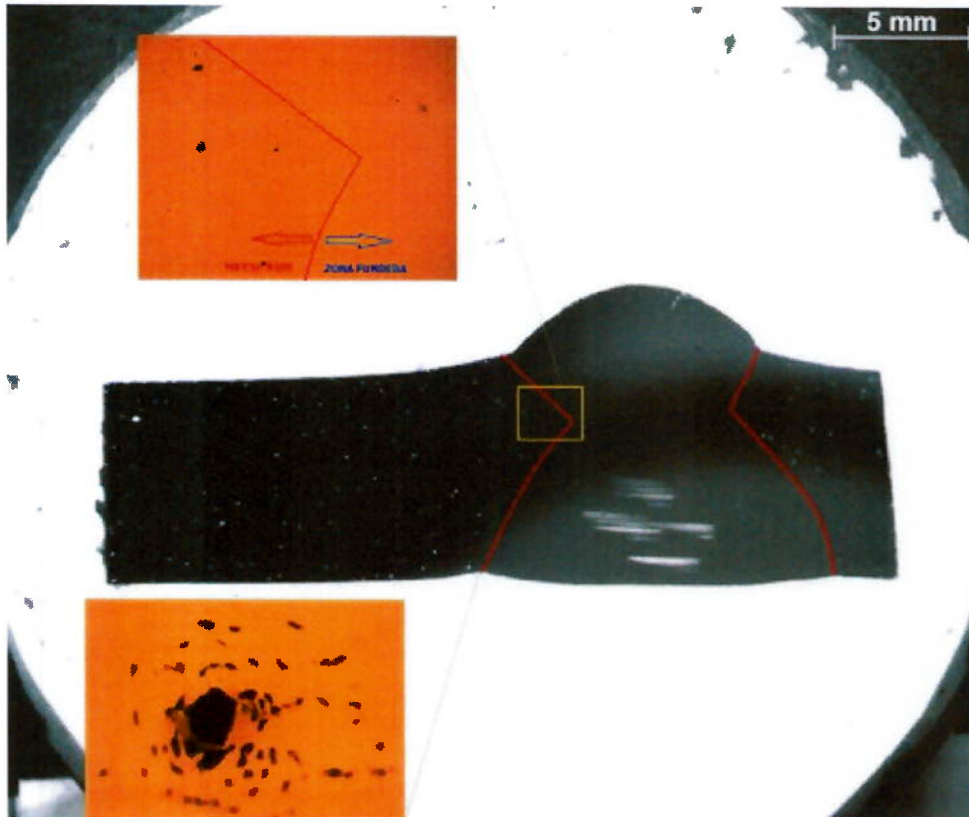
**Figura 5.1.3 (a)** - Micrografias do ensaio de sensitização no Metal de Base aumento 100 vezes [CTMSP, 2015].



**Figura 5.1.3 (b)** - Micrografias do ensaio de sensitização no Metal de Base aumento 500 vezes [CTMSP, 2015].

### 5.2 Verificação de Pites.

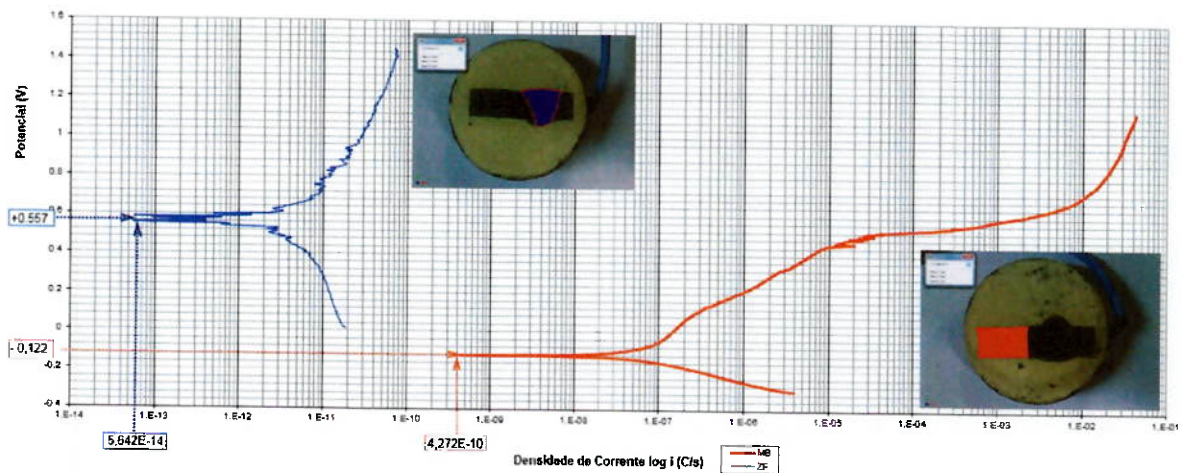
No Metal de Base foi detectada uma quantidade de 225 nucleações de Pites em uma área de  $151,37\text{mm}^2$  totalizando uma densidade de  $1,49$  Pites/ $\text{mm}^2$  na região da Zona Fundida foram verificados 29 Pites em uma área  $98,15\text{mm}^2$  totalizando  $0,29$  Pites/ $\text{mm}^2$ . Resultando em uma taxa de nucleação de pites de 5,04 vezes na região de Metal de Base em relação à Zona Fundida em estudo. Conforme pode ser visualizado na Figura 5.2.



