

BENEDITO IVAN SILVA DE ARAÚJO

ESTUDO DA MICROESTRUTURA E DA RESISTÊNCIA À  
CORROSÃO INTERGRANULAR EM CHAPAS  
SOLDADAS DE AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS  
SÉRIE 304L APÓS GOIVAGEM AO ARCO ELÉTRICO .

Dissertação apresentada à Faculdade de  
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,  
Universidade Estadual Paulista, para a  
obtenção do título de Mestre em Engenharia  
Mecânica na área de Projetos e Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Roberto Zenhei Nakazato

Guaratinguetá

2009

A663e Araújo, Benedito Ivan Silva de  
Estudo da microestrutura e da resistência à corrosão  
integranular em chapas soldadas de aços inoxidáveis  
austeníticos série 304L após goivagem ao arco elétrico /  
Benedito Ivan Silva de Araújo. – Guaratinguetá : [s.n.], 2009  
61 f. : il.  
Bibliografia: f. 59-61

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista,  
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2009  
Orientador: Prof. Dr. Roberto Zenhei Nakazato

1. Aço inoxidável austenítico I. Título

CDU 669.14

*BENEDITO IVAN SILVA DE ARAÚJO*

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE  
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

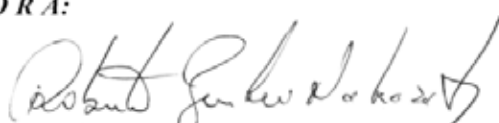
PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA  
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira  
Coordenador

*BANCA EXAMINADORA:*



Prof. Dr. ROBERTO ZENHEI NAKAZATO  
Orientador / Unesp-Feg



Prof. Dr. HAMILTON DE FELIPE  
Unesp-Feg



Prof. Dr. ALAIN LAURENT MARIE ROBIN  
EEL-USP

*Janeiro de 2009*

## **DADOS CURRICULARES**

### **BENEDITO IVAN SILVA DE ARAÚJO**

**NASCIMENTO** 25.09.1963 – PINDAMONHANGABA / SP

**FILIAÇÃO** Benedito Arlindo de Araújo  
Benedita da Silva Araújo

1979/1982 Curso Técnico em Mecânica  
Escola Estadual de 2º Grau “João Gomes  
de Araújo”-Pindamonhangaba.

2000/2003 Curso de Graduação – Admin. de Empresas  
Faculdade de Administração, Ciências  
Econômicas e Contábeis de Guaratinguetá.

2006/2008 Curso de Pós-Graduação em Engenharia  
Mecânica, titulação de Mestrado, na  
Faculdade de Engenharia do Campus de  
Guaratinguetá da Universidade Estadual  
Paulista.

especialmente àqueles que, apesar das dificuldades do dia-a-dia e das “pedras do caminho”, nunca desistiram de alcançar seus objetivos em prol do desenvolvimento do ser humano e da sociedade a que pertencem.

## AGRADECIMENTOS

Agradeço, hoje e sempre, a Deus, pela saúde, disposição, disciplina e serenidade no desempenho das funções às quais sempre fui designado.

À minha esposa Jeni, pela compreensão, paciência, participação em todos os momentos e a ajuda com estímulos para lutar.

Aos meus pais Araújo e “Edith”, pela educação e motivação para vencer.

À Universidade Estadual Paulista - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, pela oportunidade oferecida de evolução cultural.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Roberto Zenhei Nakazato, pela colaboração, comprometimento e atenção durante todas as etapas do trabalho.

Aos professores Valdir Alves Guimarães, Marcelo dos Santos Pereira, Tomaz Manabu Hashimoto e Eduardo Norberto Codaro, pela contribuição técnica e empenho ao ministrar suas matérias, que ajudaram sobremaneira o desenvolvimento do trabalho.

À CONFAB Equipamentos, em particular ao Eng<sup>o</sup> José Rômulo Pavan e Wagner Ribeiro da Silva, pelo incentivo e apoio irrestrito em mais esta jornada.

À TENARIS CONFAB, especialmente ao Eng<sup>o</sup> Benedito C. Cavalheiro e todo o pessoal do laboratório de física/química pelo apoio durante os ensaios desenvolvidos.

Aos meus amigos e colegas de trabalho, principalmente o Pedro Luiz Vaquelli, Paulo Sergio L. Pereira, Edson Dias, Celso Ricardo C. dos Santos, Wellington Batista Gerônimo, Eduardo Adriano Pereira, Daniel Grandinetti, Cristiano Higa, Guilherme Dumay P. Oliveira, Aílton José da Silva, José Luis Salgado Jr., Adilson Moreira Silva, Carlos Augusto S. Lima, Flavio Augusto S. Azevedo Souza, José Mauro Moraes Jr., Diogo Almeida Soares, Luiz Marcos Major, Max Leite, Ulisses Barbosa Jr, Arismaldo Carreão Santiago e outros, que, direta ou indiretamente, contribuíram muito com sugestões/idéias durante o período acadêmico e pelo apoio moral nos momentos de indecisão.

Vendo Jesus as multidões, compadeceu-se delas, porque estavam cansadas e abatidas, como ovelhas que não têm pastor. Então disse a seus discípulos: *“A messe é grande, mas os trabalhadores são poucos. Pedi pois, ao dono da messe, que envie trabalhadores para a colheita!”*

Mateus 9, 36-38

**ARAÚJO, B. I. S. Estudo da microestrutura e da resistência à corrosão intergranular em chapas soldadas de aços inoxidáveis austeníticos série 304L após goivagem ao arco elétrico.** 2009. 61f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá. 2009.

## **RESUMO**

Um grande problema metalúrgico encontrado na fabricação de equipamentos e componentes industriais com materiais inoxidáveis austeníticos, é a susceptibilidade à corrosão intergranular causada pela precipitação de carbonetos de cromo, devido à exposição destes materiais às altas temperaturas oriundas dos serviços de corte e soldagem. A norma de soldagem Petrobrás N-133 Rev. J restringe, preventivamente, a utilização do método de goivagem ao arco elétrico com eletrodo de grafite, processo este muito produtivo e econômico principalmente na remoção de soldas e execução de reparos em juntas soldadas. Os resultados dos testes realizados não demonstram que as alterações microestruturais relacionem a goivagem com a susceptibilidade à corrosão intergranular, principalmente quando aplicada em aços inoxidáveis austeníticos da série ASTM A-240-Tp 304L. A conclusão foi baseada: a) no levantamento de curvas de polarização anódica e catódica segundo técnica eletroquímica de reativação potenciodinâmica, que não apresentaram desvios substanciais entre suas relações de correntes de pico, b) no estudo comparativo do metal de base, zona de fusão, zona termicamente afetada e metal de solda através de ensaios metalográficos, que mostraram apenas uma descaracterização da estrutura original próxima à área goivada e linha de fusão, c) nas poucas alterações de análises químicas, microdureza e teores de ferrita nas áreas adjacentes à goivagem, e d) na confirmação da ausência de sinais de susceptibilidade a corrosão intergranular conforme análise microestrutural através da prática A do ASTM A 262.

**PALAVRAS-CHAVE:** Aço inoxidável austenítico, carbonetos de cromo, corrosão intergranular, sensibilização, goivagem ao arco elétrico.

ARAÚJO, B. I. S. **Study of the microstructure and resistance to intergranular corrosion in welded plates of austenitic stainless steel 304L series after arc gouging.** 2009. 61f. Dissertation (Mestrado in Mechanics Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá. 2009.

### **ABSTRACT**

A great metallurgic problem found in the manufacture of equipment and industrial components with austenitic stainless materials, is the susceptibility to intergranular corrosion caused by the precipitation of chromium carbides, due to exposition of these materials to high temperatures after services of cutting and welding. The standard welding Petrobras N-133 Rev. J restricts, preventively, the use of the method of arc gouging with graphite electrode, process very productive and economical especially in the removal of welds and carrying out repairs in welded joints. The results of the carried through tests do not demonstrate that the microstructural alterations relate the arc gouging with susceptibility to intergranular corrosion, especially when applied to the austenitic stainless steel ASTM A-240-Tp 304L series. The conclusion was based: a) on a survey curves of anodic and cathodic polarization second of Electrochemical Potentiodynamic Reactivation Technique, which showed no substantial deviations of relationships between its current peak, b) in the comparative study of base metal, fusion zone, heat affected zone and welding metal through metallography tests, which showed only a adulteration of the original structure and gouged area near the line of fusion, c) on the few alterations of chemical analysis, microhardness and ferrite content in the adjacent arc gouging areas, and d) in confirming the absence of signs of susceptibility to intergranular corrosion according to microstructural analysis by ASTM A 262, practice A.

**KEYWORDS:** Austenitic stainless steel, chromium carbides, intergranular corrosion, sensitization, gouging arc welding.

## LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – Ilustração da taxa de corrosão dos aços ao cromo .....	18
FIGURA 2 – Comportamento passivo do aço inoxidável .....	19
FIGURA 3 – Diagrama de Schaeffler .....	25
FIGURA 4 – Diagrama de DeLong .....	25
FIGURA 5 – Desenho esquemático do empobrecimento de cromo .....	27
FIGURA 6 – Esquema ilustrativo - equipamento para goivagem .....	28
FIGURA 7 – Esquema ilustrativo - processo de solda arame tubular .....	31
FIGURA 8 – Esquema da preparação da chapa-teste com distribuição das amostras seccionadas .....	35
FIGURA 9 – Esquematização da goivagem por processo manual .....	38
FIGURA 10 – Curva DL-EPR esquemática para uma amostra sensibilizada .....	40
FIGURA 11 – Representação das curvas de polarização dos cp's 5 (sem goivagem) e 6 (com goivagem) .....	42
FIGURA 12 – Representação das curvas de polarização dos cp's 5 e 7 (sem goivagem), antes e após tratamento térmico .....	43
FIGURA 13 – Representação das curvas de polarização dos cp's 6 e 8 (com goivagem), antes e após tratamento térmico .....	44
FIGURA 14 – Representação das curvas de polarização dos cp's 7 (sem goivagem) e 8 (com goivagem), após tratamento térmico .....	45
FIGURA 15 – Micrografia cp1 – linha de fusão e solda .....	46
FIGURA 16 – Micrografia cp2 – linha de fusão e linha de goivagem .....	47
FIGURA 17 – Micrografia cp3 – linha de fusão e solda .....	47
FIGURA 18 – Micrografia cp4 – linha de fusão e solda .....	48
FIGURA 19 – Esquema de posicionamento dos pontos de análise química via EDS .....	49
FIGURA 20 – Esquema de medição de dureza – cp 9 – metal de base e linha de goivagem .....	50
FIGURA 21 – Micrografia cp1 – ensaio eletrolítico – linha de fusão .....	51
FIGURA 22 – Micrografia cp2 – ensaio eletrolítico – linha de fusão e goivagem .....	52
FIGURA 23 – Micrografia cp3 – ensaio eletrolítico – linha de fusão .....	52
FIGURA 24 – Micrografia cp4 – ensaio eletrolítico – linha de fusão .....	53
FIGURA 25 – Micrografia cp7 – após tratamento térmico .....	54
FIGURA 26 – Micrografia cp8 – após tratamento térmico .....	55
FIGURA 27 – Esquema de medição de teores de Ferrita delta .....	56

## LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – Características químicas e físicas A-240 Tp 304L .....	33
TABELA 2 – Composição química do arame tubular .....	34
TABELA 3 – Composição química real da chapa e do arame .....	34
TABELA 4 – Análise Química – região de transição – cp1, 2 e 3 .....	49
TABELA 5 – Resultado das medições de dureza – metal de base e linha de goivagem .....	50
TABELA 6 – Teor de cromo – matriz e contorno de grão - cp7 e cp8 .....	55

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM	- American Society for Testing and Materials
ASME	- American Society of Mechanical Engineers
AWS	- American Welding Society
AISI	- American Iron and Steel Institute
UNS	- Unified Numbering System
MEV	- Microscópio Eletrônico de Varredura
EDS	- Sistema de Análise por Dispersão de Energia
HV	- Hardness Vickers
PB	- Petrobrás
CCC	- Estrutura cúbica de corpo centrado
CFC	- Estrutura cúbica de face centrada
DL-EPR	- Electrochemical Potentiokinetic Reactivation Method
EIS	- Electrochemical Impedance Spectroscopy

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	13
1.1 PROBLEMA INVESTIGADO .....	15
1.2 DELIMITAÇÃO DO ASSUNTO .....	16
1.3 OBJETIVOS PROPOSTOS .....	16
<b>2 DESENVOLVIMENTO</b> .....	18
2.1 REVISÃO DA LITERATURA .....	18
2.1.1 Aços inoxidáveis .....	18
2.1.2 Tipos e características .....	20
2.1.3 Aços inoxidáveis austeníticos .....	22
2.1.4 Soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos .....	23
2.1.5 Problemas metalúrgicos .....	26
2.1.6 Processo de goivagem ao arco elétrico .....	27
2.1.7 Processo de soldagem .....	29
2.1.7.1 Soldagem com arame tubular .....	30
2.1.8 Métodos para análise microestrutural .....	32
2.2 METODOLOGIA .....	33
2.3 RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	42
2.3.1 Ensaios eletroquímicos .....	42
2.3.2 Estudo metalográfico das regiões de goivagem e solda .....	46
2.3.3 Análise química das regiões de goivagem e solda .....	48
2.3.4 Análise de microdureza .....	50
2.3.5 Teste de caracterização estrutural – ASTM A 262 .....	51
2.3.6 Testes complementares .....	54
2.3.6.1 Ensaio metalográfico após tratamento térmico .....	54
2.3.6.2 Verificação do teor de Ferrita delta .....	55
<b>3 CONCLUSÃO</b> .....	57
<b>SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	58
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</b> .....	59

## 1 INTRODUÇÃO

A PETROBRÁS, uma das mais importantes companhias petrolíferas do mundo com reconhecida tecnologia de ponta, principalmente na extração de petróleo em plataformas marítimas instaladas em águas profundas, desenvolveu e estabeleceu normas rígidas para fabricação de equipamentos, compostas por várias especificações consideradas requisitos básicos, que devem ser prescritas conjuntamente a outras diretrizes aplicáveis no país.

Especificamente com relação à soldagem, consideram-se os requisitos da N-133 rev. J (2002) que determina as práticas recomendadas na definição, especificação, execução, inspeção e testes referentes às operações envolvidas aos processos de fabricação. No capítulo “condições específicas para aços inoxidáveis austeníticos”, proíbe a goivagem ao arco elétrico com eletrodo de grafite como, supostamente, prevenção aos riscos da corrosão intergranular consequente desta prática.

Os fabricantes e montadores de equipamentos e estruturas metálicas, geralmente evitam a utilização do processo de goivagem ao arco elétrico quando trabalham com aços inoxidáveis austeníticos. Os cortes normalmente são feitos por esmerilhamento mecânico, com arco plasma, guilhotinas e, em alguns casos, como na preparação de biseis para solda, por usinagem.

Inerente às atividades de fabricação, a remoção de raízes de solda e reparos de regiões soldadas são operações altamente dispendiosas de serem realizadas desde que somente o processo de goivagem mecânica (esmerilhamento) seja permitido. Alguns fabricantes que mantêm consagrados procedimentos de controle do processo se dispõem a esmerilhar aproximadamente 3,0 mm de material adjacente à área exposta aos possíveis problemas oriundos da goivagem. Com esta prática, muito difícil de ser seguida à risca devido a condições operacionais, geometrias e perfis de juntas, posições de trabalho, habilidades manuais e procedimentos, procuram evitar a presença de carbonetos de cromo na superfície exposta e zona termicamente afetada.

Metalurgicamente, sabe-se que é possível minimizar os riscos de corrosão intergranular observando-se os seguintes cuidados:

1. Reduzindo a porcentagem de carbono do material para 0,030% máximo. Estes materiais são denominados tipo “low carbon” indicados pelo sufixo “L” na especificação de fabricação ou classificação do aço;
2. Evitando que o material permaneça por um considerável intervalo de tempo, aquecido a temperaturas entre 400°C e 800°C;
3. Utilizando materiais com elementos químicos denominados estabilizantes, como o nióbio e o titânio - que tem maior afinidade com o carbono do que o cromo. Formarão assim carbonetos de nióbio ou carbonetos de titânio, preferencialmente aos carbonetos de cromo.
4. Executando tratamento térmico. Dois tipos são muito utilizados: o primeiro, denominado tratamento de solubilização, consiste em aquecer o material a uma temperatura entre 1000°C e 1100 °C por um pequeno período de tempo, seguido de um resfriamento rápido até a temperatura ambiente e o segundo, chamado tratamento de estabilização, consiste em um aquecimento até uma temperatura entre 870°C e 900°C, que pode completar a precipitação, remover micro-tensões junto aos contornos de grão ou causar a difusão do cromo para as áreas empobrecidas.