**Figura 5.2** - Fotografia do ensaio de corrosão por pite; aumento 20 vezes [CTMSP, 2015].

### 5.3 Curvas de Polarização.

Foram levantadas duas curvas de polarização potenciodinâmica para as regiões de maior incidência de Pite na região de Metal de Base e na região de menor índice de surgimento de pite na Zona Fundida (ZF) conforme pode ser visto na figura 5.3 (a).



**Figura 5.3** - Curva de polarização comparativo ZF e MB [CTMSP, 2015].

Na região de Metal de Base (MB) Pode ser observado um potencial de corrosão ( $E_{cor}$ ) em torno de -0,122 V com ( $I_{cor}$ ) em torno de 4,272E-10A (escala logarítmica). Logo após o potencial de corrosão, ocorre uma zona de ativação até 0,04V com posterior passivação numa faixa de potencial 0,48V que ocorre uma turbulência dos dados coletados devido a uma possível quebra de camada passiva ocasionando o ponto de formação de Pite ( $E_{pit}$ ), neste potencial há um ligeiro aumento de densidade de corrente que ocorre a formação de uma filme de óxido na superfície da amostra.

Na região da Zona Fundida (ZF) foi observado um potencial de corrosão ( $E_{cor}$ ) em torno de +0,557V com ( $I_{cor}$ ) em torno de 5,62E-14A (escala logarítmica) e após este valor manteve-se a formação da camada ativa sem que ocorresse a formação de Pite. Na Zona Fundida (ZF) ocorreu uma resistência superior em relação á zona de Metal de Base (MB) .

#### 5.4 Diagrama de Shaeffler.

Através do resultado da microestrutura e resultado químico utilizou-se para verificação gráfica da metodologia dos diagramas:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + (1,5 \times \%Si) + (0,5 \times \%Nb)$$