Em uma fabricação convencional, a aquisição de materiais com baixos teores de carbono ou materiais com adição de elementos estabilizadores do cromo é a postura mais adequada e viável na prevenção da corrosão intergranular, apesar do custo de fornecimento desta matéria-prima ser mais elevado. Já evitar que os materiais não se exponham à temperatura crítica ou executar tratamentos térmicos posteriores à fabricação é prática muito difícil em uma caldeiraria. No primeiro caso, porque todo processo de corte e solda está relacionado diretamente ao aporte térmico e, no segundo, porque a utilização de um forno para aquecimento controlado à temperaturas de solubilização ou estabilização, e a preparação de um tanque ou piscina com água para o resfriamento rápido, depende muito da configuração e geometria da peça ou do próprio equipamento. Há inclusive, possibilidade de consequências inesperadas de alterações dimensionais e distorções ou contrações no conjunto fabricado.

Portanto, é entendido que a proibição ou não recomendação do uso da goivagem ao arco elétrico com eletrodo de grafite em aços inoxidáveis austeníticos está ligada às preocupações metalúrgicas de uma possível contaminação pelo carbono. Partículas

deste material podem ser difundidas no metal de base possibilitando sua associação ao cromo e conseqüentemente a precipitação dos carbonetos. Porém, mesmo que esta difusão não seja mensurada devido às inúmeras variáveis do processo, é importante que toda a escória remanescente seja cuidadosamente removida por esmerilhamento.

Os efeitos do metal carbonizado remanescente dependerão de vários fatores incluindo: a quantidade ou espessura do metal carbonizado; no tipo e/ou especificação do material base; na qualidade esperada do produto e principalmente, do processo de soldagem a ser usado na sequência da fabricação, haja vista que alguns processos podem dissolver pequenas ou maiores quantidades e camadas de metal carbonizado, inerentes a suas características operacionais, em função dos parâmetros de solda exigidos para cada processo; e no potencial de diluição.

Segundo o *Welding Handbook* 8ª edição (1992), estudos conduzidos em aços inoxidáveis austeníticos determinam que a goivagem ao arco com eletrodo de grafite pode apresentar efeitos na resistência à corrosão, mas estes estudos também mostraram significantes diferenças nas taxas de corrosão de soldas que tiveram a preparação prévia da área executada por esmerilhamento. Especificamente, não expressa nenhuma proibição declarada à utilização desta técnica.

Verifica-se que o *The Procedure Handbook of Arc Welding* 12ª edição (1973) e o *The Procedure Handbook of Arc Welding* 14ª edição (2000) afirmam que o correto uso da goivagem ao arco com eletrodo de grafite aparentemente não causa efeitos maléficos à resistência a corrosão. As alterações metalúrgicas procedentes do processo são similares a qualquer efeito oriundo de uma soldagem a arco elétrico.

## 1.1 PROBLEMA INVESTIGADO

Teoricamente, a exposição da superfície dos materiais que estão em trabalho de goivagem a altas temperaturas provenientes do arco elétrico, ao eletrodo de grafite e a presença de partículas deste material, que podem ficar impregnadas no material de base, proporcionarão um aumento no teor de carbono nesta superfície e uma conseqüente precipitação de carbonetos de cromo, com possibilidade de desencadear um processo de corrosão intergranular numa região denominada de sensitização.

Conceitualmente, o mecanismo mais usado para explicar a corrosão intergranular em aços inoxidáveis austeníticos, é o que associa o problema com a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grãos do material, em uma faixa de temperatura específica, que leva à formação de uma região empobrecida em cromo junto a estes contornos.

Sendo que os efeitos da corrosão são preferencialmente encontrados em regiões soldadas, e que o processo da goivagem normalmente está associado aos procedimentos de fabricação, torna-se importante um estudo mais profundo desta grande variável principalmente na associação dos processos de solda e corte.

## 1.2 DELIMITAÇÃO DO ASSUNTO

A goivagem ao arco com eletrodo de grafite é um processo de remoção ou corte ao arco elétrico onde os materiais a serem trabalhados são fundidos pelo calor do arco estabelecido entre um eletrodo sólido de grafite e uma superfície metálica. Simultaneamente, um jato de ar comprimido remove o metal fundido. Normalmente é um processo manual usado em todas as posições, mas pode ser também operado automaticamente. É amplamente aplicado em serviços de caldeiraria e montagens industriais que trabalham ou manufaturam equipamentos com aços e alguns metais não ferrosos, principalmente nas remoções de passes de raiz, preparação de chanfros e biseis para soldas, reparos de descontinuidades e defeitos em soldas ou metal base, remoção de dispositivos auxiliares de montagem e controle de deformações. Requer certa habilidade do operador, também conhecido como grafitador ou carvoeiro.

## 1.3 OBJETIVOS PROPOSTOS

O objetivo específico deste estudo é discutir os aspectos metalúrgicos que envolvem a influência da técnica de goivagem ao arco elétrico com eletrodo de grafite em aços inoxidáveis austeníticos, principalmente os da classe A-240 Tp 304L, na

remoção de raízes de soldas e execução de reparos em juntas soldadas pelo processo ao arco elétrico com arame tubular e proteção gasosa AWS E-308L T1-4.

Procura avaliar a susceptibilidade à corrosão intergranular do material através do método eletroquímico com polarização potenciodinâmica e estudo microestrutural das regiões críticas por Microscopia Ótica, acompanhado da análise das superfícies expostas à goivagem, segundo a prática A da norma ASTM A 262 (1998), medições de dureza superficiais, análises químicas e levantamento dos teores de ferrita.

Visa analisar como o aporte térmico destas operações poderia influenciar a microestrutura do aço inoxidável em questão, pela ação ou exposição da área analisada ao aquecimento e contato com o carbono sob alta temperatura, oriundo do arco elétrico mantido entre o eletrodo de grafite e a chapa.

## 2 DESENVOLVIMENTO

### 2.1 REVISÃO DA LITERATURA

#### 2.1.1 Aços inoxidáveis

A expressão aço inoxidável denota uma idéia de um material que não se destrói mesmo quando submetido aos mais agressivos meios. Na verdade este tipo de aço não está livre de ser corroído e sim apresenta geralmente uma maior resistência à corrosão, principalmente em temperaturas elevadas.

A resistência à oxidação e corrosão do aço inoxidável se deve principalmente à presença do cromo, que a partir de um determinado valor (mínimo 12%) e em contato com o oxigênio, permite a formação de uma película finíssima de óxido de cromo sobre a superfície do aço, que é impermeável e insolúvel nos meios corrosivos usuais. A Figura 1 relaciona a taxa de corrosão com o teor de cromo, a um tempo estimado de exposição em meio corrosivo.

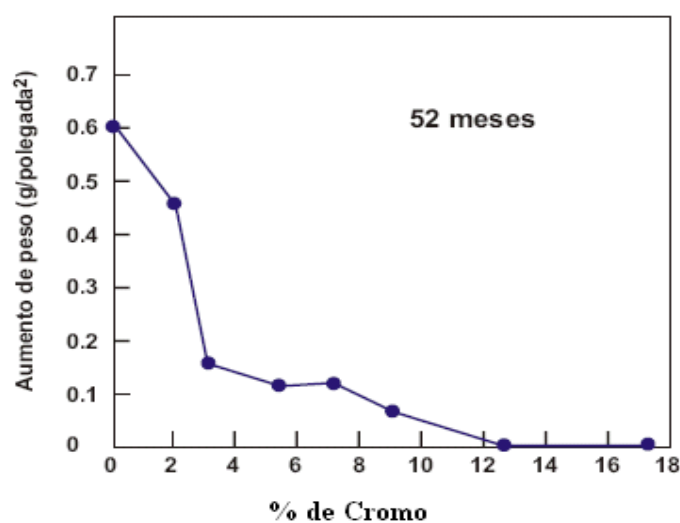


Figura 1 – Ilustração da taxa de corrosão dos aços ao cromo expostos a uma atmosfera nociva, conforme Carbó (2001).

Segundo Modenesi (2001) o termo aço inoxidável é usado para designar um grupo de ligas ferrosas caracterizado por uma facilidade de limpeza e baixa rugosidade superficial, aparência higiênica, facilidade de conformação e união, possibilidades de diversos acabamentos superficiais e formas variadas, forte apelo visual, capacidade de manutenção de suas propriedades mecânicas mesmo quando submetido a elevadas temperaturas e condições criogênicas. Possui, como características principais, a resistência à corrosão em meios aquosos na presença de inúmeros agentes orgânicos e minerais agressivos e a resistência à corrosão a altas temperaturas.

Conforme Modenesi (2001), o aço inoxidável é uma classe de material relativamente recente que surgiu no início do século XX, sendo que o progresso obtido desde então, nos processos de fabricação e refino de ligas metálicas, permitiu seu desenvolvimento com diferentes composições químicas, microestruturas e propriedades específicas.

Sabemos que comportamento típico do aço inoxidável, quando imerso em uma solução ácida que tenha um determinado poder oxidante, permite a diminuição na taxa de corrosão. A Figura 2 demonstra o comportamento típico do aço inoxidável.

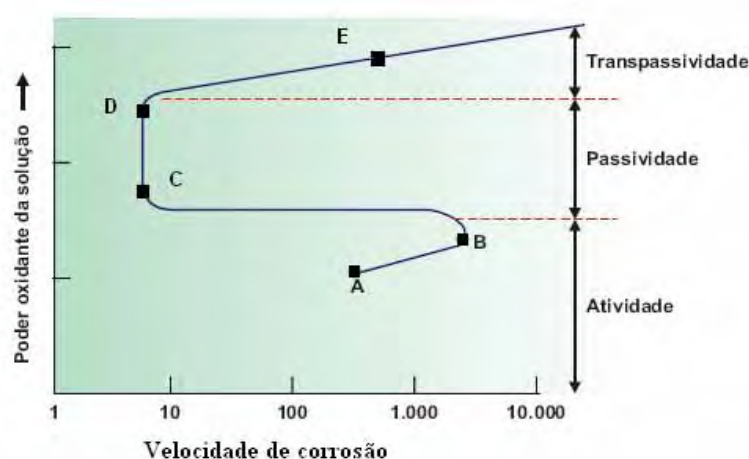


Figura 2 – Comportamento passivo do aço inoxidável, conforme Carbó (2001).

A princípio, entre os pontos A e B – numa região conhecida como de atividade - apresentam um comportamento semelhante a outros metais. Quando se atinge um determinado poder oxidante na solução, entre os pontos C e D – na região conhecida como passiva - há uma redução na taxa de corrosão devido à formação de um filme superficial de óxido de cromo e, por mais que se aumente o poder oxidante, não haverá aumentos significativos nesta taxa. A partir do ponto D e passando pelo ponto E – na chamada região de transpassividade - novo aumento no poder oxidante provocará alterações na taxa de corrosão.

### 2.1.2 Tipos e características

De acordo com Modenesi (2001), os aços inoxidáveis são ligas ferrosas que contém cromo, níquel e, em vários casos, outros elementos de liga. O cromo é o principal responsável pela resistência à corrosão destes aços. Este elemento é um metal menos nobre que o ferro nas séries eletroquímicas sendo, à princípio, menos resistente à corrosão que o ferro. Assim, uma liga de Fe e Cr deveria ser mais facilmente corroída ou oxidada do que o ferro puro, o que, de fato, pode ocorrer em situações em que a liga esteja “ativa”. Entretanto, em contato com o ar atmosférico ou outro meio oxidante, existe a tendência de se formar rapidamente uma camada de óxido de cromo na superfície destas ligas. Esta camada de óxido se torna uma barreira invisível, contínua, aderente, impermeável e praticamente insolúvel em numerosos reagentes. Nestas condições a liga é considerada “passiva”, pois o metal sob a camada de óxido está protegido contra o ataque de diversos meios corrosivos, particularmente aqueles oxidantes.

Além de seus componentes principais, Fe, Cr e Ni, os aços inoxidáveis têm em menor quantidade, adições de outros elementos que, com base em sua microestrutura, permitem dividir o material em cinco classes principais:

- Martensíticos: os aços inoxidáveis martensíticos são ligas Fe-Cr-C que possuem uma estrutura martensítica na condição endurecida. São ferromagnéticos, endurecíveis por tratamento térmico e resistente à corrosão somente em meios de média agressividade.

O teor de cromo está, geralmente, situado entre 10,5 e 18% e o teor de carbono não pode ser superior a 1,2%. Os teores de carbono e cromo são balanceados para garantir uma estrutura martensítica. Alguns elementos como nióbio, silício, tungstênio e vanádio são, às vezes, adicionados para modificar o comportamento do aço durante o revenimento. Pequena quantidade de níquel é adicionada para melhorar a resistência à corrosão. Da mesma maneira, enxofre e selênio podem ser adicionados para melhorar usinabilidade.

- Ferríticos: são ligas de Fe-Cr, de estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC). Seu conteúdo de cromo se situa na faixa de 11 a 30%. Alguns aços deste grupo podem conter molibdênio, silício, alumínio, titânio e nióbio para a obtenção de certas características. Também podem ser adicionados enxofre e selênio para melhoria da usinabilidade. São ferromagnéticos, podem possuir boa ductilidade e conformabilidade mas suas características de resistência em altas temperaturas são ruins se comparadas à dos austeníticos. Sua tenacidade também pode ser limitada a baixas temperaturas. Não são endurecíveis por tratamento térmico e dificilmente por trabalho a frio.

- Austeníticos: estrutura cúbica de face centrada (CFC), formado por ligas de Fe-Cr-Ni, constituem a maior família de aços inoxidáveis, tanto em número de diferentes tipos quanto em utilização. A exemplo dos ferríticos, não são endurecíveis por tratamento térmico. São não-magnéticos na condição recozida e são endurecíveis apenas por trabalho a frio. Normalmente, possuem excelentes propriedades a temperaturas criogênicas e excelentes resistências mecânicas e à corrosão em altas temperaturas. O conteúdo de cromo varia entre 16 e 30%, o teor de níquel é, no mínimo, de 6% e o de manganês é menor ou igual a 15%. Pode ser adicionado, também, molibdênio, cobre, silício, alumínio, titânio e nióbio, para a obtenção de melhores características, principalmente de resistência à oxidação.

- Duplex: são ligas bifásicas baseadas no sistema Fe-Cr-Ni. Estes aços possuem, aproximadamente, a mesma proporção das fases ferrita e austenita e são caracterizados pelo seu baixo teor de carbono (<0,03%) e por adições de 1,5 a 4,5% de molibdênio, nitrogênio, tungstênio e cobre. Os teores típicos de cromo e níquel variam entre 20 a 30% e 5 a 8%, respectivamente. A vantagem dos aços duplex sobre os austeníticos da série 300 e sobre os ferríticos, é a resistência mecânica (aproximadamente o dobro),

maiores tenacidade e ductilidade (em relação aos ferríticos) e uma maior resistência a corrosão por cloretos. São usados em equipamentos expostos à água do mar.

· Endurecíveis por precipitação: são ligas com teores de cromo e níquel que podem ser endurecidos por tratamento de envelhecimento. Podem ser austeníticos, semi-austeníticos ou martensíticos, sendo que a classificação é feita de acordo com a sua microestrutura na condição recozida. Para viabilizar a reação de envelhecimento, muitas vezes se utiliza o trabalho a frio, e a adição de elementos de liga como alumínio, titânio, nióbio e cobre. Possuem boa resistência mecânica, tenacidade e ductilidade e de moderada a boa resistência à corrosão que lhe garantem aplicação nas indústrias aeroespacial e de alta tecnologia.

### 2.1.3 Aços inoxidáveis austeníticos

Como já comentado, os aços austeníticos são ligas ferrosas que apresentam microestrutura predominantemente austenítica (CFC), estabilizada pela grande quantidade de elementos de liga, que são principalmente o níquel, o manganês, o nitrogênio e o carbono, sendo que este garante a resistência mecânica. Proporcionam como propriedade, à temperatura ambiente, um baixo limite de escoamento, limite de resistência alto, elevada ductilidade e fácil soldabilidade. São os maiores, em termos de número de ligas e de utilização. Como os ferríticos, os austeníticos não são endurecidos por tratamento térmico, tendo o nível de teor de carbono restrito, mas a adição principalmente de níquel altera a estrutura, em temperatura ambiente, para este arranjo atômico cúbico de face centrada que é também não magnético (ou seja, tem uma baixa permeabilidade magnética). Dependendo do teor de níquel os aços austeníticos respondem a trabalho a frio com aumento da resistência mecânica, sendo utilizado em operações severas de conformação, evitando ruptura prematura e trinca. O endurecimento por encruamento é acompanhado pelas mudanças parciais na estrutura, com a conformação de uma fase de martensita ferromagnética, o que explica porque com a deformação a frio pode ocorrer dos aços austeníticos ficarem “magnéticos”.

Dependendo do tipo de aplicação a que se destina, os principais aços austeníticos podem ser enquadrados como aços resistentes à corrosão, aços resistentes ao calor, aços criogênicos e aços resistentes ao desgaste.

Os aços austeníticos são normalmente designados pelos sistemas de numeração da American Iron and Steel Institute – AISI, Unified Numbering System – UNS, ou por designação própria do proprietário da liga.

O aço mais popular, tipo 304, tem 18% de cromo e 8% de níquel com excelente ductilidade, conformabilidade e tenacidade até em temperaturas criogênicas. O molibdênio é adicionado em algumas classes de aços austeníticos para aumentar sua resistência aos mecanismos de corrosão localizados tais como corrosão galvânica e por pite ou alveolar.

#### **2.1.4 Soldabilidade dos aços inoxidáveis austeníticos**

De acordo com Zeemann (2003), a estrutura austenítica (CFC) possui algumas características muito importantes que são consideradas quando se pretende soldar um material. Uma delas é que a estrutura austenítica não se fragiliza, ou seja, qualquer que seja a temperatura de serviço ou a taxa de carregamento ou o estado de tensões, o aço austenítico sempre apresenta comportamento dúctil; e outra é que a estrutura austenítica apresenta elevada taxa de encruamento, isto é, que o material começa a escoar com baixa tensão e à medida que vai sofrendo deformação plástica, vai endurecendo rapidamente até chegar à tensão limite de resistência.

Então, como este material não se fragiliza e apresenta esta baixa tensão limite de escoamento, o nível de tensões residuais de soldagem costuma ser baixo e o risco de fissuração é bem menor que aqueles que se endurecem e fragilizam. Durante posterior serviço, com tensões externas atuantes, o material como soldado vai se deformando e aliviando a tensão interna, de forma que na maioria das aplicações os aços austeníticos não necessitam de tratamento térmico de alívio de tensões.

Na soldagem, quando unidos com material similar (consumível austenítico), são muito susceptíveis à fissuração a quente, que ocorre devido à baixa solubilidade das

impurezas na estrutura austenítica. Estas impurezas permanecem em contornos de grão e apresentam ponto de fusão mais baixo, criando um filme líquido que se abre facilmente. Para minimizar as trincas a quente costuma-se soldar com um consumível que não seja totalmente austenítico, e sim austeno-ferrítico, onde a estrutura bifásica diminui a concentração de impurezas por sua maior capacidade de solubilidade, diminuindo o risco de fissuração.

Em geral, os aços inoxidáveis austeníticos não são susceptíveis à fissuração a frio, pois dissolvem o hidrogênio e não endurecem no resfriamento. Assim, não é necessário pré-aquecer o material para soldar.

Uma ferramenta simples a ser usada para escolher um consumível utilizado nas soldagens dos aços inoxidáveis é o diagrama de Schaeffler – Figura 3 - que permite prever a microestrutura da zona fundida com base em sua composição química, em função da diluição imposta pelo processo de soldagem escolhido. O ideal é prever uma composição de zona fundida que se localize próxima à região central e neutra do diagrama considerando os cálculos de Cr e Ni equivalente dos materiais a serem unidos, que são divididos em elementos formadores de ferrita (por exemplo, Cr, Mo, Si, Nb e Al) e de austenita (por exemplo, Ni, C, N e Mn). Como o diagrama de Schaeffler não considera efetivamente o efeito do nitrogênio, um elemento fortemente formador de austenita, pode-se utilizar também o diagrama de DeLong – Figura 4 - para determinar o número de ferrita, que deve ser controlado para reduzir a tendência da fissuração na solidificação, melhorar a resistência à corrosão ou a tenacidade da solda a baixas temperaturas e quando a peça não puder apresentar qualquer magnetismo residual. Para a maioria dos casos, a ferrita delta, quando presente em valores não muito elevados, é um constituinte benéfico para a zona fundida.

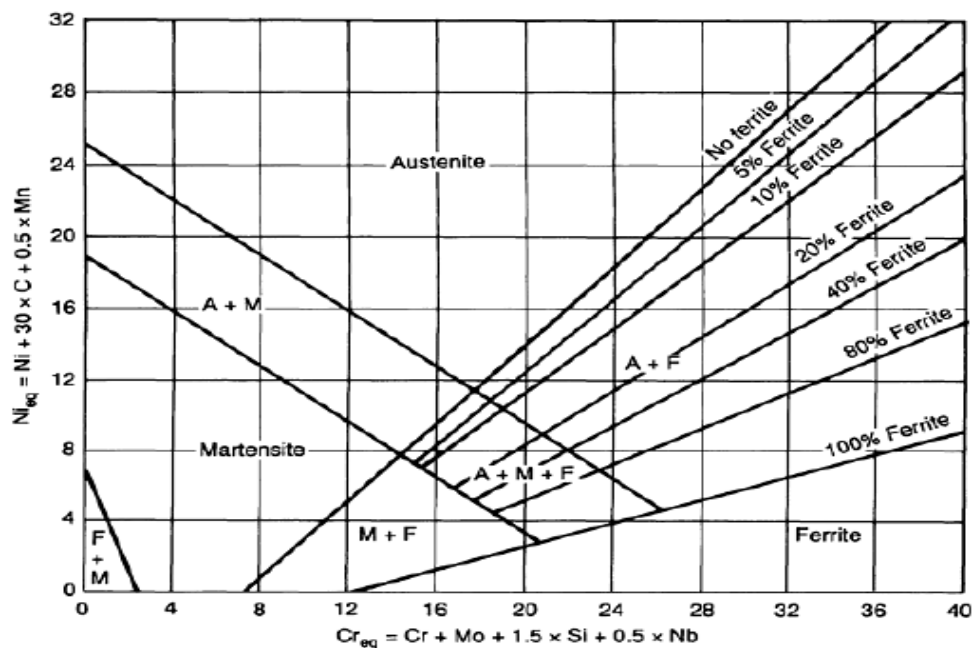


Figura 3 – Diagrama de Schaeffler – ASM Metals Handbook

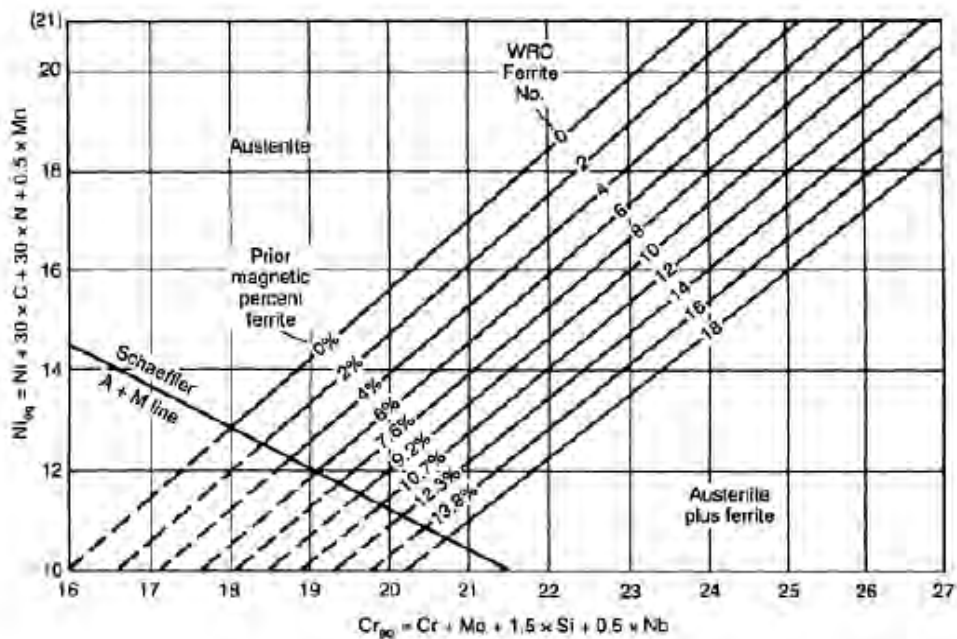


Figura 4 – Diagrama de DeLong - ASM Metals Handbook

### 2.1.5 Problemas metalúrgicos

Segundo Carbó (2001), um dos problemas enfrentado pelos aços inoxidáveis é o da ação corrosiva provocada pelo ânion cloreto, Cl<sup>-</sup>. Dependendo da concentração de cloretos no meio, da temperatura e do pH, três formas de corrosão podem ocorrer: por pites, em frestas e sob tensão. É importante ressaltar que a corrosão é um fenômeno superficial que envolve a reação entre o material e o meio, durante um tempo suficiente que permita a degradação deste material.

A corrosão alveolar, ou pite, é caracterizada por pites profundos localizados nas superfícies livres do aço, podendo perfurar a peça. A corrosão por frestas ocorre em recessos, cavidades ou fresta estreita contendo solução ou características de reentrância aguçada numa estrutura. A corrosão sob tensão é uma forma localizada de corrosão caracterizada pelo aparecimento de trincas no material sujeito a tensão produzida, por exemplo, por uma deformação a frio, e em um ambiente corrosivo.

Em Modenesi (2001), verificamos que pode ocorrer também nos aços inoxidáveis austeníticos a chamada corrosão galvânica em ambientes úmidos, quando duas partes de uma peça com diferentes composições químicas ou microestrutura são imersas em um eletrólito, formando célula galvânica.

Além disto, os aços inoxidáveis austeníticos, apesar de reconhecidos pela resistência à corrosão e por apresentarem boas propriedades mecânicas quando operando em elevadas temperaturas, são sensíveis à precipitação de carbonetos de cromo (Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>) nos contornos de grão da austenita ou de macla, que produzem uma região, próxima a este contorno, empobrecida de cromo, denominada região de sensitização. Se esta concentração de cromo se tornar menor que 12% em peso, o material sofrerá um processo corrosivo definido como corrosão intergranular. Durante exposições a um ambiente corrosivo, os próprios carbonetos, sendo mais nobres, não são atacados, mas sim a fina região empobrecida de cromo menos resistente à corrosão, conforme mostrado na Figura 5.

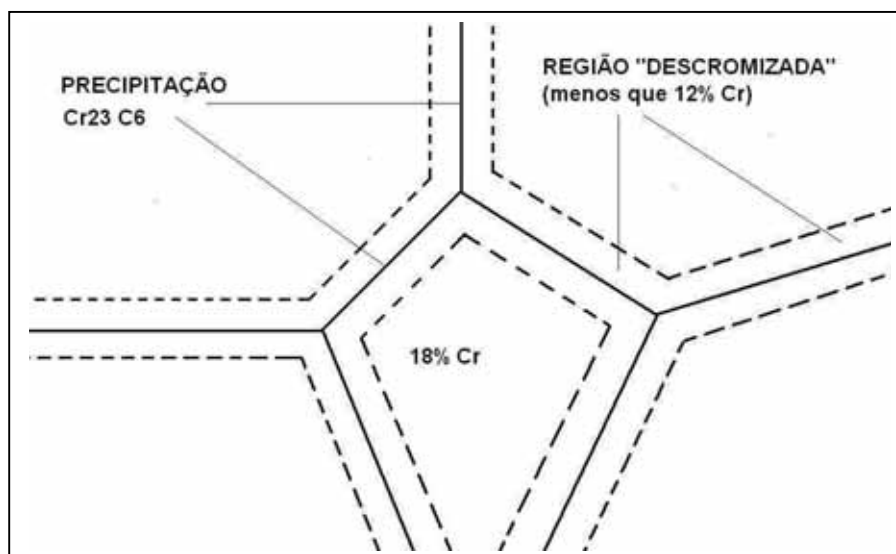


Figura 5 - Desenho esquemático do empobrecimento do cromo, conforme Tebecherani

### 2.1.6 Processo de goivagem ao arco elétrico

Conforme o The Procedure Handbook of Arc Welding 14ª edição (2000), a goivagem ao arco elétrico é um método físico de remover o metal de base ou solda, usando um eletrodo de grafite, um arco elétrico e um compressor de ar. Também pode ser considerado um método químico por, eventualmente, possibilitar alterações na composição final da superfície do material trabalhado.

O processo de goivagem ao arco com eletrodo de grafite utiliza uma tocha similar ao alicate porta-eletrodo do processo de soldagem manual com eletrodo revestido, adaptado com um orifício que direciona um jato de ar comprimido com suficiente volume e velocidade para a expulsão, por arraste, do metal líquido proveniente da poça de fusão formada pelo arco elétrico instalado entre o eletrodo e a peça. A sequência pode ser repetida até que o chanfro ou corte requerido seja obtido.

Segundo o ASM Metals HandBook Volume 6 – Welding, Brazing, and Soldering (2004) o processo requer um arco com calor intenso para remover a área desejada de material, necessitando de uma máquina de solda, um compressor de ar, um eletrodo de grafite e uma tocha de goivagem, conforme Figura 6.

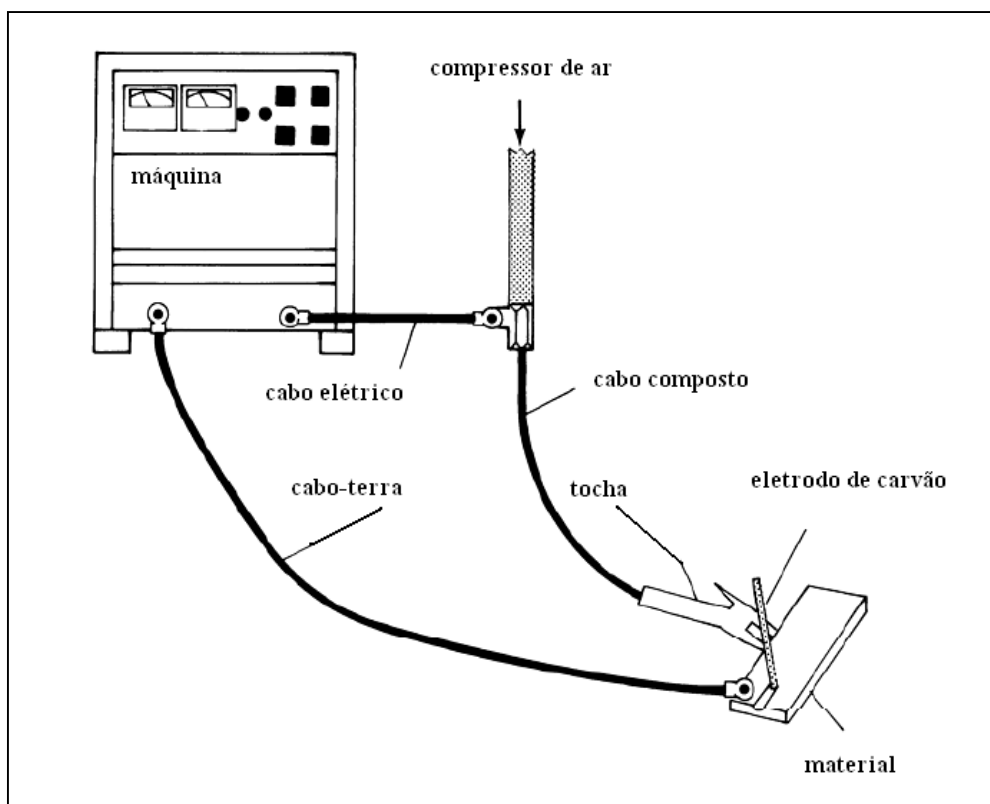


FIGURA 6 - Esquema ilustrativo - equipamento para goivagem, conforme Metals HandBook Volume 6 (2004).

O material pode ser removido com velocidade aproximadamente cinco vezes mais rápida que por esmerilhamento mecânico, com fácil controle de profundidade, proporcionando uma superfície limpa e suave podendo normalmente ser, em muitos casos, soldada sem qualquer preparação posterior ou limpeza adequada. O custo do equipamento é pequeno e ocupa pouco espaço físico, sendo facilmente transportado.

Também segundo o The Procedure Handbook of Arc Welding 14ª edição (2000), o processo pode ser usado para preparar chapas para soldagem, remover a raiz ou cordão de selagem de uma junta antes da soldagem do segundo lado, consiste em um excelente meio de remoção de soldas defeituosas e tem boas aplicações na indústria da fabricação de peças fundidas, principalmente se utilizado para acabamento final.

Se comparado com o corte a gás, a goivagem ao arco produz menor efeito de contração e distorção ao material no qual está em trabalho, além de poder ser aplicado naqueles materiais de difícil corte como aços inoxidáveis, ligas de cobre e aços fundidos.

### 2.1.7 Processo de soldagem

Solda é um processo que consiste na união entre materiais metálicos e não-metálicos sendo que os mais utilizados e conhecidos estão listados a seguir:

.Processo de soldagem com eletrodo revestido – processo manual ao arco elétrico que foi o pioneiro na aplicação de união de materiais, utiliza uma vareta ou alma metálica, revestida com uma camada de material que, quando fundida no arco elétrico, participa da poça de fusão com adição de pó de ferro ou elementos de liga, além de formar uma escória que protegerá a poça do resfriamento rápido e da contaminação com o hidrogênio da atmosfera. Bastante versátil e flexível, solda a maioria dos metais ferrosos e não ferrosos. De baixo custo e relativamente fácil de operar, tem como desvantagem a baixa produtividade se comparado aos processos mais modernos.

.Processo ao arco submerso – processo de soldagem ao arco elétrico de grande rendimento que utiliza um arame contínuo armazenado em carretéis juntamente com um fluxo adicionado externamente. É prático e fácil de operar, usa altas correntes de soldagem que, aliado à alimentação contínua do arame favorece sua alta produtividade. O fluxo adicionado participa da poça de fusão formando escória e inserindo elementos de liga ou pó de ferro, e também na proteção da poça do resfriamento rápido e contaminação atmosférica. Como desvantagem, é limitado às posições de soldagem plana e horizontal. Sua produtividade é consideravelmente aumentada quando utilizado os processos Tandem e Twin, com aplicação de mais de um arame e uma ou mais fontes de energia.