$$Cr_{eq} = 18,4 + 2,12 + (1,5 \times 0,45) + (0,5 \times 0,027)$$

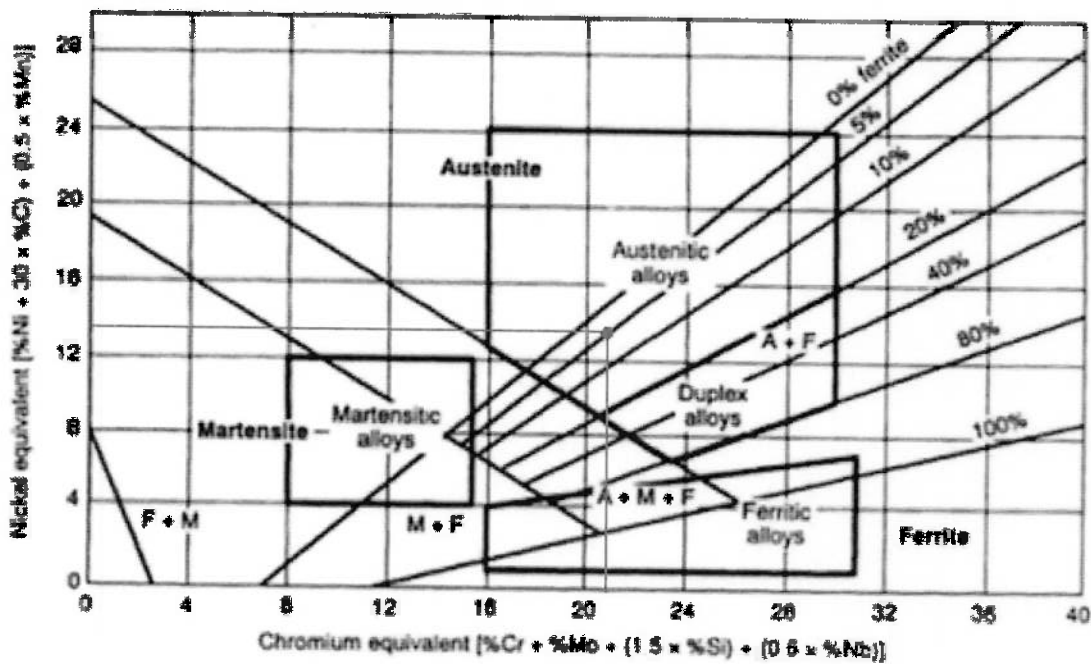
$$Cr_{eq} = 21,2$$

$$Ni_{eq} = (\%Ni + 30 \times \%C) + (0,5 \times \%Mn)$$

$$Ni_{eq} = (11,1 + 30 \times 0,011) + (0,5 \times 1,94)$$

$$Ni_{eq} = 12,4$$

De acordo com a localização no diagrama de Schaeffler, pode-se afirmar que a microestrutura do metal de solda localizou-se em uma região isenta de qualquer tipo de descontinuidade proveniente do tipo de solidificação conforme pode ser visto na Figura 5.4.



**Figura 5.4** - Diagrama de Schaeffle para a previsão da microestrutura da região de solda

### 5.5 Diagrama WRC-92.

A previsão do valor da Ferrita Number (FN) foi baseado no diagrama WRC-92 com:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \times \%Nb$$

$$Cr_{eq} = 18,4 + 2,12 + 0,7 \times 0,027$$

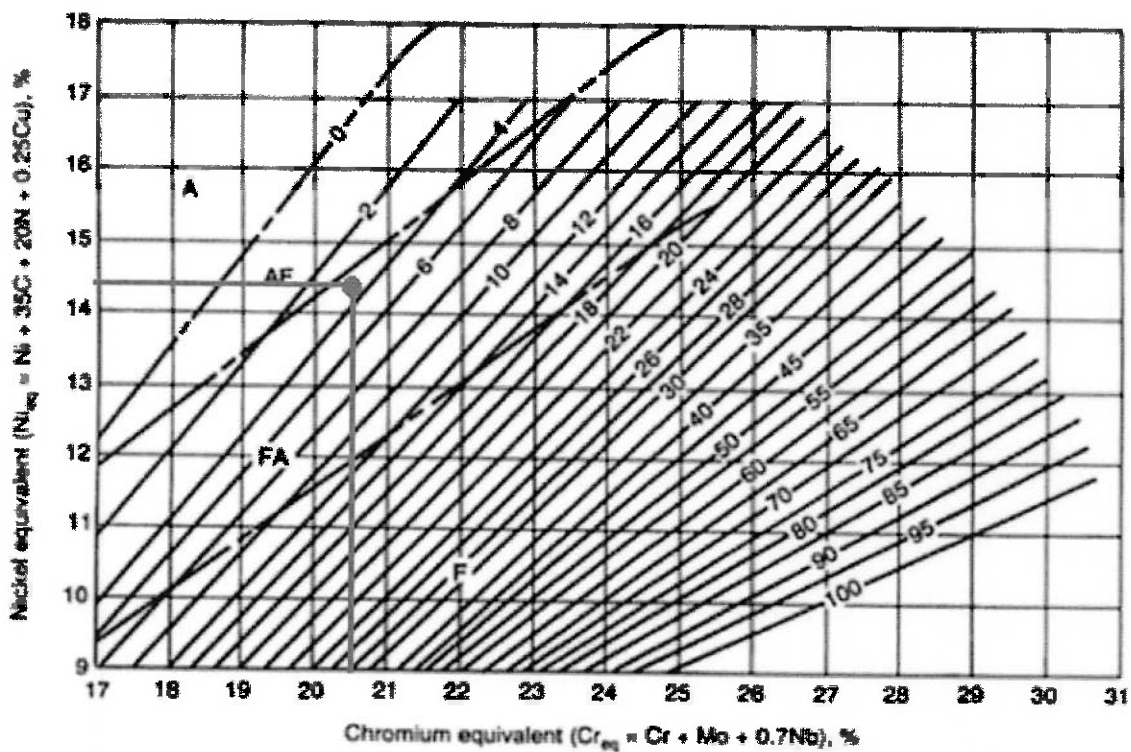
$$Cr_{eq} = 20,5$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35 \times \%C + 20 \times \%N + 0,25 \times \%Cu$$