.Processo de soldagem com arame sólido Mig / Mag – processo ao arco elétrico de bom rendimento que utiliza um arame contínuo juntamente com um gás de proteção que pode ser inerte ou ativo. É um processo de soldagem mais moderno que, por usar bitolas finas de arame, proporciona condições de trabalho em todas as posições.

.Processo de soldagem com arame tubular - processo de soldagem ao arco elétrico de ótimo de rendimento que, a exemplo do processo com arame sólido, utiliza um gás de

proteção em uma de suas versões. O alto rendimento se dá pela presença de um fluxo interno ao arame que também têm funções químicas e metalúrgicas. É um dos processos mais utilizados pelas empresas atuais pelo seu rendimento e versatilidade. Maiores detalhes sobre este processo serão apresentados na seqüência.

Também há os processos de soldagem com tungstênio e proteção gasosa inerte, processo de soldagem com arco plasma, processo de soldagem com eletro-escória e eletro-gás, processo de soldagem a laser, soldagem com pinos Stud Weld, soldagem oxi-acetilênica e soldagem por resistência.

#### 2.1.7.1 Soldagem com arame tubular

Considerando que as técnicas de soldabilidade na fabricação de equipamentos têm evoluído substancialmente nas últimas décadas pelo emprego de processos de soldagem que possibilitem altas taxas de deposição de consumíveis, com excelentes resultados metalúrgicos, o arame tubular está sendo muito utilizado devido à sua versatilidade, apesar de ter como característica sacrificar muito o operador pelo excessivo calor gerado na presença da alta energia de soldagem, que proporciona a possibilidade do alto rendimento. Este fato pode ser minimizado pelo desenvolvimento de sistemas de automatização operacional desde que a configuração da junta ou equipamento favoreça.

Sua utilização proporcionou uma alta qualidade ao metal de solda depositado, excelente aparência ao cordão, boas características de arco, pequeno nível de respingos e possibilidade de soldagem em todas as posições.

Conforme o *The Procedure Handbook of Arc Welding* (1973), as vantagens do processo de soldagem com arame tubular podem ser listadas como: taxa de deposição quatro vezes maior que o eletrodo revestido, diminuindo o custo de operação de 50 a 75%; eliminação de recipiente de armazenagem de fluxos ou gases; tolerância para elementos no aço que normalmente causam trincas quando eletrodos revestidos ou outro processo semi-automático são usados; sob condições normais, elimina os problemas com controle de secagem e estocagem que os eletrodos exigem; elimina o

tempo de substituição e troca de eletrodos; elimina a necessidade de proteção contra correntes de ar em trabalhos em área aberta; permite grandes espessuras de cordão soldados em único passe; é adaptado a grande variação de produtos e permite operações contínuas em estações de soldagem; permite versatilidade na execução de reparos; permite grande velocidade em processos automatizados e proporciona utilização em juntas espaçadas com bom controle da penetração da solda sem perda na qualidade. A Figura 7 mostra o esquema ilustrativo de formação do cordão de solda.

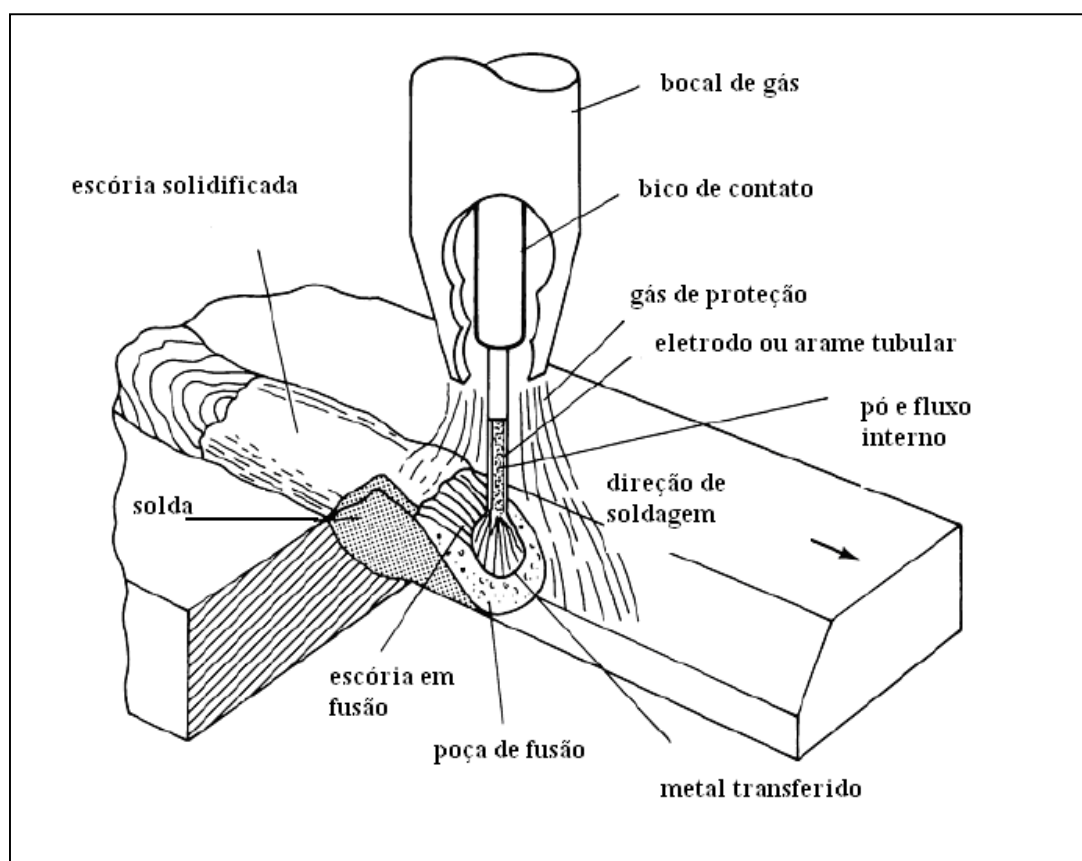


Figura 7 - Esquema ilustrativo – processo de solda arame tubular, conforme Metals HandBook Volume 6 (2004).

### 2.1.8 Métodos para análise microestrutural

Alguns aspectos específicos relacionados ao estudo da sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos podem advir da aplicação de métodos práticos bastante explorados, como a caracterização microestrutural para detecção da susceptibilidade a corrosão intergranular em aços inoxidáveis conforme ASTM A-262, cuja técnica é normalizada e utilizada mundialmente para este fim, e o ensaio de ciclo duplo DL-EPR (Double Loop - Electrochemical Potentiokinetic Reactivation Method) reconhecido como um método rápido e eficaz para avaliação quantitativa da corrosão intergranular. LAZARINI (2001) verificou que os resultados apresentados pelos dois métodos foram muito coerentes na avaliação do grau de sensitização de aços austeníticos série 304 e 304L, sendo que o método DL-EPR revelou ser um teste bastante viável e apropriado para a aplicação neste estudo.

Outro método mais recentemente aplicado com eficiência é o teste de impedância EIS (Electrochemical Impedance Spectroscopy), cuja vantagem é a rapidez e facilidade de execução independente da superfície analisada. É também considerado um ensaio não-destrutivo, desde que utilizado dispositivo portátil para execução no local de interesse, sendo inclusive aplicado em materiais de equipamentos montados e em operação. LIMA-NETO et al (2008) e ARUTUNOW & DAROWICKI (2008) apresentaram resultados comparativos da técnica eletroquímica de impedância e de reativação potenciodinâmica, aplicada em aços inoxidáveis austeníticos série 304, que confirmam a possibilidade normal de utilização destes métodos no campo industrial.

## 2.2 METODOLOGIA

Para a elaboração do trabalho, definiu-se pela preparação de corpos de prova que poderiam demonstrar a susceptibilidade do aço inoxidável austenítico A-240 Tp 304L à corrosão intergranular, simulando e aplicando algumas práticas e técnicas de fabricação de equipamentos utilizados em caldeiraria que envolve processos de soldagem e goivagem.

Foram montados e soldados dois retalhos de chapa de material ASTM A-240 Tp 304L, com dimensões 9,5 x 150 x 1500 mm, de composição química e características físicas determinada pela especificação ASTM A-240. Tabela 1.

Tabela 1 – Características químicas e físicas, conforme ASTM A-240/A-240M (1999).

C*	Mn*	P*	S*	Si*	Cr	Ni	N*
0,03	2,0	0,045	0,03	0,75	18,0-20,0	8,0-12,0	0,1
Limite de Resistência, mín. 70 ksi (485 MPa)							
Limite de Escoamento, mín. 25 ksi (170 MPa)							
Alongamento, em 50 mm, mín. 40,0%							
Dureza, máx. 201 HB							

\*valores máximos

A chapa original utilizada no experimento é de fabricação Acesita S/A e seguiu rigorosamente as especificações de fabricação aplicáveis, garantido pelo certificado de qualidade 205295 expedido pelo Controle de Qualidade do fabricante.

O processo de solda utilizado na união das chapas do experimento foi o processo semi-automático ao arco elétrico com arame tubular de classificação AWS E-308L T1-4, diâmetro 1,2 mm, de composição química definida pelo ASME II – PART C (2007), garantido pelo certificado de qualidade nº 75928 fornecido pela Kestra Universal Soldas. Tabela 2.

Tabela 2 – Composição química do arame tubular conforme ASME II – Part C (2007)

C*	Mn	P*	S*	Si*	Cr	Ni	Mo*	Cu*
0,04	0,5 a 2,5	0,04	0,03	1,0	18,0 a 21,0	9,0 a 11,0	0,5	0,5

\*valores máximos

A composição química dos principais elementos da chapa e do arame foi confirmada através de equipamentos de emissão ótica modelo ARL 3460 Metal Analyser, aparelho portátil analisador de ligas, e estão de acordo com os certificados fornecidos pelos fabricantes. Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química real da chapa A-240-304L e arame tubular E-308L T1-4

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu
Chapa	*	1,49	*	*	*	17,91	7,98	0,11	0,12
Chapa **	0,015	1,33	0,034	0,002	0,40	18,05	8,02	0,103	0,09
Arame	0,03	1,25	0,022	0,003	0,95	19,75	10,4	0,074	0,15

\*não registrado no aparelho empregado no ensaio

\*\*composição química fornecida pelo fabricante (para a confirmação da análise)

Considerando a intenção da verificação da suscetibilidade à corrosão intergranular após técnicas de goivagem aplicadas normalmente na fabricação e/ou manufatura de equipamentos, foram preparadas amostras doravante denominadas cp1, cp2, cp3 e cp4, cp5, cp6, cp7, cp8 e cp9. Este procedimento procura representar situações que permitiram a comparação de resultados condizentes com o trabalho executado em uma caldeiraria, agrupando situações distintas, mas bem correlacionadas, em uma mesma chapa de teste. Da parte lateral desta chapa, retiraram-se os cp7 e cp8, similares aos cp's 5 e 6, porém submetidos posteriormente a tratamento térmico, definido teoricamente pelo teor de carbono da chapa, com temperatura de 670 °C por 60 horas visando forçar a sensitização do metal base. A Figura 8 demonstra o esquema de retirada de amostras, cuja definição individual está descrita na sequência.

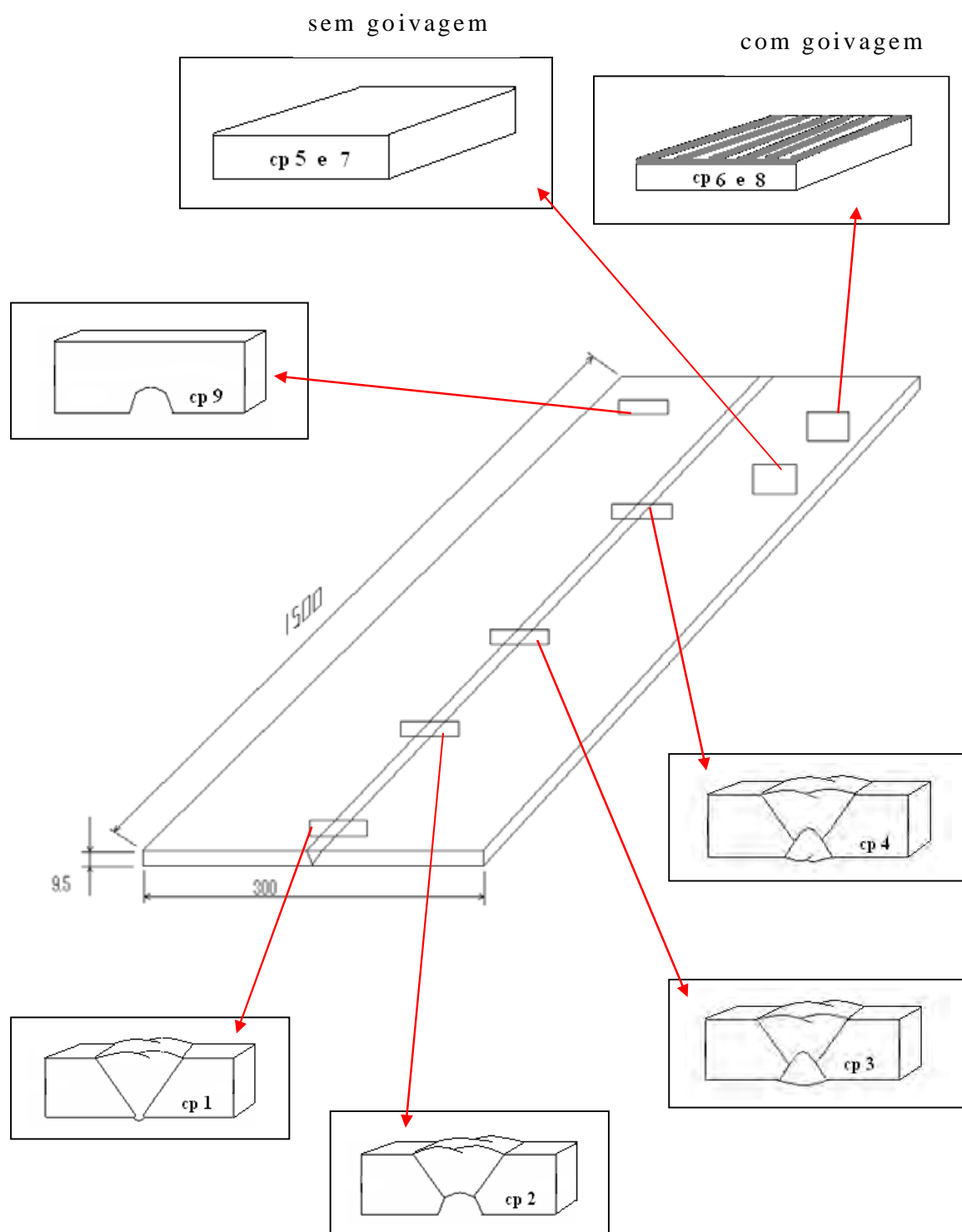


Figura 8 - Esquema da preparação da chapa-teste com distribuição das amostras seccionadas.  
Dimensões em milímetros.

**.cp1** – de um setor da chapa de teste formada por 2 placas soldadas com dimensões intermediárias de 9,5 x 300 x ~300 mm, chanfro em “V” simples, com depósito de solda por um lado na técnica de penetração total, foram retiradas amostras com dimensões finais 9,5 x 10 x 30 mm. Simula apenas a interferência da solda na microestrutura original da chapa, onde é possível examinar os efeitos deste processo em regiões distintas como o metal de solda, zona de fusão, zona termicamente afetada e metal de base.

**.cp2** – de um setor da chapa de teste formada por 2 placas soldadas com dimensões intermediárias de 9,5 x 300 x ~300 mm, chanfro em “V” simples, com depósito de solda por um lado com a raiz goivada utilizando eletrodo de grafite de Ø 1/4”, sem execução da contra-solda, foram retiradas amostras com dimensões finais 9,5 x 10 x 30 mm. Simula a interferência da solda com posterior goivagem da raiz, na microestrutura original da chapa, onde é possível examinar os efeitos destes processos em regiões distintas como o metal de solda, zona de fusão, zona termicamente afetada e metal de base.

**.cp3** – de um setor da chapa de teste formada por 2 placas soldadas com dimensões intermediárias de 9,5 x 300 x ~300 mm, chanfro em “V” simples, com depósito de solda por um lado com a raiz goivada utilizando eletrodo de grafite de Ø 1/4”, com execução da contra-solda, foram retiradas amostras com dimensões finais 9,5 x 10 x 30 mm. Simula a interferência da solda com posterior goivagem e finalização da solda na microestrutura original da chapa, onde é possível examinar os efeitos destes processos em regiões distintas como o metal de solda, zona de fusão, zona termicamente afetada e metal de base.

**.cp4** – de um setor da chapa de teste formada por 2 placas soldadas com dimensões intermediárias de 9,5 x 300 x ~300 mm, chanfro em “V” simples, com depósito de solda por um lado com a raiz goivada utilizando eletrodo de grafite de Ø 3/8” (maior aporte térmico), com execução da contra-solda, foram retiradas amostras com dimensões finais 9,5 x 10 x 30 mm. Simula a interferência da solda com posterior goivagem e finalização da solda na microestrutura original da chapa, onde é possível examinar os efeitos destes processos em regiões distintas como o metal de solda, zona de fusão, zona termicamente afetada e metal de base.

**.cp5** – de um setor da chapa no estado “como fornecida” com dimensões intermediárias de 9,5 x 300 x ~300 mm, foi retirado amostra com dimensão final 9,5 x 30 x 30 mm. Analisa apenas a estrutura original da chapa.

**.cp6** – de um setor da chapa com superfície goivada em toda a extensão, no sentido do comprimento, utilizando eletrodo de grafite de Ø 1/4”, e apresentando dimensões intermediárias de ~6 x 300 x ~300 mm, foi retirado amostra com dimensão final 6 x 30 x 30 mm. Analisa a estrutura original da chapa após goivagem superficial.

**.cp7** – de um setor da chapa, sem sofrer a influência da goivagem, com dimensões intermediárias de 9,5 x 300 x ~300 mm, foi retirado amostra com dimensão final 9,5 x 30 x 30 mm, posteriormente tratada termicamente a 670°C por 60 horas. Analisa a estrutura original da chapa após o tratamento térmico.

**.cp8** – de um setor da chapa com superfície goivada em toda a extensão, no sentido do comprimento, utilizando eletrodo de grafite de Ø 1/4”, e apresentando dimensões intermediárias de ~6 x 300 x ~300 mm, foi retirado amostra com dimensão final 6 x 30 x 30 mm, posteriormente tratada termicamente a 670°C por 60 horas. Analisa a estrutura original da chapa após goivagem superficial e após tratamento térmico.

**.cp9** – de um setor chapa com superfície apenas goivada utilizando eletrodo de grafite de Ø 1/4”, no sentido do comprimento, simulando a abertura de um chanfro sem qualquer influência do aporte térmico oriundo de soldagem, e apresentando dimensões intermediárias de 9,5 x 300 x ~300 mm, foi retirado amostra com dimensão final 9,5 x 10 x 30 mm.

Como as condições de ensaio não apresentavam no momento uma análise eletroquímica em área reduzida que permitisse comparações do comportamento pontual das regiões do metal de solda, zona de fusão, zona termicamente afetada e metal base, simulou-se nos cp's 6 e 8, esta goivagem superficial que proporcionou uma área suficiente para adaptação em uma célula de ensaio de Ø 10 mm, dando condições então a uma comparação com a microestrutura original da chapa.

O equipamento empregado para executar as goivagens foi um Retificador Estático Trifásico para Soldagem, modelo Esab GS 775 NM, alimentação 440V, acoplado a uma pistola Carbografite modelo F6, a uma intensidade de corrente de

aproximadamente 500A e com pressão de ar comprimido entre 80 e 100 psi. Os eletrodos de grafite usados foram de  $\varnothing$  1/4" e 3/8". Figura 9.

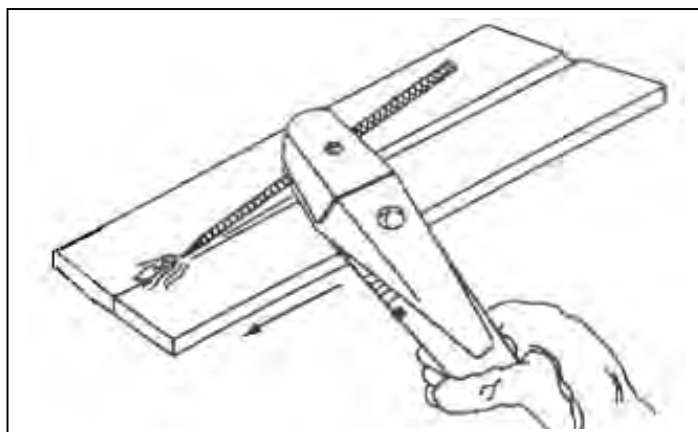


Figura 9 - Esquematização da goivagem por processo manual, conforme Metals HandBook Volume 6 (2004).

Os cp's 1, 2, 3 e 4 foram seccionados por corte mecânico com serra, evitando a influência de qualquer técnica que gerasse aquecimento que pudesse alterar qualquer resultado dos ensaios. Foram preparados posteriormente, para exame metalográfico, estudo microestrutural e análise química por MEV/EDS, através de polimento com lixa d'água até grana 1200, pasta de diamante e ataque com HCl + ácido pícrico.

Estas amostras também foram destinadas, sem nenhum outro tratamento térmico adicional, para análise de acordo com prática A do ASTM A-262. Este teste é utilizado para aceitação de um material, mas não é ferramenta para rejeição, podendo ser usado em conjunto com outros testes por proporcionar um método rápido para identificar espécimes que são susceptíveis ao ataque intreganular. Em alguns casos, a especificação indica um tratamento térmico simulado por 1 hora a 675°C para favorecer uma precipitação de carbonetos. Na sequência, amostras são serradas e polidas, depois imersas em recipiente com ácido oxálico  $H_2C_2O_4 \cdot 2H_2O$  a 10% de peso em solução, e expostas a uma corrente fornecida por uma bateria ou gerador, conferido por amperímetro, a um tempo que pode variar para materiais de baixo teor de carbono, entre 4 e 240 h de exposição. Posteriormente, as amostras têm sua estrutura analisada e identificada em microscópio com capacidade de aumento entre 250 e 500x. Amostras

contendo soldas devem incluir o metal de base, a zona afetada termicamente e o metal de solda, com corte preferivelmente em seção transversal.

As micrografias e análises químicas foram executadas com auxílio de microscópio eletrônico de varredura (MEV) Jeol JSM 6360, equipado com sonda de EDS Noran. As microdurezas foram encontradas em durômetro universal Wilson – Wolpert Testor 930/950, equipamentos de propriedade do laboratório de ensaios da Tenaris Confab.

As análises químicas também foram conferidas com aparelho portátil analisador de ligas tipo Thermo Scientific Niton XL 3t, da Thermo Electron Corporation, de propriedade do Controle de Qualidade da Confab Equipamentos.

Atendendo à norma, para a análise estrutural visando a detecção da suscetibilidade de ataque intergranular através da prática A do ASTM A 262, as amostras foram polidas, embutidas e expostas a ataque eletrolítico com ácido oxálico 10%, sob uma corrente de  $1 \text{ A/cm}^2$  durante 1,5 minuto, sendo o ensaio realizado no laboratório da TORK Controle Tecnológico de Materiais Ltda.

Os cp's 5, 6, 7 e 8 foram seccionados, também por corte mecânico com serra, lixados e polidos com lixa d'água até grana 1200, para aplicação da técnica eletroquímica de reativação potenciodinâmica – ensaio de ciclo duplo DL-EPR (Double Loop – Electrochemical Potentiokinetic Reactivation Method) que, conforme bibliografia de Wolynech (2003) e demonstrado por Teodoro & Wolynech (1994), é um método confiável para determinação da susceptibilidade à corrosão intergranular. Consiste em aplicar uma varredura de potencial sobre a amostra em estudo a partir de seu potencial de corrosão, até a região de passividade. Em seguida, inverte-se o sentido de varredura, retornando ao potencial inicial. A Figura 10 mostra o esquema da resposta de corrente em função do potencial aplicado para uma amostra de aço sensitizado.  $I_1$  corresponde ao máximo de corrente para a varredura anódica e  $I_2$  ao máximo de corrente no sentido inverso, catódica. Um aço inoxidável não-sensitizado terá sua camada passiva protetora eficiente durante certo tempo, caso lhe seja imposto certo potencial eletroquímico inferior ao máximo de corrente observado na curva de polarização anódica. Caso o aço esteja sensitizado, as regiões empobrecidas em cromo irão nuclear a ruptura da passividade rapidamente, sendo detectável uma corrente de

corrosão. O grau de sensitização pode ser medido pela relação das correntes de pico ( $I_2/I_1$ ). Quanto maior for o valor dessa relação maior é o grau de sensitização do material testado.

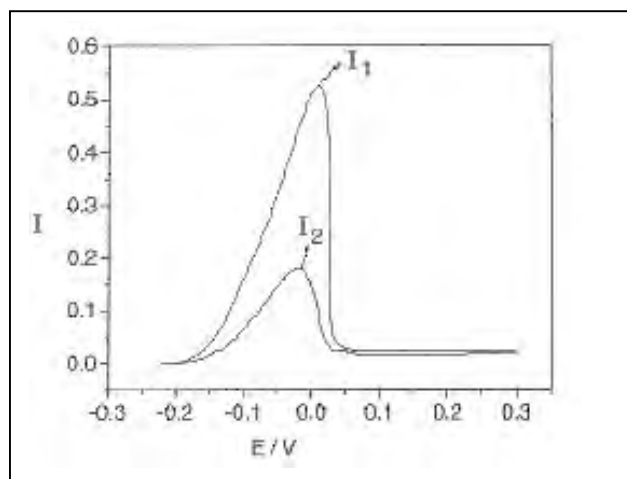


Figura 10 – Curva DL-EPR esquemática para uma amostra sensitizada.

Portanto, o método se baseia na detecção de eventual ruptura do filme passivo formado na superfície do material testado, onde a varredura anódica favorece a formação deste filme devido à dissolução do metal em contato com o meio corrosivo. Na varredura catódica de um aço sensitizado, quando o potencial diminui da região passiva à ativa, a destruição local do filme provoca um aumento da corrente resultando em curvas de aspecto similar.

Para a execução deste ensaio, utilizou-se um dispositivo experimental - uma célula de corrosão tipo “flat” disposta com eletrodo de referência Ag/AgCl (KCl saturado) e um contra-eletrodo de platina. A solução, conforme experimento de Wolyneec, consistiu numa mistura 0,5 M  $H_2SO_4$  + 0,01 M KSCN, com ensaio iniciado no potencial pré-fixado no potencial de corrosão de -495 mV. A varredura foi realizada com velocidade de 1,66 mV/s, por um potenciostato/galvanostato modelo 383 – EG&G Instruments, de propriedade do laboratório de química da UNESP – campus de Guaratinguetá.

O cp9 foi apenas seccionado, via corte mecânico com serra, lixado e polido com lixa d'agua até grana 600 e submetido ao exame de dureza superficial – ensaio de microdureza Vickers.

## 2.3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 2.3.1 Ensaios eletroquímicos

Os ensaios DL-EPR foram repetidos quatro vezes para cada corpo de prova – cp's 5, 6, 7 e 8, não sendo observado diferenças significativas entre as várias curvas de polarização no sentido anódico e sentido catódico obtidas.

Observa-se que a Figura 11 mostra a curva média registrada nos ensaios do material sem a influência do processo de goivagem com grafite (linha vermelha) e a linha escura representa a curva média do material após a goivagem, para as chapas ensaiadas na condição “como fornecida”.

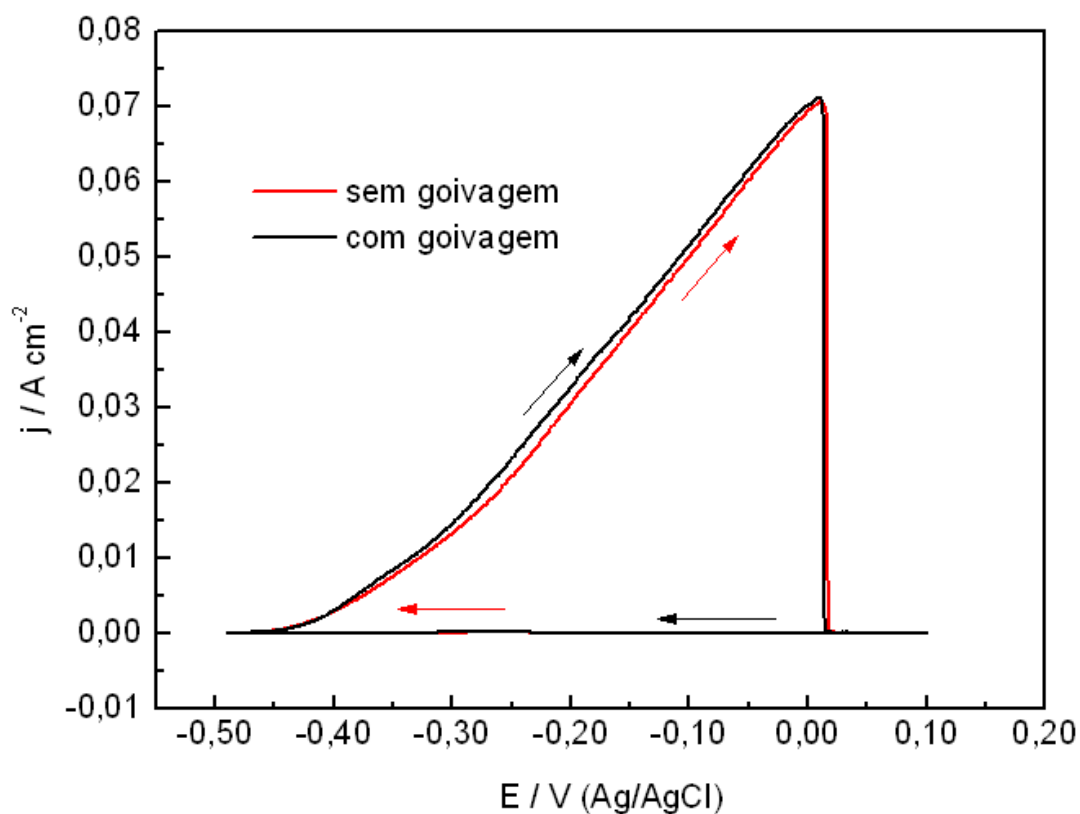


Figura 11 – Representação das curvas de polarização dos cp's 5 (sem goivagem) e 6 (com goivagem) em solução 0,5 M  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,01 M KSCN.

Através da técnica DL-EPR não foi possível detectar alterações substanciais entre as curvas de polarização que poderiam comprovar a possibilidade de sensitização do aço estudado, exposto ao corte ao arco elétrico com grafite, comparado com a chapa no estado “como fornecida”. O valor encontrado da relação  $I_2/I_1$  foi igual a 0,0033 para os ensaios obtidos em ambos os corpos de prova, indicando a pouca ou nenhuma influência do processo de corte.

Após o tratamento térmico de 670°C por 60 horas, observaram-se alterações nos valores de corrente conforme Figura 12, 13 e 14.

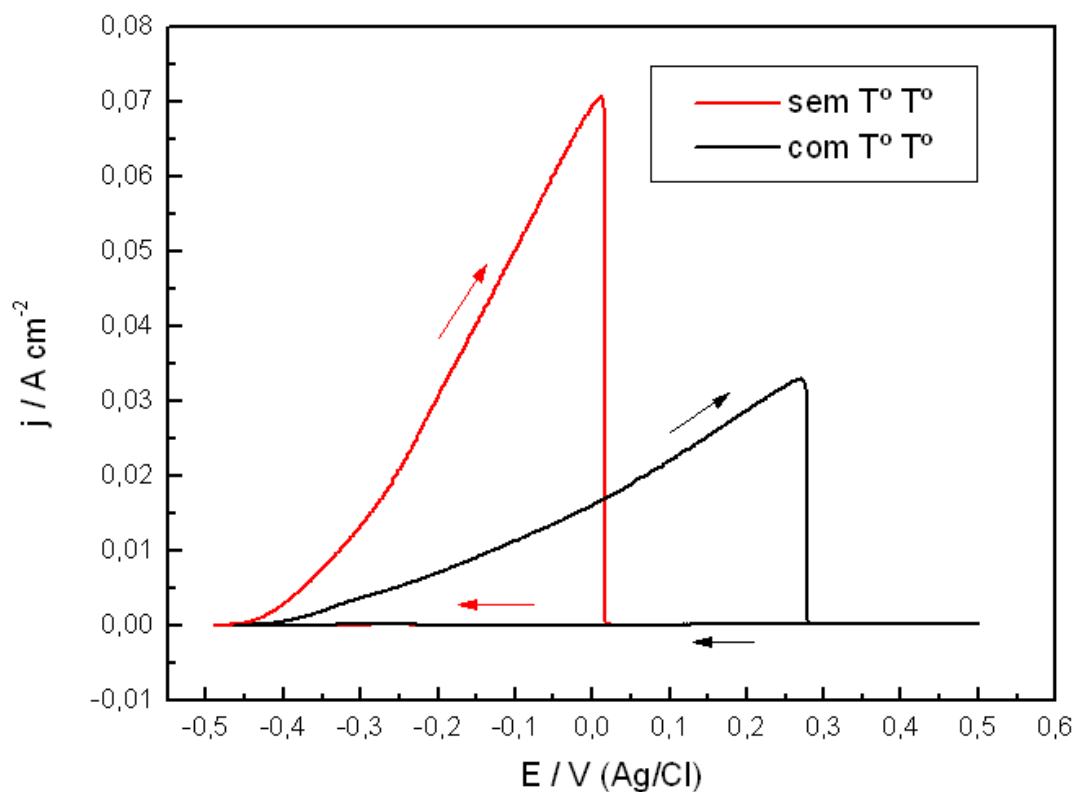


Figura 12 – Representação das curvas de polarização dos cp's 5 e 7 (sem goivagem) em solução 0,5 M  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,01 M KSCN, antes e após tratamento térmico.