$$Ni_{eq} = 11,1 + 35 \times 0,011 + 20 \times 0,136 + 0,25 \times 0,249$$

$$Ni_{eq} = 14,3$$

Com um FN entre 2 e 4, atendendo as especificações metalúrgicas de soldagem para os aços inoxidáveis austeníticos. Conforme pode ser visto nas Figuras 5.5.



**Figura 5.5** - Diagrama de WRC-92 para a previsão do FN da região de solda

## **6 CONCLUSÕES.**

O objetivo em estudo mostra que ocorre um pequeno impacto metalúrgico causado no aço analisado após o processo de soldagem. O material sofre uma pequena alteração na sua microestrutura, resultando em leve formação de fase sigma na zona de ligação, ocorrência relevante, porque em maior quantidade, pode levar à ocorrência de trincas. Pode ser visualizado nas macrografias, que não ocorreu sensitização no aço, devido ao baixo teor de carbono presente na liga na zona de Metal de Base. As condições de operação em ambientes corrosivos não são afetadas, mostrando que os critérios de aceitação da Norma ASTM A262 Prática A validam o processo.

Na comparação entre a Zona de Fusão e o Metal de Base em ambiente corrosivo (NaCl) das amostras feitas, pode-se afirmar que a quantidade de carbono presente nos aços inoxidáveis austeníticos intensificam a formação dos precipitados de Cr assim, o uso de elementos inibidores na zona de diluição através do metal de adição permite ao aço inoxidável TP 316L uma maior resistência a ambientes corrosivos na região soldada evidenciando uma maior resistência à corrosão na mesma.

## **7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.**

Os conhecimentos obtidos através do desenvolvimento deste trabalho podem ser consideravelmente ampliados, através de um trabalho em escala mais precisa, pelo método de "Difração de Raios X" na superfície, para o melhor entendimento da formação da estrutura cristalina analisada do metal de adição na estrutura soldada, que permite a caracterização das fases presentes de acordo com o arranjo molecular.

## **8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:**

- [1] CALLISTER JR., William D. and D.G. Rethwisch: Materials Science and Engineering: An Introduction Introdução, 8 edição, LTC. (2010).
- [2] GORDON, W.: BENNEKON, A. "Review of stabilization of ferritic stainless steel. Materials Science and Technology", South February 1996 v12.
- [3] CHIAVERINI, V.; Aços e Ferros Fundidos, 7º ed., Ed. ABM, 2005
- [4] UNIVERSIDAD TECNOLÓGICA DE PEREIRA. Diagrama Fe - Cr y diagrama influencia del carbono. Disponível em:  
<http://blog.utp.edu.co/metalografia/2012/07/26/7-aceros-inoxidables>.  
Acesso em: 26 mai 2015.
- [5] FERRABOLI JR, R. "Avaliação experimental da pressão de colapso em tubulações de aço inoxidável austenítico contendo defeitos planares longitudinais e aplicação de diagramas de análise de falhas". Tese, Escola Politécnica Universidade de São Paulo, São Paulo, 2005.
- [6] BLOG DO SOLDADOR. A importancia de um especialista em soldagem para a preservação da vida. Disponível em:  
<http://blogdosoldador.com.br/importancia-de-um-especialista-em-soldagem-para-preservacao-da-vida/>  
Acesso em 28 mai 2015.
- [7] ASSEMBLÉIA LEGISLATIVA DO ESTADO DE SÃO PAULO. Ex-presidente do Metrô depõe na comissão de representação.  
Disponível em:<http://www.al.sp.gov.br/noticia/?id=262559>  
Acesso em 28 mai 2015.