Nota-se que a Figura 12 apresenta a curva média registrada nos ensaios do material sem a influência do processo de goivagem com grafite, na condição “como

fornecida” (linha vermelha) e a linha escura representa a curva média do material após o tratamento térmico de 670 °C por 60 horas.

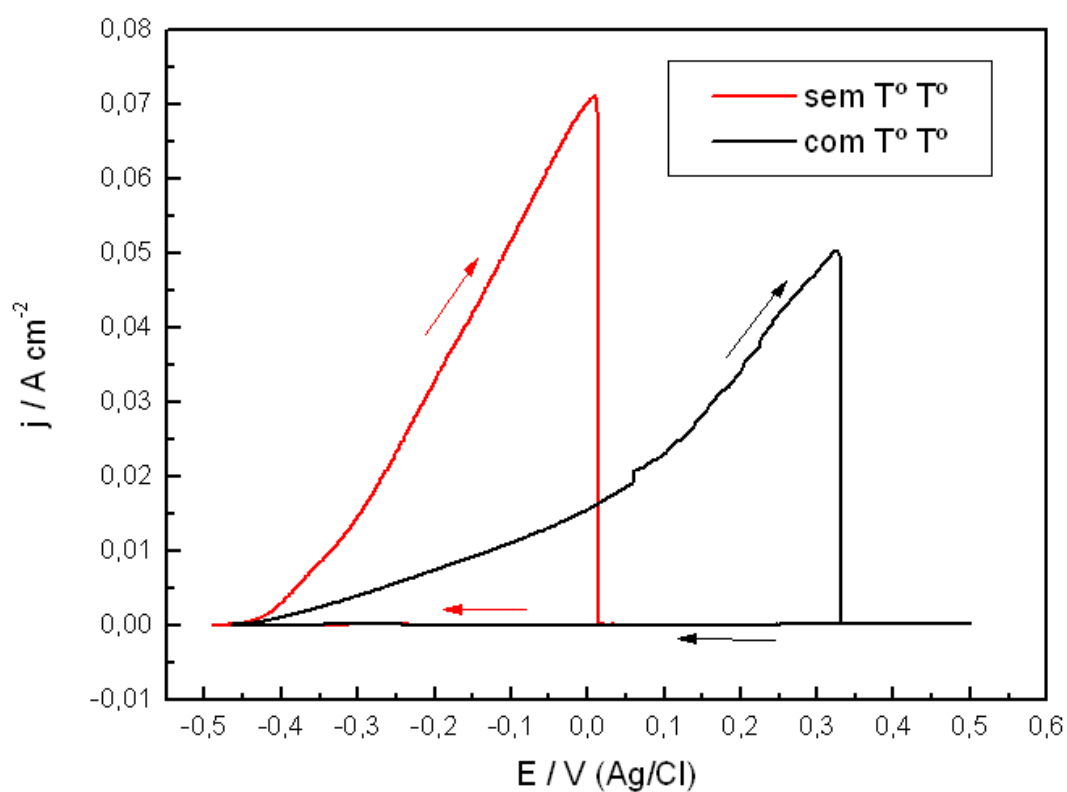


Figura 13 – Representação das curvas de polarização dos cp's 6 e 8 (com goivagem) em solução 0,5 M  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,01 M KSCN, antes e após tratamento térmico.

Observa-se que a Figura 13 mostra a curva média registrada nos ensaios do material com a influência do processo de goivagem com grafite na condição “como fornecida” (linha vermelha) e a linha escura representa a curva média do material após o tratamento térmico de 670 °C por 60 horas.

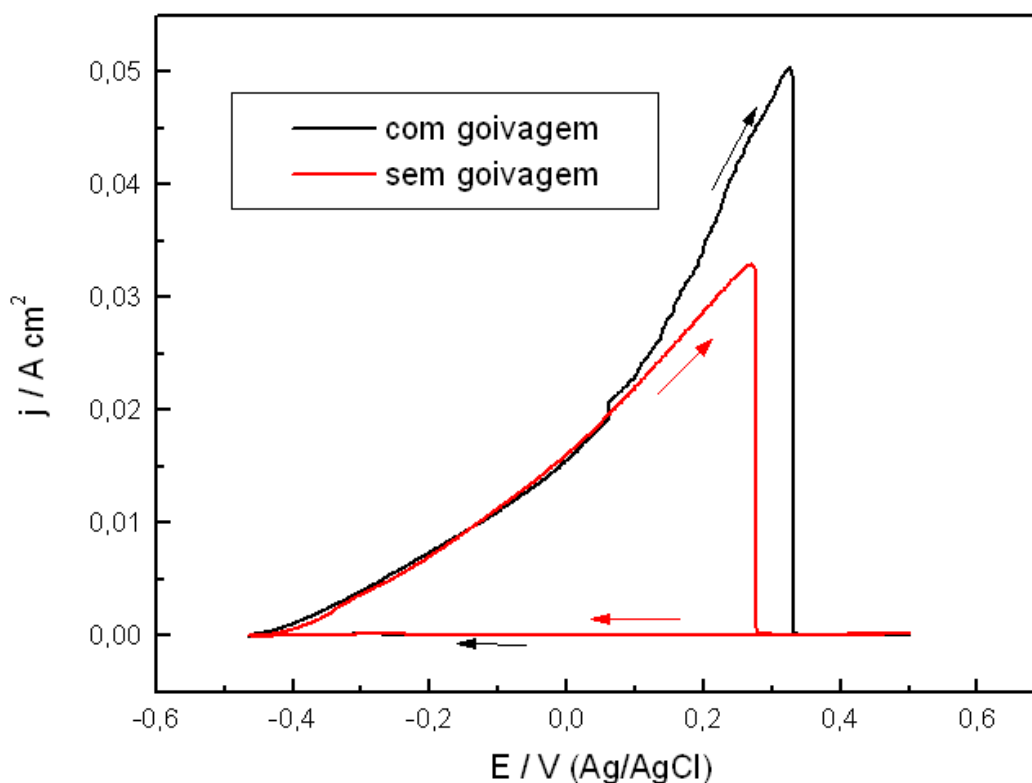


Figura 14 – Representação das curvas de polarização dos cp's 7 (sem goivagem) e 8 (com goivagem) em solução 0,5 M  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,01 M KSCN após tratamento térmico de 670 °C por 60 hs.

Observa-se que a Figura 14 mostra a curva média registrada nos ensaios do material após o tratamento térmico de 670 °C por 60 horas, na condição “como fornecida” (linha vermelha) e a linha escura representa a curva média do material após goivagem.

Também através da técnica DL-EPR não foi possível detectar alterações substanciais, individualmente, entre as curvas de polarização que poderiam comprovar a possibilidade de sensibilização do aço estudado exposto à goivagem com grafite na chapa após o tratamento térmico. O valor encontrado da relação  $I_2/I_1$  para a chapa sem goivagem foi igual a 0,007 e o valor encontrado da relação  $I_2/I_1$  para a chapa após a goivagem, foi igual a 0,0045 indicando a pouca ou nenhuma influência do processo de corte, apesar da clara e preocupante alteração nos valores da corrente de pico e valores positivos do potencial de corrosão. Este fenômeno aparentemente é consequente da

atmosfera não inertizada do interior do forno elétrico utilizado no tratamento térmico, que poderia proporcionar uma oxidação ou filme óxido na superfície das amostras prejudicando a definição dos valores do potencial de corrosão por depositar externamente uma fina camada de óxido de difícil remoção.

### 2.3.2 Estudo metalográfico das regiões de goivagem e solda

As micrografias das regiões de transição obtidas dos cp's 1, 2, 3 e 4, atacadas com HCl + ácido pícrico, não demonstraram efeitos significativos do processo de goivagem/solda, conforme Figuras 15, 16, 17 e 18, respectivamente. As micrografias, se comparadas as amostras apenas soldado e com soldagem e goivagem, mostraram uma matriz austenítica com ilhas de ferrita e descaracterização das estruturas dos espécimes próxima às áreas de transição, denunciando uma alteração morfológica superficial que pode indicar, apenas, a influência do aporte térmico, não sendo suficiente para uma conclusão efetiva sobre os efeitos do processo de goivagem, haja vista não ressaltar diferenças entre as microestruturas definidas e não apresentar sinais de precipitação de carbonetos.

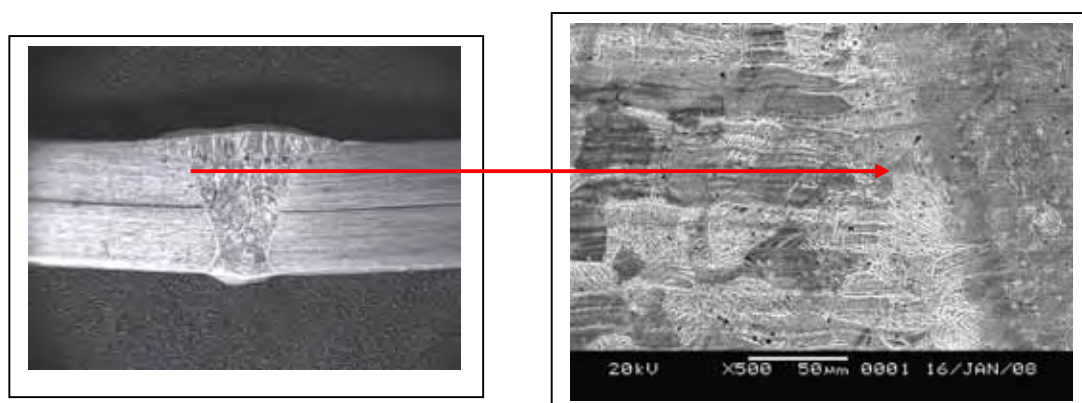


Figura 15 - Micrografia – cp 1 – análise metalográfica – linha de fusão - solda.

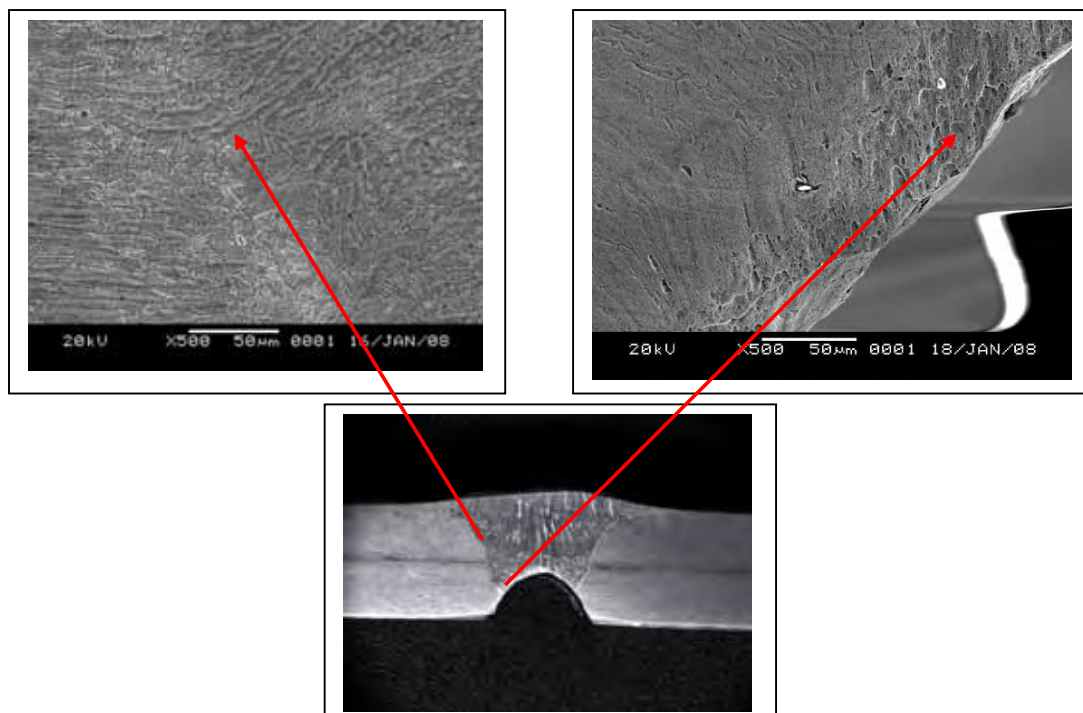


Figura 16 - Micrografia – cp 2 – análise metalográfica – linha de fusão e goivagem

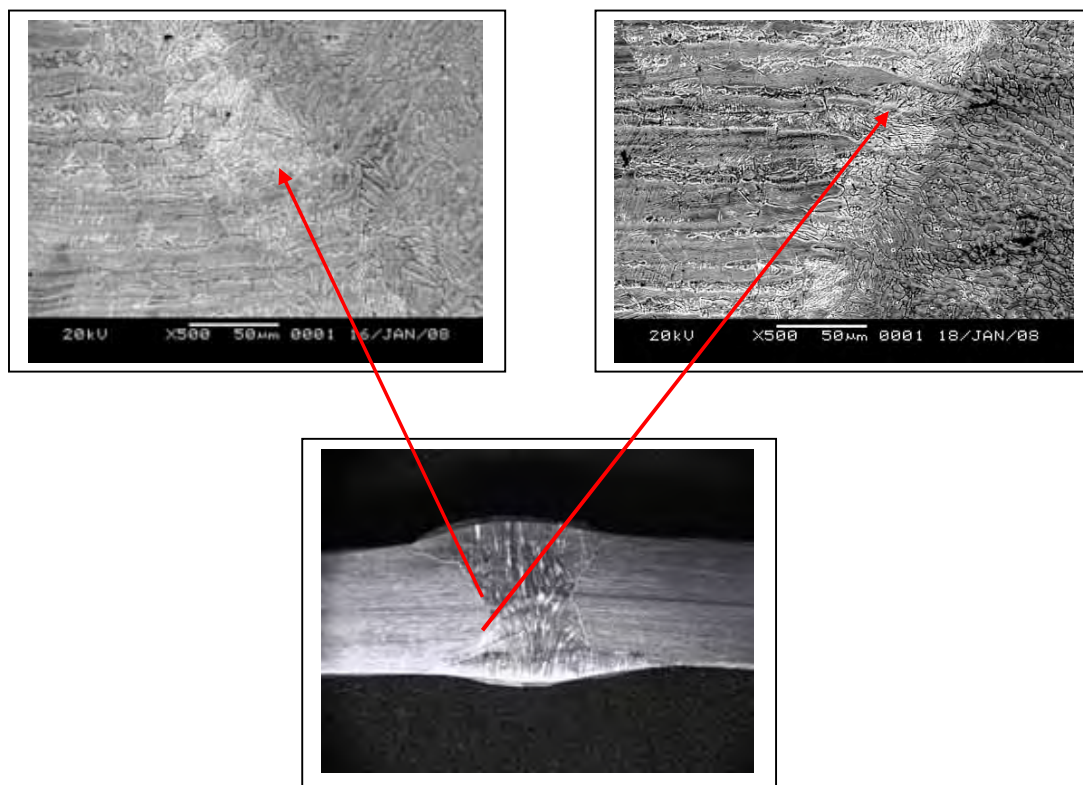


Figura 17 - Micrografia – cp 3 – análise metalográfica – linha de fusão e solda

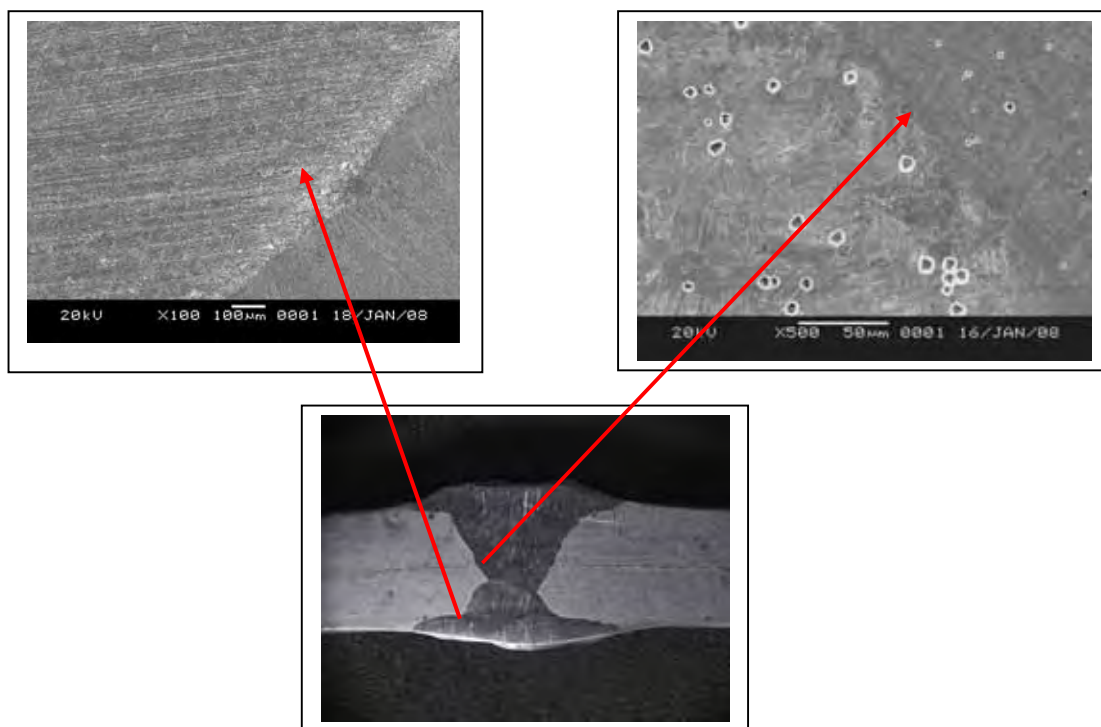


Figura 18 - Micrografia – cp 4 – análise metalográfica – linha de fusão e solda

### 2.3.3 Análise química das regiões de goivagem e solda

As análises químicas na linha de fusão dos cp's 1, 2 e 3 foram realizadas através de espectroscopia de dispersão de energia de raios-X (EDS). Os resultados obtidos a partir dessa técnica não revelaram grandes alterações na composição dos materiais, quando comparado com os mesmos antes da realização do processo de goivagem/solda. A Figura 19 mostra um esquema do procedimento adotado nas análises de EDS e os resultados das análises químicas das varias regiões estudas são mostradas na Tabela 4.

Os resultados das análises químicas também mostraram valores de carbono confusos, no entanto, estes não foram considerados pelos seguintes motivos: influência de elementos oriundos do processo de preparação do corpo de prova ensaiado, como a pasta de diamante, o feltro, o reagente químico, e o baixo peso atômico deste elemento, que não favorece seus registros por métodos quantitativos. A atenção, no

momento, é apenas para o teor de cromo mesmo sendo o resultado considerado “pontual”, não representando a composição efetiva de todo o material.

A partir da Tabela 4, nota-se que a porcentagem de cromo encontrada nas regiões de transição do corte/solda é da ordem de 18%, indicando que nessas regiões não houve uma alteração na composição original e, portanto, sendo pouco provável a presença de fases ricas deste elemento. Não foram consideradas as variações de fósforo e silício.

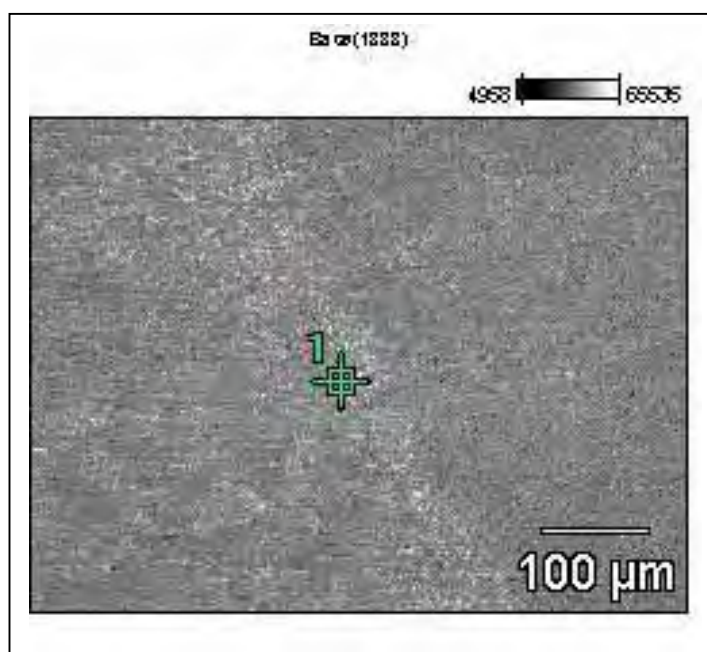


Figura 19 – Esquema do posicionamento dos pontos de análise química via EDS.

Tabela 4 – Análise química das regiões de transição dos cp's 1, 2, 3, através de EDS.

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Fe
CP 1	-	0,21	0,02	0,05	0,35	18,53	9,14	70,70
CP 2	-	0,13	0,06	0,05	0,42	18,06	10,42	69,43
CP 3	-	0,21	0,09	0,07	0,49	18,72	10,99	67,96

### 2.3.4 Análise de microdureza

Os resultados de microdureza Vickers para o metal de base e na linha de goivagem com eletrodo de grafite, para o cp9, foram realizados de acordo com o esquema mostrado na Figura 20. Os resultados obtidos, Tabela 5, indicam um aumento desse parâmetro na região goivada. Este fenômeno pode acontecer com qualquer processo ao arco elétrico e sofrerá nova interferência devido à exposição ao processo de soldagem subsequente.

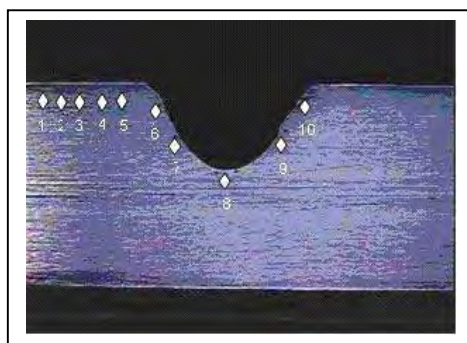


Figura 20 – Esquema de medição de dureza – cp 9 - metal de base e linha de goivagem

Tabela 5 – Resultado das medições de dureza – metal base e linha de goivagem

HV 500

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
174	174	178	178	180	202	204	216	203	206

A partir dos resultados da tabela 5 pode-se observar que houve um aumento considerável nos valores de dureza ao longo da linha goivada, que poderia indicar uma possível influência do processo de goivagem ao arco elétrico com grafite pelo aporte térmico e pela adição de carbono. É evidente haver a tendência de alteração nos

valores devido à proximidade da região que apenas sofreu os efeitos do ciclo térmico e refusão do material. O fato não chega a ser preocupante, já que o exame metalográfico e a análise química não mostraram uma alteração no teor de cromo, e não são normalizados ou indicados para detectar a susceptibilidade à corrosão intergranular.

### 2.3.5 Teste de caracterização estrutural – ASTM A 262

Os ensaios eletrolíticos conforme a prática A do ASTM A 262 foram executados nos cp's 1, 2, 3 e 4, com exposição ao ácido oxálico 10%, sob uma corrente de 1 A/cm<sup>2</sup> durante 1,5 minuto.

As Figuras 21, 22, 23 e 24 (destaque) mostram as microestruturas encontradas.

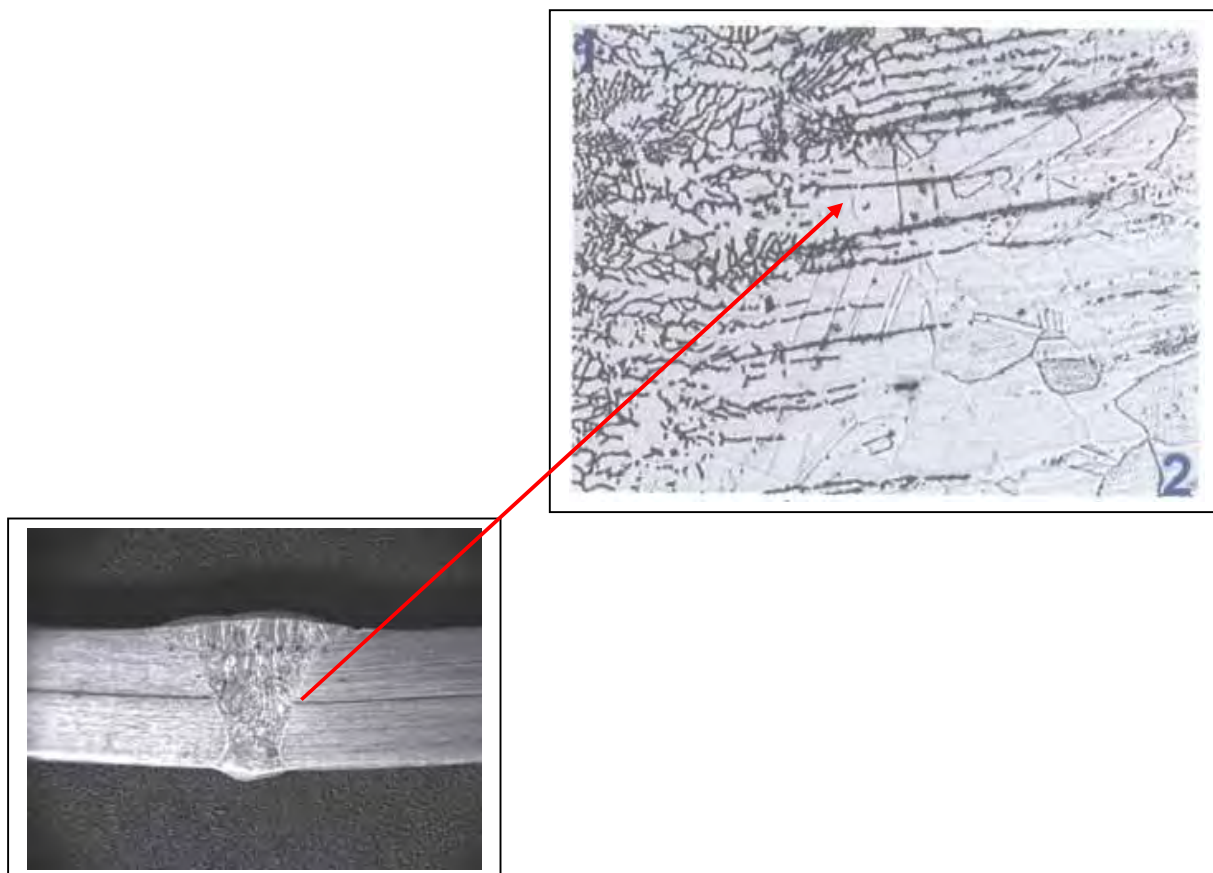


Figura 21 - Micrografia – cp 1 – ataque eletrolítico – linha de fusão – 340x

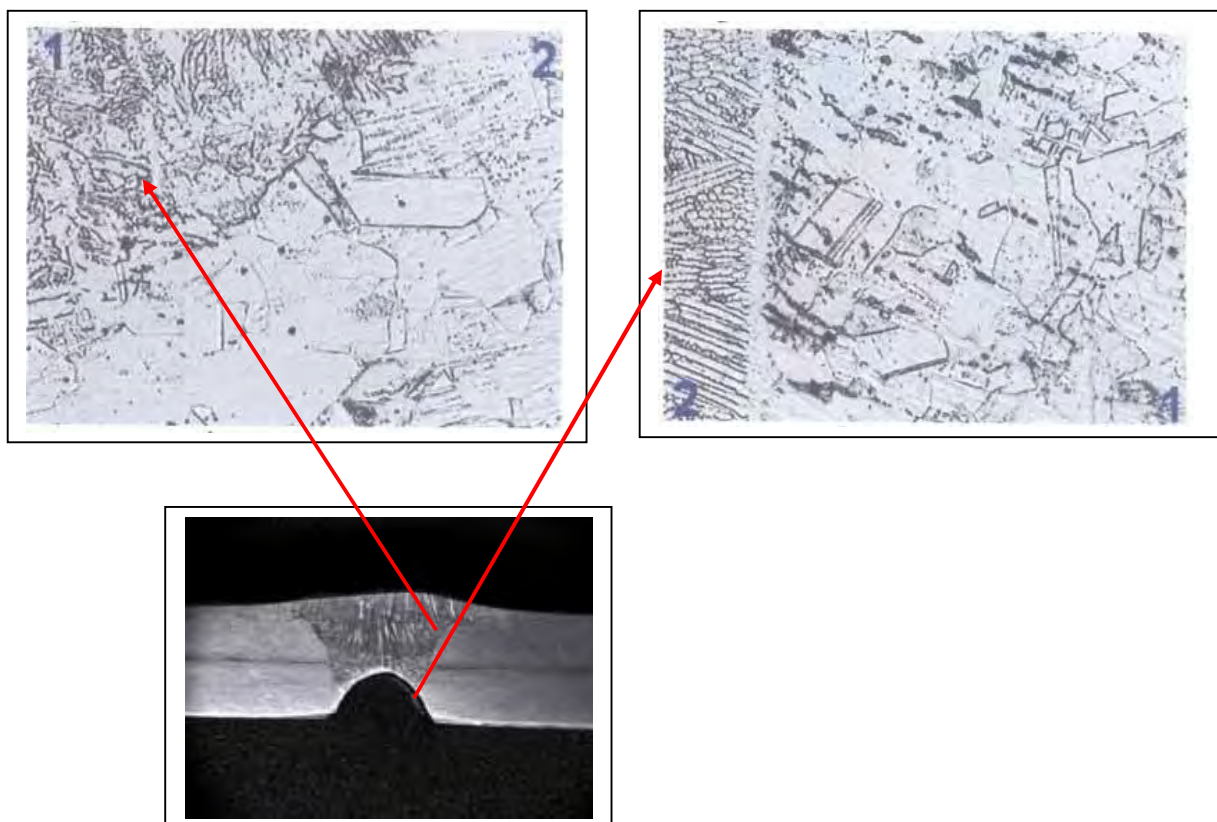


Figura 22 - Micrografia – cp 2 – ataque eletrolítico – linha de fusão e goivagem – 340x

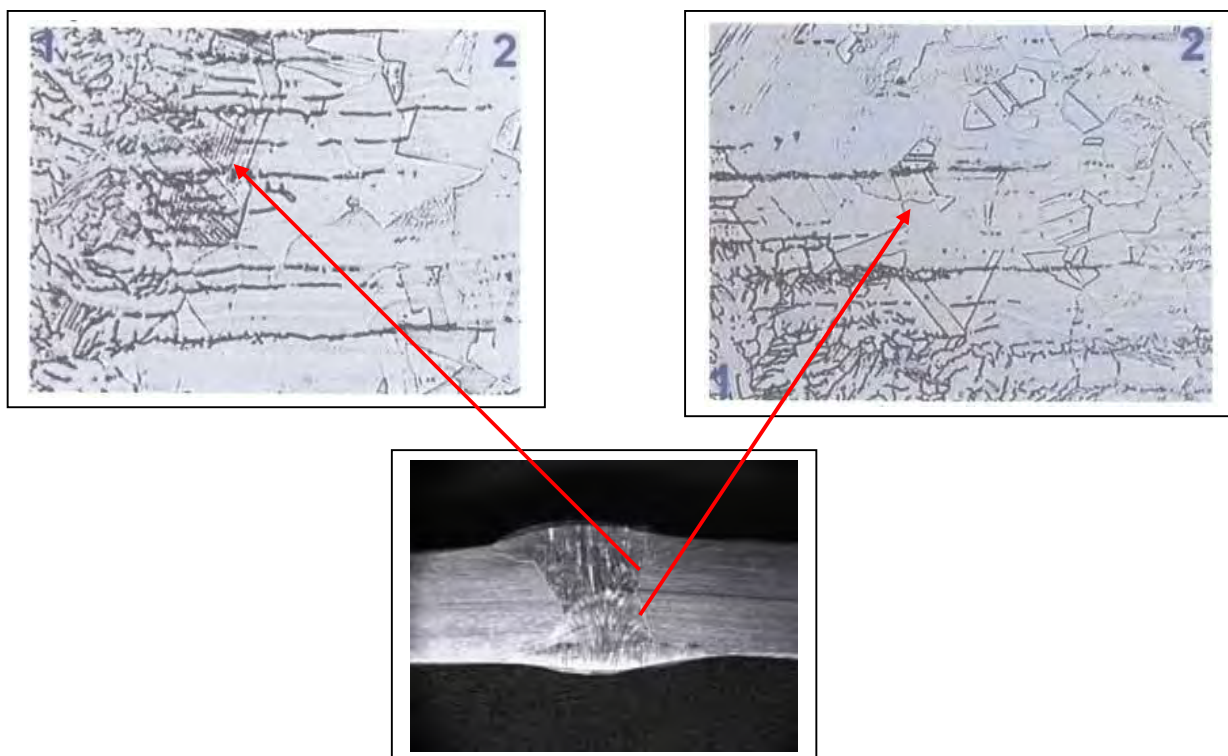


Figura 23 - Micrografia – cp 3 – ataque eletrolítico – linha de fusão – 340x

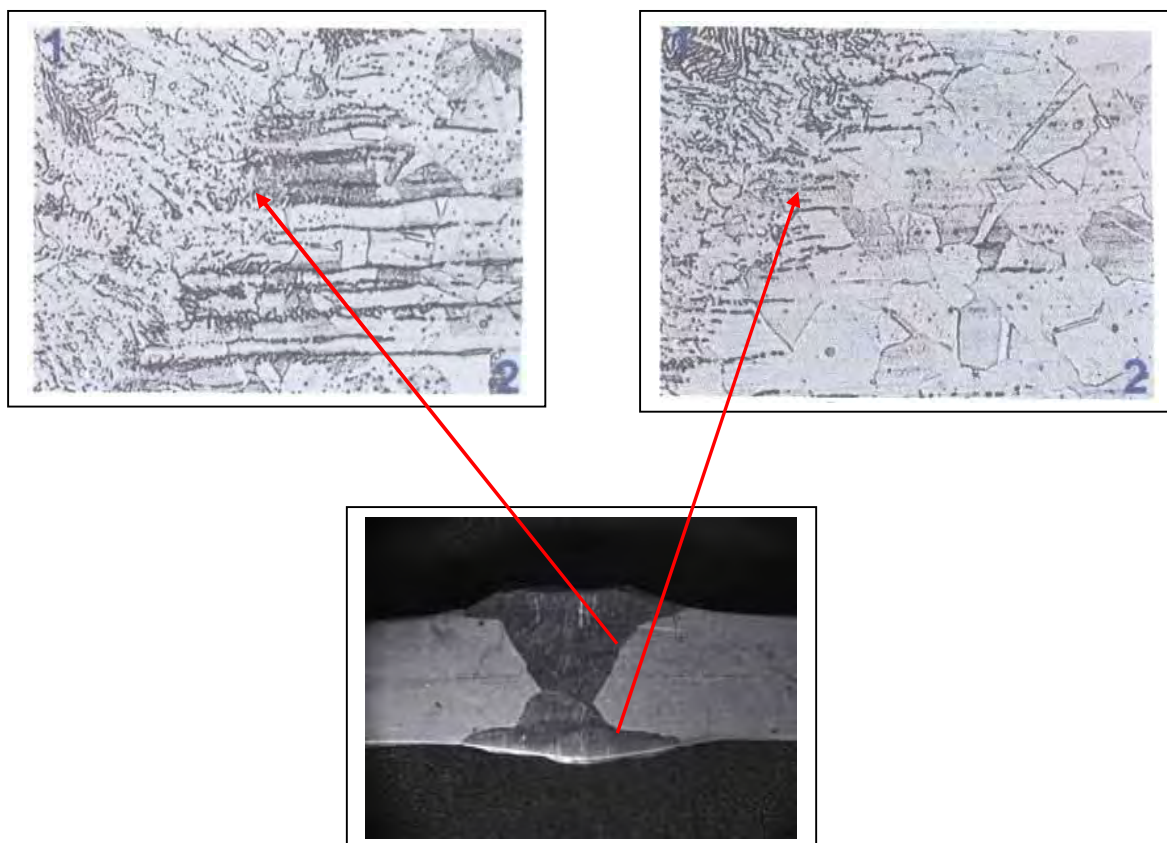


Figura 24 - Micrografia – cp 4 – ataque eletrolítico – linha de fusão – 340x

Os cp's 1, 3 e 4 apresentaram, na região 1, uma microestrutura do metal de solda constituída por rede de ferrita em matriz austenítica e, na região 2, apresentaram a zona termicamente afetada do metal de base, classificada como microestrutura austenítica maclada (steps ou degraus), com pequenas regiões de ataque localizado revelando a direção do fluxo de calor.