- [8] GODEFROID, L. B. et al., Curso: Fadiga de Materiais Metálicos. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, São Paulo, ABM, 1996.
- [9] GUILHERME, L.H.; Oliveira M.F. "O Estado da Arte da Precipitação de Fase Sigma em Aços Inoxidáveis Austeníticos: Foco na Liga AISI 316L", 2011.
- [10] LUCIANE, E, O.; MAGNABOSCO, R. "Microdureza de fase sigma em aço inoxidável dúplex SAF 2205". Projeto de iniciação científica. Departamento de Engenharia Mecânica - FEI, 2013
- [11] GUILHERME, L.H.; Estudo da corrosão em junta tubo-espelho soldada pr SATG entre as ligas AISI 316L E AISI 444. Dissertação, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2011.
- [12] VEJA. "Remendo fatal".  
Disponível em: <http://veja.abril.com.br/idade/exclusivo/050203/senna.html>  
Acesso em 28 mai 2015.
- [13] CARBÓ, M. Assistência Técnica AcelorMittal Aços Inoxidáveis: Aplicações e especificações, Janeiro de 2008
- [14] FORREST, P. G. "Fatiga de los metales", Ediciones Urmo, Bilbao, Espanha 1972, Edicion en Espanhol.
- [15] PASSOS, D. O. "A influência da ferrita delta em aços inoxidáveis austeníticos forjados", Esc. Minas, Ouro Preto, 63 (1): 057-063, jan. mar. 2010.
- [16] BORGES, F. C. N.; MEI P.R. "Caracterização das propriedades estruturais, mecânicas e tribológicas do aço superaustenítico ASTM A 744Gr.CN3Mn" Faculdade de Eng. Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, SP São Paulo, 2005.
- [17] APERAN. "Aço Inoxidável Austenítico ao Molibdênio Ficha técnica e especificações ASTM A240 / A240M", Junho 2012

Disponível em: <http://www.aperam.com/brazil/port/arquivos/AISI317L.pdf>

Acesso em 14 jun 2015.

[18] AILTON. Centro Universitário Padre Anchieta, Ciência dos Materiais, Aço inoxidável Faculdade de Tecnologia Cap 6.1 pag 51 a 64.

[19] PADILHA, A. F. Materiais de Engenharia, Microestrutura e Propriedades. Curitiba - PR: Hemus Editora, 2000.

[20] PEREIRA, S. A. L "Estudo da influência da deformação plástica na cinética de nitretação em aços inoxidáveis AISI 304 e 316. IPEN 2012

[21] ZANETIC, S. T.; FALLEIROS, N. "Determinação do grau de sensitização de aços inoxidáveis austeníticos pelo Método DL-EPR" FATEC/CEETEPS

[22] COSTA I.; Apostila "Degradação e Corrosão dos Materiais" Universidade de São Paulo USP/IPEN, 2013.

[23] ARRUDA E.A.F.; "Estudo comparativo do processo corrosivo do Aço Patinável e do aço carbono comum" Universidade Federal do Pará, Instituto de Tecnologia Faculdade de Engenharia Mecânica, Belém, Trabalho de conclusão de curso, 2009.

[24] LINCON ELETRIC.: The Procedure Handbook of Arc Welding, Thelfth editon, 1992.

[25] CTMSP; Centro Tecnológico da Marinha em São Paulo

[26] SCIENTIA; Corrosão

Disponível em : <http://www.scientiaestpotentiaplus/corrosao/corrosao-por-pites>

[27] LIPPOLD, J. C. Welding Metallurgy and Weldability; Ohio State University, 2015.

[28] ALLOY PHASE DIAGRAMS: ASM Handbook International: Stainless Steel. Materials Park, 1992. ASM Metals HandBook Volume 3

[29] WELDING BRAZING AND SOLDERING: ASM Handbook International, 1993.  
Volume 6

[30] WOLYNEC STEPHAN; Técnicas Eletroquímicas em Corrosão Vol.49, 2003.

[31] CORROSION: ASM International, 1987. ASM Metals HandBook Volume 13

[32] ASME BOILER & PRESSURE VESSEL CODE, Part D. Materiais Properties  
2004.

[33] ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-2 versão 2009

[34] ESAB. Apostilas para treinamento

Disponível em: <http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/index.cfm>