O cp2 apresentou também, na região 1, uma microestrutura do metal de solda constituída por rede de ferrita em matriz austenítica e, na região 2, apresentou a zona termicamente afetada do metal de base, classificada como microestrutura austenítica maclada. Na área goivada, nota-se que a região 1 apresentou também a zona termicamente afetada do metal base classificada como microestrutura austenítica maclada com as pequenas regiões de ataque localizado revelando a direção do fluxo térmico e, na região 2, verifica-se a área adjacente à goivagem, constituída de microestrutura austenítica bruta de fusão.

As linhas de fusão e as zonas termicamente afetadas dos metais de base não apresentaram sinais de susceptibilidade à corrosão intergranular, não caracterizando

que os procedimentos de soldagem e goivagem afetem a estrutura original típica do aço inoxidável austenítico.

### 2.3.6 Testes complementares

#### 2.3.6.1 Ensaio metalográfico após tratamento térmico

Os cp's 7 e 8, tratados termicamente, foram analisados posteriormente por MEV/EDS, com o registro metalográfico efetuado exatamente na área reagida à solução de 0,5 M  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,01 M KSCN, logo depois das amostras serem dispostas aos ensaios eletroquímicos de reativação potenciodinâmica, conforme Figuras 25 e 26.

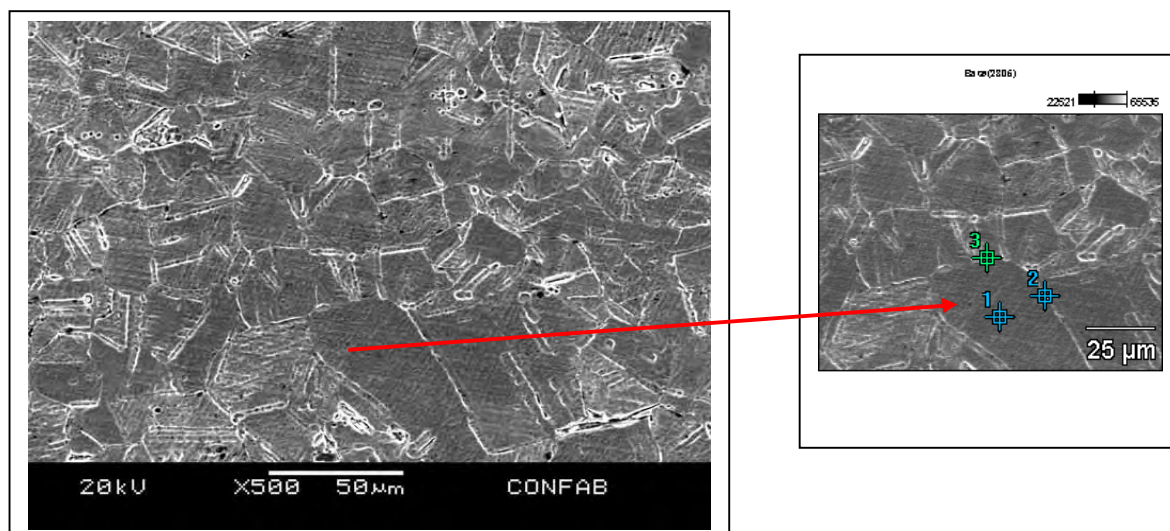


Figura 25 – Micrografia do cp 7 com ataque por solução 0,5 M  $\text{H}_2\text{SO}_4$  + 0,01 M KSCN, após tratamento térmico de 670 °C por 60 hs.

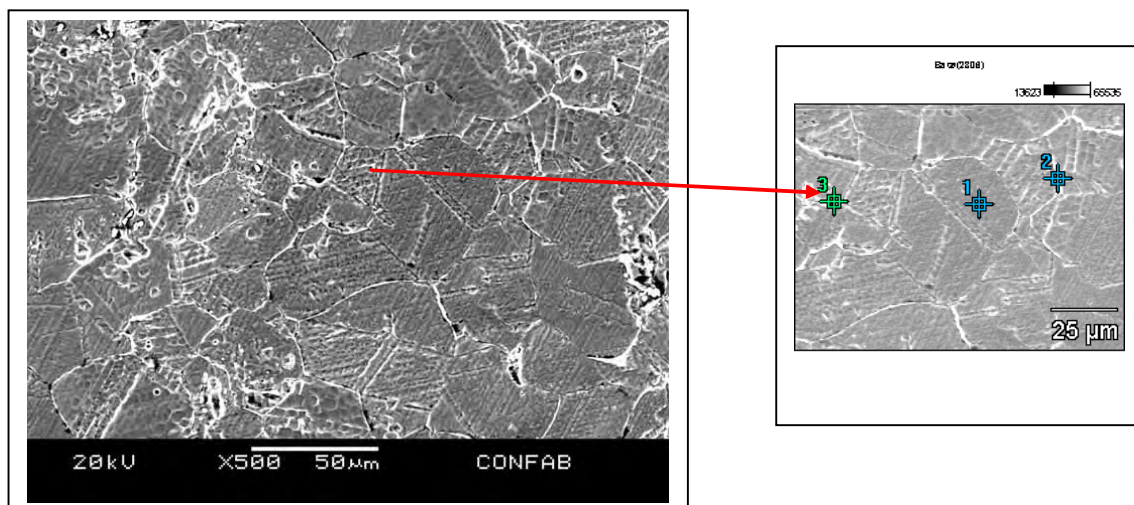


Figura 26 – Micrografia do cp 8 com ataque por solução 0,5 M H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0,01 M KSCN, após tratamento térmico de 670 °C por 60 hs.

As micrografias mostraram as mesmas microestruturas originais em matriz austenítica maclada, com teores de cromo encontrados nos pontos indicados como 1, 2 e 3, sem nenhuma alteração significativa e bastante compatíveis com os valores originais. Tabela 6.

Tabela 6 – Teores de cromo – matriz e contorno de grão.

% Cr	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3
cp7	18,73	19,12	18,63
cp8	18,66	17,65	18,24

### 2.3.6.2 Verificação do teor de Ferrita delta

O cp2 foi analisado quanto ao teor de Ferrita delta através de aparelho portátil modelo Ferritscope MP 30E-S Fischer, de propriedade da Confab Equipamentos, conforme demonstrado na Figura 27, com medições executadas na zona fundida e linha de goivagem.

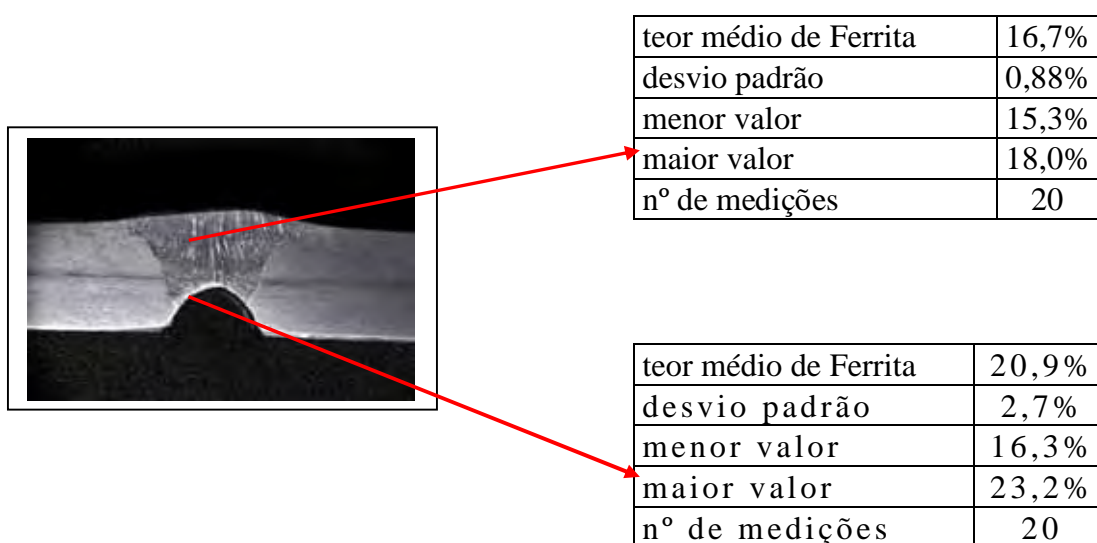


Figura 27 – Esquema de medição de teores de Ferrita delta.

A troca térmica, ou tempo de solidificação, refundiu toda a região goivada a uma velocidade que propiciou uma retenção de aproximadamente 2,5 a 5,0% de Ferrita delta, acima dos valores médios na pequena camada afetada, sem prejuízo algum às características de corrosão do material estudado.

### 3 CONCLUSÃO

Baseado no estudo apresentado considera-se que o processo de goivagem ao arco elétrico com eletrodo de grafite não propicia consequências indesejáveis à microestrutura do aço inoxidável austenítico ASTM A-240 Tp 304L, haja vista principalmente o baixo teor de carbono presente na liga não favorecer metalurgicamente o princípio da sensitização. Apesar disto tomam-se necessários cuidados mínimos de limpeza e técnicas de manuseio específico, recomendado pelos fabricantes de cada material manufaturado.

Os resultados dos testes executados são suficientes para concluir que o processo de goivagem ao arco elétrico com eletrodo de grafite, mesmo expondo o material a altas temperaturas em contato com um meio rico em carbono, não proporciona longos tempos de permanência nesta situação crítica e não favorece, portanto, os efeitos consideráveis de descromização. Se considerarmos uma curva de transformação-tempo-temperatura para um material com um teor de cromo na casa de 0,015%, como é a composição da chapa estudada, precisaríamos de no mínimo 100 h de tratamento a 670°C para favorecer o início da sensitização.

## SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Desenvolver pesquisa com técnica aprimorada para ensaio DL-EPR em regiões pontuais nas áreas de solda, zona afetada termicamente e metal de base buscando traçar uma curva comparativa entre os resultados distintos encontrados.

Verificar também se a diferença nos valores da corrente de pico e valores positivos de potencial de corrosão encontrada nas amostras tratadas termicamente está relacionada à “quebra” da fina camada oxidada superficial observada nos respectivos corpos de prova.

Buscar alternativas para utilização do método de impedância eletroquímica EIS (Electrochemical Impedance Spectroscopy), principalmente para fins de comparação de resultados entre as diversas técnicas empregadas, viabilizando e impondo uma confiabilidade ainda maior aos procedimentos definidos e aplicados neste primeiro estudo.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A240/A240M**: Standard Specification for Heat Resistant Chromium and Nickel Stainless Steel Plate, Philadelphia: ASTM, 1999.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A262 – 98**: Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels, Philadelphia: ASTM, 1998.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook**. Vol. 2, Eighth Edition. Miami, Flórida: AWS, 1992.

ARAÚJO, B. I. S.; NAKAZATO, R. Z. **Influência do corte com eletrodo de carvão na estrutura metalúrgica e na resistência à corrosão dos aços inoxidáveis austeníticos série A-240 Tp 304L**. ABM. 63º Congresso Anual da ABM, Santos, 28Jul a 01Ago 2008 (Anais). São Paulo, TecArt, 2008, livreto de resumos, pp 65-66.

ARUTUNOW, A; DAROWICKI, K. **DEIS assessment of AISI 304 stainless steel dissolution process in conditions of intergranular corrosion**. Electrochimica Acta 53. 2008, p. 4387 – 4395.

ASM Metals HandBook - **Welding, Brazing, and Soldering**. Vol. 6. EUA: ASM International HandBook Committee, 1993.

CALLISTER Jr, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais**. 5ª ed. Rio de Janeiro: LTC Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 2002.

CARBÓ, H. M. **Aço Inoxidável – Aplicações e Especificação**. São Paulo: Núcleo Inox, Acesita. 2001.

CONTEC – COMISSÃO DE NORMAS TÉCNICAS. **N-133: SOLDAGEM**, rev. J. Rio de Janeiro: Petrobrás, 2002.

DENARO, A. R. **Fundamentos da Eletroquímica**. São Paulo. Editor Edgard Blucher LTDA. Editora da Universidade de São Paulo, 1974.

GENTIL, V. **Corrosão**. 3ª ed. Rio de Janeiro: LTC Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1996.

GIMENES Jr., L. **GOIVAGEM**. São Paulo: INFOSOLDA. Processos Usuais de Soldagem II, FATEC-SP, 1995.

InfoMet – Informações britadas, fundidas e laminadas. **Aços – inoxidáveis**. São Paulo. Disponível em: <[http://www.infomet.com.br/h\\_acos\\_inoxidaveis.php](http://www.infomet.com.br/h_acos_inoxidaveis.php)>. Acesso em 12 out. 2007.

LAZARINI, J. C.; FREIRE, C. M. A. **Estudo da aplicação da técnica EPR-DL (Electrochemical Potentiokinetic Reactivation - Double Loop) para avaliar sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos TP 304 e Tp 304L**. In: 21º Congresso Brasileiro de Corrosão / 5ª Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos, 2001, São Paulo, anais do 21º ABRACO / 5ª COTEQ. Rio de Janeiro: ABRACO, 2001, v. 1, 7 p.

LIMA-NETO, P. et al. **Determination of the sensitized zone extension in welded AISI 304 stainless steel using non-destructive electrochemical techniques**. Corrosion Science 50. 2008. p. 1149 – 1155.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. Coleção Tecnologia da Soldagem Volume 1. São Paulo: SENAI - SP, 2001. 100p.

SEDRIKS, A. J. **Corrosion of stainless steels**. New York: John Wiley & Sons, 1979.

SILVA Junior, M. F. et al. **Análise de sensitização do aço inoxidável AISI 347**. In: 21º Congresso Brasileiro de Corrosão / 5ª Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos, 2001, São Paulo, anais do 21º ABRACO / 5ª COTEQ. Rio de Janeiro: ABRACO, 2001, v. 1.

THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY. **The PROCEDURE HANDBOOK of Arc Welding**. Twelfth Edition. Cleveland, Ohio: AWS, 1973.

THE LINCOLN ELECTRIC COMPANY. **The PROCEDURE HANDBOOK of Arc Welding**. Fourteenth Edition. Cleveland, Ohio: AWS, 2000.

TEBECHERANI, C. T. P. **AÇOS INOXIDÁVEIS**. São Paulo: Catálogos Diversos da Acesita.

TEODORO, C. A. & WOLYNEC, S. **Estudo da Cinética de Sensitização dos Aços Inoxidáveis Austeníticos AISI 304, 347 e 347L através da Técnica de Reativação Potenciocinética**. XI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Águas de São Pedro, São Paulo, 11-14 dez. 1994 (Anais). São Paulo, Epusp, 1994, vol. 1, pp. 335-338.

WOLYNEC, S. **Técnicas Eletroquímicas em Corrosão**. São Paulo: Edusp - Editora da Universidade de São Paulo. 2003.

ZEEMANN, A. **Soldagem dos Aços Austeníticos**. Infosolda. São Paulo: Soldagem & Inspeção. 1998.